

铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金热处理工艺优化研究

李 逊¹ 邓 攀² 邹爱华² 王 恒² 文 宇²

(1. 中国航发贵州红林航空动力控制科技有限公司, 贵阳 550009; 2. 南昌航空大学材料科学与工程学院, 南昌 330038)

摘 要 铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金是一种可热处理强化合金, 为充分发挥其力学性能, 采用热力学计算、DSC 热分析和硬度测试, 优化了合金的热处理工艺。首先利用热力学计算和 DSC 热分析, 确定了铸态合金的组织组成及各相的溶解温度, 从而将合金的固溶工艺定为双级固溶: 一级固溶温度为 500 °C, 二级固溶温度为 525 °C。通过计算固溶时间对合金元素分布的影响, 并结合 DSC 曲线中 θ -Al₂Cu 吸热峰面积的变化, 确定一级固溶时间为 4 h。结果表明, 525 °C 固溶热处理 8 h 后 Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相基本消失, 共晶 Si 相转变为颗粒状, 且其费雷特(Feret)直径为 3.2 μm, 合金硬度(HV)达到最大值 110.5, 故将二级固溶时间定为 8 h。硬度测试结果表明 170 °C 时合金硬度(HV)最高, 为 140.7, 因此最终确定 170 °C 为最佳时效温度。

关键词 铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金; 热处理工艺; 热力学计算; DSC 热分析

中图分类号 TG146.21; TG166.3

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250184

Heat Treatment Process Optimization of Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy

LI Xun¹, DENG Pan², ZOU Aihua², WANG Heng², WEN Yu²

(1. China Aviation Engine Corporation Guizhou Honglin Aviation Power Control Technology Co., Ltd., Guiyang 550009; 2. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330038)

Abstract: As a heat-treatable strengthening alloy, the heat treatment process of Al-Si-Cu-Mg cast alloy was optimized through thermodynamic calculations, differential scanning calorimetry (DSC) thermal analysis, and hardness testing to fully understand mechanical properties. Firstly, thermodynamic calculations and DSC thermal analysis were utilized to identify microstructure composition of as-cast alloy as well as dissolution temperatures of various phases, thus establishing a two-stage solution treatment for the alloy with primary solution temperature of 500 °C and the secondary solution temperature of 525 °C. The influence of solution time on distribution of alloying elements was calculated, and the primary solution time was determined as 4 h combined with variation in the endothermic peak area of θ -Al₂Cu in DSC curve. The results indicate that Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ phase basically disappears after solid solution treatment at 525 °C for 8 h, the eutectic Si phase is transformed into a granular shape with a Feret diameter of 4.4 μm, and the hardness reaches maximum value of 110.5 HV. Therefore, the secondary solution time is set at 8 h. Hardness testing results reveal that maximum hardness of 140.7 HV is achieved at 170 °C, demonstrating the optimal aging temperature.

Key Words: Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy, Heat Treatment Process, Thermodynamic Calculation, DSC Thermal Analysis

铸造 Al-Si 合金因其较高的比强度、优异的铸造性能、耐腐蚀性能, 以及较低的热膨胀系数, 被广泛应用于汽车制造业和航空航天领域^[1-2]。然而, 传统二元 Al-Si 合金强韧性不足, 难以满足现代工业对高强铝合金的需求, 但通过添加 Cu、Mg 等元素进行合金化, 形成铸

造 Al-Si-Cu-Mg 合金, 可显著提升其力学性能与热稳定性^[3-4]。

铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金是一种可热处理强化合金, 固溶强化和时效强化是该合金的两种热处理强化方式。固溶强化一方面能使合金凝固过程中形成的金

收稿日期: 2025-04-30; 修订日期: 2025-08-31

基金项目: 江西省重点研发计划资助项目(20192BBE50001)

第一作者: 李逊, 男, 1992 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1141871226@qq.com

通信作者: 邹爱华, 女, 1980 年出生, 副教授, E-mail: aihua553030@163.com

引用格式: 李逊, 邓攀, 邹爱华, 等. 铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金热处理工艺优化研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(6): 921-927.

LI X, DENG P, ZOU A H, et al. Heat treatment process optimization of Al-Si-Cu-Mg cast alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(6): 921-927.

属间化合物溶解进入合金基体中形成过饱和固溶体,造成晶格畸变使得合金的力学性能提升。另一方面固溶热处理可以使得合金元素的分布更加均匀,并改善共晶 Si 相的形貌,使其由大尺寸的针状相转化为圆整的颗粒状,从而优化合金的组织结构^[5-6]。时效强化主要是通过后续的时效热处理使得过饱和固溶体中的元素脱溶聚集长大形成与基体半共格的亚稳态强化相如 β' -Mg₂Si 相、 θ' -Al₂Cu 和 Q'-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相^[7-8]。

热处理是提升 Al-Si 合金性能的关键途径之一。计算材料工程(ICME)的出现和发展,使得基于 CALPHAD(相图计算)方法进行新材料的研发和工艺制定正在逐步取代传统的试错法,近些年来被研究者广泛使用^[9-10]。刘家懿等^[11]利用 CALPHAD 方法,确定了合金的热处理工艺为 530 °C×10 h 固溶+150 °C×10 h 时效处理,经过该工艺热处理后合金的抗拉强度达 415 MPa,屈服强度达 319 MPa,伸长率达 7%。ZHANG M S 等^[12]基于 Al-Si-Cu-Mg 合金的强韧化机制,从多元合金化和热处理等方面总结了提高 Al-Si-Cu-Mg 合金强度和韧性的研究进展,重点介绍了结合 CALPHAD 方法与试验研究以优化热处理工艺。刘云鹤等^[13]利用 JMatPro 软件对 Al-Mg-Si-Cu-La 合金的析出相及性能进行了研究,发现 Cu 含量增加能够提升 θ -Al₂Cu 相的含量,从而提高合金的力学性能,在 Cu 含量为 4% 时抗拉强度达到最大,随后下降。FARKOOSH A R 等^[14]通过 CALPHAD 方法研究了 Ni 添加对合金析出相种类和含量的影响,发现 Ni 添加引入了新的强化相提高了合金的硬度,但由于其使得合金的凝固温度范围增大,合金的孔隙率也随之增大。为充分发挥固溶和时效阶段对合金力学性能的强化作用,本研究主要使用 3 种方法来优化合金的热处理工艺,首先基于 CALPHAD 方法,利用热力学软件 JMatPro 确定合金平衡凝固时的各相析出顺序以及热处理参数对合金元素分布和强化相含量的影响,其次利用 DSC 热分析检测合金各相的溶解温度,确定合金固溶热处理时的温度,研究合金的组织 and 硬度随固溶时效时间的变化情况。最后,确定铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金的热处理工艺参数,为其他成分铝合金热处理工艺参数的制定提供参考。

1 试验材料及方法

试验原材料(质量分数,下同)包括 99.9% 纯 Al, 99.9% 纯 Mg, Al-25Si 中间合金, Al-50Cu、Al-10Sr 和 Al-5Ti-1B 中间合金。熔炼所使用的设备为 GR3-100-9 型石墨坩埚电阻炉,熔炼时先将纯 Al 和 Al-25Si 中间

合金随炉加热到 740 °C 待其熔化后,将 Al-50Cu 中间合金、纯 Mg、Al-5Ti-1B 和 Al-10Sr 中间合金加入到石墨坩埚中。待炉温降到 720 °C 后,将精炼剂 C₂Cl₆ 加入到熔体中并静置 10 min,对熔体进行除渣除气,最后保温 30 min 将熔体倒入金属型中,完成铸造 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的制备。利用 SparkCCD 6500 型直读光谱仪对合金元素实际含量进行检测,结果见表 1。

表 1 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg alloy %

w_B						
Si	Cu	Mg	Ti	Sr	Fe	Al
8.86	1.84	0.71	0.09	0.05	0.05	余量

利用 FEI Nova Nano SEM450 型场发射扫描电镜和 XJP-3Ad 型金相显微镜对合金的显微组织进行观察。金相试样在显微组织观察前需经过研磨和抛光处理,并经超声清洗后使用 Keller 试剂(体积分数,95% 的 H₂O+2.5% 的 HNO₃+1.5% 的 HCl+1% 的 HF)腐蚀 8 s 后进行显微组织观察。合金的硬度测试在 DureScan50 型维氏硬度计上进行,载荷为 2.94 N,加载时间为 10 s,每个试样等间距测量 7 个点的硬度,去掉最大值和最小值后取平均值。利用 DSC200F3 差示扫描量热仪对合金的相变温度进行测定,升温速度为 10 °C/min,温度达到 700 °C 结束。

本研究调用 JMatPro 软件中 Step Temperature 模块对合金铸态组织中相组成和凝固过程进行分析。使用均匀化热处理 Homogenisation 模块对合金在不同固溶温度和时间下的元素分布进行计算,确定元素均匀分布所需的时间。利用 Isothermal 模块,以固溶温度和时效温度作为计算参数,分析时效过程中各析出相的含量和转变,为确定时效参数提供参考。

2 试验结果与分析

2.1 热力学平衡相计算

利用 JMatpro 软件计算的铸造 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的平衡相图见图 1。可以看出,合金的铸态组织主要由共晶 Si 相、 α -Al 相、 θ -Al₂Cu 相和 Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相组成。此外,合金的液相线温度为 594.3 °C,低于此温度开始凝固析出 α -Al 相,并在 536 °C 时其含量达到最高,此后由于发生固态相变导致 α -Al 含量有所减少,共晶 Si 相的析出温度为 569.2 °C,铸态组织中其质量分数为 8.39%,温度为 539 °C 时开始析出 β -Mg₂Si 相,Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相的析出温度为 537.6 °C。由于 β -Mg₂Si 相会向 Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相发生转变,所以铸态合金组织中可能只存在微量 β -Mg₂Si 相,最后析出

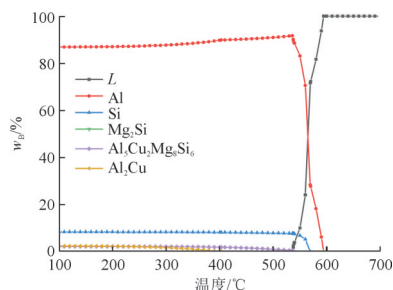


图1 铸态 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金平衡相组成
Fig.1 Equilibrium phase composition of as-cast Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg alloy

的凝固平衡相为 Al_2Cu , 析出温度为 $403.2\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

2.2 铸态显微组织形貌

图2为铸态 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的 SEM 组织形貌。可以看出,合金铸态组织主要由 α -Al 基体,浅灰色的珊瑚状共晶 Si 相,深灰色的条状凝固相和亮白色的块状凝固相组成。为进一步确认凝固相的种类,对其进行了 EDS 能谱分析,见表2。由表2可知,合金的铸态组织主要包括 α -Al 相、共晶 Si 相、 θ - Al_2Cu 相以及 $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相。

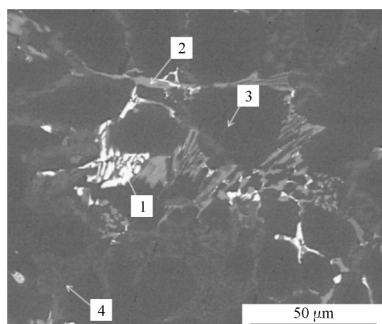


图2 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金铸态组织显微形貌
Fig.2 Microstructure of as-cast Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg alloy

表2 Al-9Si-1.8-0.7Mg 合金铸态组织金属间化合物 EDS 分析

检测点	$x_B/\%$				相
	Al	Si	Mg	Cu	
1	73.80	0.84	—	25.36	θ - Al_2Cu
2	32.43	25.59	33.03	8.95	$\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$
3	97.06	0.98	—	1.96	α -Al
4	8.72	90.25	0	1.03	共晶 Si 相

2.3 固溶温度工艺参数设计

在合金的固溶热处理阶段,固溶温度和固溶时间的设定是影响铸态合金力学性能提升的两个关键因素。其中固溶温度的设定是固溶热处理的核心,合金的固溶温度过低,组织中高熔点金属间化合物难以充分溶解,使得固溶不充分,同时合金基体中的元素也难以扩散均匀。经时效热处理后弥散析出的强化相数量

少,合金的力学性能难以大幅提高。但合金的固溶温度过高,又会使得低熔点第二相出现熔化过烧,合金晶界重溶,导致合金性能降低,因此合金固溶温度的选择应保证合金低熔点相不发生过烧,同时使得合金中的金属间化合物可以充分溶入基体,合金元素能够在基体中均匀分布^[15]。

图3为铸造 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的非平衡凝固路径和铸态 DSC 曲线。从图3a可知,凝固过程中各相的析出顺序与图1一致,但非平衡凝固过程中 θ - Al_2Cu 相的凝固温度转变为 $510.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。从图3b中可以看出,铸态合金的升温过程中共有4个吸热峰,温度从低到高分别对应为 θ - Al_2Cu 、 $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 、共晶 Si 相和 α -Al 相,其中 θ - Al_2Cu 、 $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 对应的起始溶解温度依次为 $507.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $528.4\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。其中 θ - Al_2Cu 相的溶解温度与图1中计算的 θ - Al_2Cu 相的凝固温度差距较大,与图3a中计算的 θ - Al_2Cu 相的凝固温度基本一致,主要是因为图1是基于平衡凝固条件下进行的模拟计算,而实际合金的溶解和凝固过程往往是在非平衡热力学条件下发生的。同时 DSC 测试过程中由于升温速率、试样形状大小以及保护气体都会对实验数据产生影响,导致 DSC 试验结果与平衡相图各相析出温度有所差异^[16]。考虑到固溶升温过程与 DSC 测试相同,因此采用 DSC 测试数据作为固溶温度的制定依据。由于两相起始溶解温度相差较大,因此本研究采用双级固溶工艺进行合金的固溶热处理,一级固溶温度为 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$,二级固溶温度设置为 $525\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

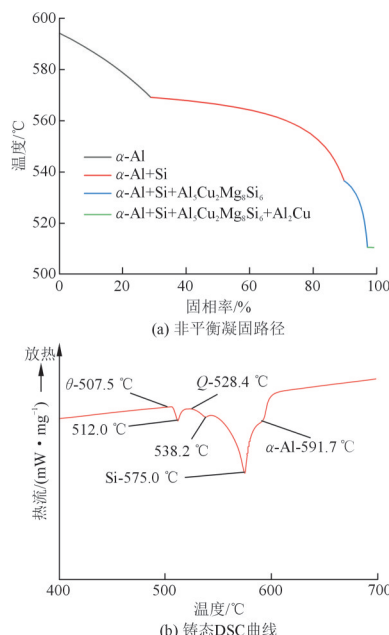


图3 Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg 合金的非平衡凝固路径和铸态 DSC 曲线

Fig.3 Non-equilibrium solidification path and as-cast DSC curve of Al-9Si-1.8Cu-0.7Mg alloy

2.4 固溶时间设计

2.4.1 一级固溶时间

对铸态合金进行固溶热处理,一方面可使合金中的Si、Mg、Cu等合金元素在基体中扩散均匀,另一方面可使合金中的金属间化合物如 θ - Al_2Cu 、 Q - $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相等溶入 α -Al基体内。为确定合金元素均匀化所需的时间,利用JMatPro软件的Homogeni-

sation模块计算了Si、Cu、Mg元素随固溶时间变化在基体中的扩散情况,计算时将固溶温度设置为500℃,元素在枝晶臂间对称分布,故二次枝晶间距设定为测量后的最大值50 μm ,计算结果见图4。可以看出Si元素在基体中均匀分布所需时间最少为1 h, Mg元素在基体中均匀分布最少需要2 h, Cu元素在基体中均匀分布所需时间最少为4 h,因此,为使合金元素在基体中均匀分布,防止元素偏聚,至少需要在500℃下固溶4 h。

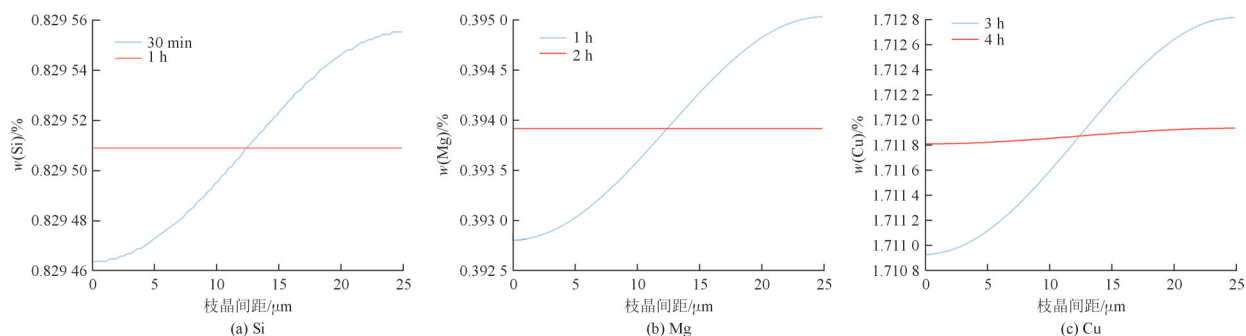


图4 固溶时间对合金元素均匀化扩散的影响

Fig.4 Effects of solution time variation on homogenization diffusion of alloying elements

由于固溶处理对合金力学性能的提升也与金属间化合物的固溶程度有关,为使低熔点强化相 θ - Al_2Cu 在一级固溶处理过程中完全溶入合金基体中,本研究在一级固溶阶段对铸态合金进行了1、2、4和6 h的固溶处理,不同固溶处理时间下合金的DSC曲线随固溶时间的变化情况及其显微组织见图5a。从图5a可知,随着固溶时间的增加,固溶2 h时 θ - Al_2Cu 相对应的吸热峰面积较铸态时已显著变小,说明此时已有大量 θ - Al_2Cu 相溶入基体中,时效4 h后吸热峰消失,表明此时 θ - Al_2Cu

已全部溶解。从图5b可以看出原先的多相共存区域只剩下浅灰色的 Q - $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相,原先亮白色的 θ - Al_2Cu 相已经消失,与DSC测试的试验结果一致。根据合金元素在基体中的扩散情况和DSC测试结果将合金的一级固溶时间定为4 h。

2.4.2 二级固溶时间

对合金进行二级固溶热处理的目的主要是为了使 Q - $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相充分溶入基体,并使共晶Si相熔断向颗粒状转变。合金在525℃下固溶不同时间后的SEM显微组织见图6。可以看出一级固溶处理后合金组织中的 Al_2Cu 相基本已经完全溶解,在固溶前期合金中的Q相溶解速度较快,固溶6 h后小尺寸的Q相大部分已经溶入合金基体中,只剩下一些残余的大尺寸Q相未溶解。随着固溶时间增加,块状相的尖端区域逐渐溶解扩散,8 h时组织中的Q相含量进一步减少,固溶10 h后合金中的Q相基本完全溶解。合金的硬度随固溶时间的变化见图6f,在二级固溶热处理前期由于Q相的溶解速度较快,Cu、Mg等元素溶解进入 α -Al晶体中。溶质原子的溶入导致 α -Al晶体的晶格产生畸变,在其附近会形成应力场,能够阻碍位错运动,使得位错堆积,溶质原子受到吸引在此聚集,形成柯氏气团,因此合金的硬度逐渐增大,固溶8 h时其硬度(HV)达到110.5。但随着固溶时间的进一步延长,合金中的Q相已经基本溶解,合金的固溶强化效果开始减弱,另外固溶时间过长,可能会引起合金晶粒的粗化和共晶Si相的长大,因此导致Al-Si合金的硬度开始下降。

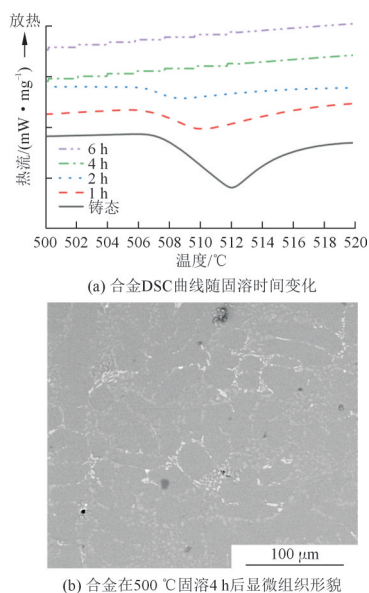


图5 固溶时间对合金的DSC曲线的影响及500℃固溶4 h后合金的显微形貌

Fig.5 Effects of solution time on DSC curves and micro morphology of the alloy after solution treatment at 500℃ for 4 h

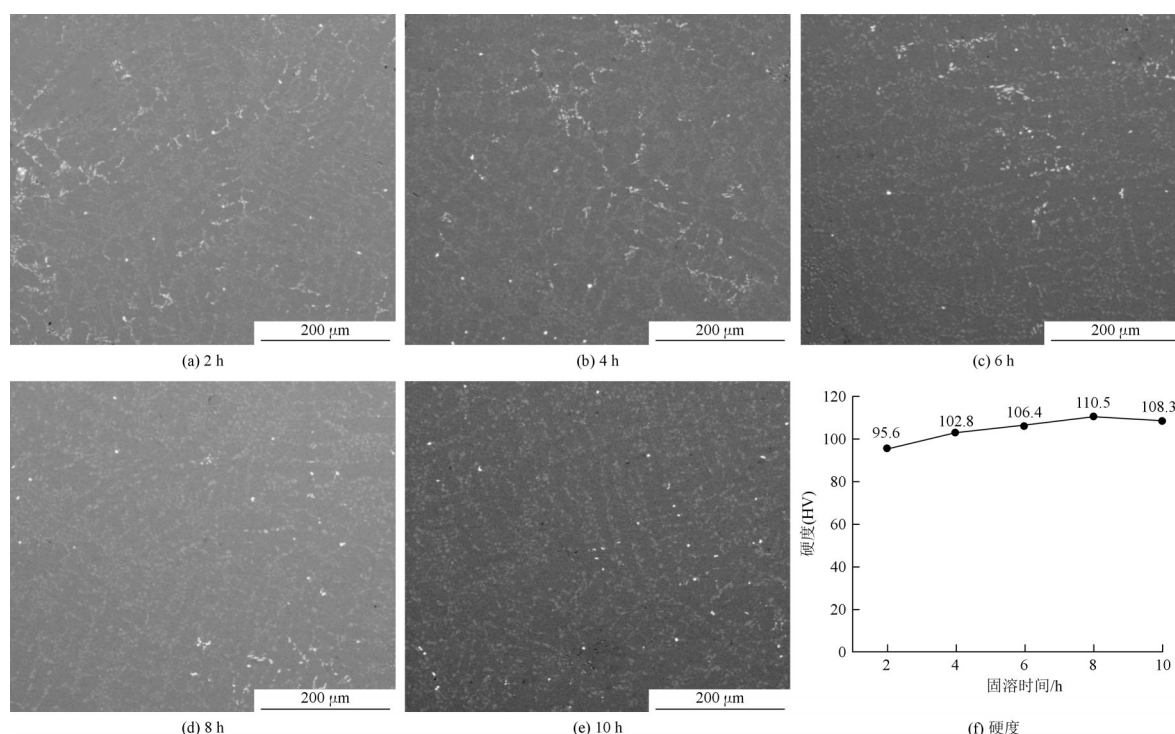


图6 525 °C固溶不同时间后合金的显微形貌和硬度

Fig.6 Microstructure and hardness of alloy after solution treatment at 525 °C for different durations

图7为二级固溶时合金共晶Si形貌随固溶时间的变化及共晶Si相的尺寸变化。可以看出随着固溶时间的延长,共晶Si相经历了缩颈、熔断、球化和长大等阶段。二级固溶4 h时合金中的共晶Si相开始缩颈熔断,从原先聚集的网状结构变得离散,共晶Si的熔断往往发生在合金的原子错位、晶格缺陷等能量较低处,随着固溶时间增加,共晶Si的Feret直径不断减小。由于Si相尖端区域曲率较大、能位高, Si原子的溶解和迁移驱

动力较大, Si原子易发生迁移,使得共晶Si相的尖端钝化,形貌向颗粒状转变。固溶8 h时,共晶Si的平均Feret尺寸最小,为3.2 μm。当二级固溶时间达到10 h时,由于基体对Si原子的溶解度达到饱和,过剩的Si原子依附在尺寸较大的Si颗粒上,发生共晶Si的粗化长大^[17-18]。图6f中固溶10 h合金的硬度下降也是因为固溶时间过长,使得共晶Si相粗化,对位错运动的阻力变小,抵抗局部塑性变形能力降低,因此合金的二级固溶

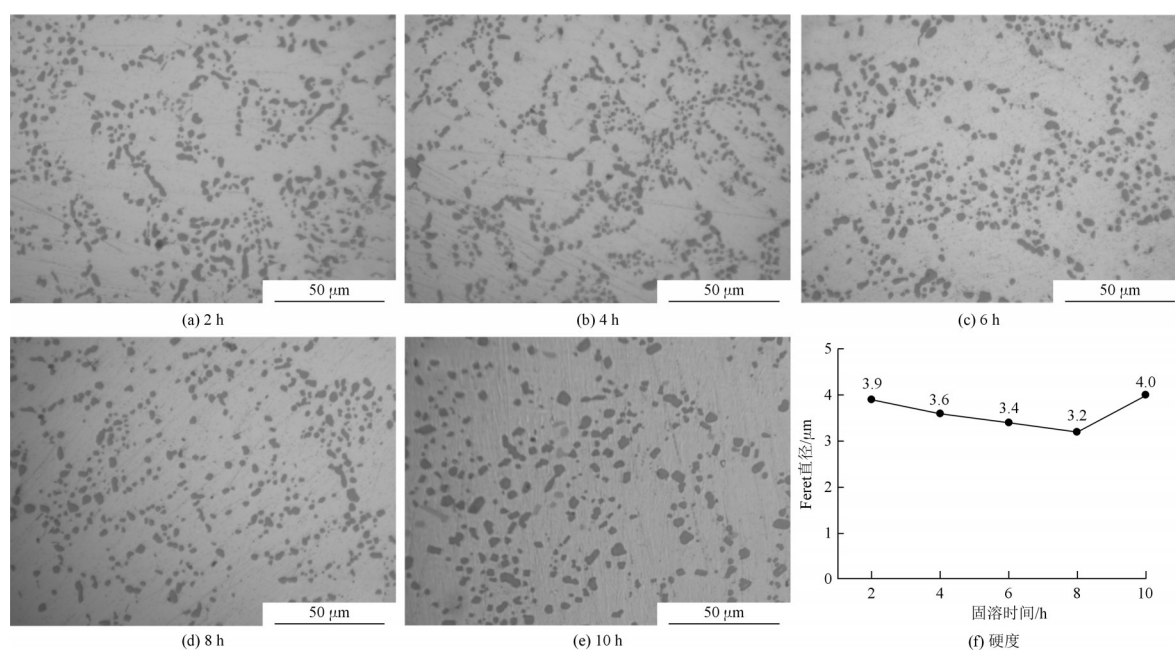


图7 525 °C固溶不同时间合金中共晶Si的形貌和尺寸统计

Fig.7 Morphologies and size statistics of eutectic Si in the alloy after solution treatment at 525 °C for different durations

时间定为8 h。

2.5 时效工艺参数设计

Al-Si合金经过固溶处理形成过饱和固溶体后,一般需要经过时效处理,使得溶质原子得以聚集形成弥散分布的析出强化相,从而提升合金的力学性能。时效处理对合金力学的影响程度主要取决于合金的时效温度和时效时间,时效温度越高合金的析出相形成和长大速度越快,达到峰值强度的时间越短。合金的时效时间主要影响析出相的形貌,时间太短强化相析出量太少,时间过长亚稳相会向平衡相转变,因此时效时间过长和过短都会影响合金的强度,需要选择合适的时效时间^[19]。TOSCHI S^[20]在对A354合金进行时效热处理过程中发现时效温度为170℃时合金的硬度最高,因此在热处理模拟过程中将时效温度暂定为170℃。

为选择合适的时效温度,在二级固溶处理的基础上,模拟计算了170℃下时效时间对析出相种类和含量的影响。图8为合金在170℃时效处理时析出相转变及不同时效温度下时效处理7 h后合金的硬度。从图8a中可以看出,在同一时效温度下进行时效处理时,随着时效时间的增加,亚稳相的数量也逐渐增加,最先析出的亚稳相为 β'' 、 β' ,接着析出的则为亚稳相 Q' 相和 θ' 相,一段时间后亚稳相的含量达到峰值开始向平衡相转变^[21]。时效时间为7 h时,亚稳相 θ' 相的含量基本不变, Q' 相的含量达到峰值,且此时平衡相的析出量较少。因此,选择该时效时间进行研究,分析时效温度对合金组织和性能的影响。从图8b可以看出,时效处理

后由于合金元素从过饱和固溶体中析出,聚集形成细小的析出相,在基体中弥散分布,能够有效阻碍位错运动,同时析出相与基体的界面通常会引起晶格畸变,也会抑制位错的滑移,因此其力学性能较固溶处理后提升幅度较大。随着时效处理温度的提高,合金的硬度先上升后下降,在170℃时硬度(HV)达到最大,为140.7。

3 结 论

(1)铸造Al-Si-Cu-Mg合金的铸态组织由 α -Al相、共晶Si相、 θ -Al₂Cu、 Q -Al₅Cu₂Mg₈Si₆相组成。从铸态合金的DSC曲线可知 θ -Al₂Cu相的溶解温度为507.53℃, Q -Al₅Cu₂Mg₈Si₆相的溶解温度为528.42℃。据此,确定合金的一级固溶温度为500℃,二级固溶温度为525℃。

(2)500℃一级固溶热处理4 h后合金元素在基体中扩散均匀,且 θ -Al₂Cu相基本溶解进入 α -Al基体。因此,一级固溶时间设定为4 h。随后,在525℃二级固溶热处理8 h后合金中的 Q 相大部分溶解完全。共晶Si相经历了缩颈、熔断、球化过程,形貌转变为颗粒状,且在基体中分布均匀。此时的共晶Si相Feret直径最小为3.2 μm,合金硬度(HV)达到最大,为110.5。

(3)合金在170℃下时效7 h,亚稳相 θ' 相的含量基本不变, Q' 相的含量达到峰值。同时,此时平衡相的析出量较少。因此,将合金的时效时间设定为7 h。进一步研究不同时效温度对合金硬度的影响后发现,时效温度为170℃时,合金的硬度(HV)最高,为140.7。因此,最终确定合金的热处理工艺为500℃×4 h+525℃×8 h淬火+170℃×7 h。

参 考 文 献

- [1] WANG R, WANG D T, NAGAUMI H, et al. The novel strategy for enhancing mechanical properties and corrosion resistance via regulating multi-scale microstructure characteristics in Al-Si-Cu-Mg-Zr cast alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 180: 102-117.
- [2] LI Y, HU B, LIU B, et al. Insight into Si poisoning on grain refinement of Al-Si/Al-5Ti-B system[J]. Acta Materialia, 2020, 187: 51-65.
- [3] 孙纪航,周亚军,张康,等.热处理对低Cu含量铸造Al-Si-Mg-Cu合金组织性能影响[J].特种铸造及有色合金, 2024, 44(9): 1266-1270.
- [4] ZHANG M H, WANG D T, NAGAUMI H, et al. Achieving excellent strength-ductility in Al-Si-Cu-Mg cast alloy via effective work hardening[J]. Materials Science and Engineering, 2024, A889: 145840.
- [5] 丁万武,陈建超,田旭东,等.不同固溶处理对亚共晶Al-Si合金

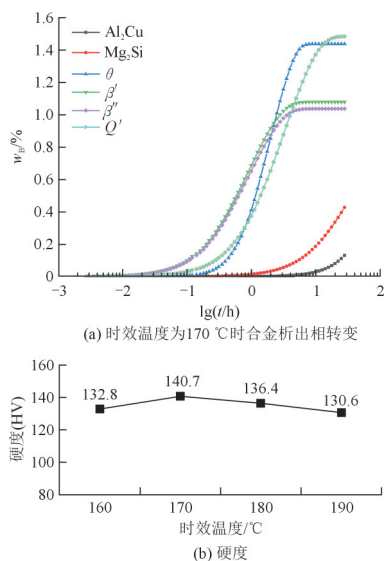


图8 合金在170℃时效处理时析出相转变及不同时效温度下时效处理7 h后合金的硬度

Fig.8 Phase transformation of precipitates during aging treatment at 170℃ and hardness after aging at different temperatures for 7 h

- 组织和性能的影响[J]. 有色金属工程, 2024, 14(9): 8-17.
- [6] 熊俊杰, 李尹, 冯志军, 等. Al-Si系铸造合金热处理工艺研究进展[J]. 铸造, 2022, 71(5): 544-550.
- [7] WENNER S, HATZOGLOU C, MÖRTSELL E A, et al. Clustering and precipitation during early-stage artificial aging of Al-Si-Mg (-Cu) foundry alloys[J]. Metals, 2023, 13(3): 557-572.
- [8] 郭永春, 桑英明, 杨通, 等. Al-Si-(Cu,Mg)合金时效析出相分析[J]. 热加工工艺, 2012, 41(18): 213-216, 220.
- [9] 熊俊杰, 冯志军, 李宇飞, 等. 高性能 Al-Si-Cu-Mg 铸造合金成分和热处理工艺设计[J]. 铸造, 2023, 72(6): 680-687.
- [10] 张明山, 田亚强, 郑小平, 等. 基于 CALPHAD 计算的铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金热处理工艺优化研究[J]. 材料导报, 2023, 37(22): 202-207.
- [11] 刘家懿, 杨云涛, 冯志军, 等. 基于 CALPHAD 的铸造 Al-9Si-2Cu-0.5Mg 合金固溶工艺[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(4): 596-601.
- [12] ZHANG M S, TIAN Y Q, ZHENG X P, et al. Research progress on multi-component alloying and heat treatment of high strength and toughness AlSiCuMg cast aluminum alloys[J]. Materials, 2023, 16(3): 1-18.
- [13] 刘云鹤, 刘桐宇, 宋来, 等. 基于 JmatPro 对 Al-Mg-Si-Cu-La 合金析出相及性能的研究[J]. 铸造, 2023, 72(7): 838-845.
- [14] FARKOOSH A R, JAVIDANI M, HOSEINI M, et al. Phase formation in as-solidified and heat-treated Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys: Thermodynamic assessment and experimental investigation for alloy design[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 551: 596-606.
- [15] WEI L J, LI B L, GUAN L Y, et al. Study on microstructure and property of Al-Si-Cu-Mg casting alloy during solution and aging treatment[J]. Advanced Materials Research, 2014, 915: 650-653.
- [16] 宋跃文, 侯击波, 毛红奎, 等. 基于 DSC 分析的 Al-7Si-1.5Cu-0.5Mg 合金热处理工艺研究[J]. 热加工工艺, 2022, 51(8): 139-142, 145.
- [17] LI K, ZHANG J, CHEN X, et al. Microstructure evolution of eutectic Si in Al-7Si binary alloy by heat treatment and its effect on enhancing thermal conductivity[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(4): 8 780-8 786.
- [18] 赵刚, 石翔宇, 田妮, 等. 含 Mg 共晶 Al-Si 合金铸锭加热过程共晶 Si 形貌的演变[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2014, 35(2): 228-231.
- [19] DING X F, SUN J, YING J, et al. Influences of aging temperature and time on microstructure and mechanical properties of 6005A aluminum alloy extrusions[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22: 14-20.
- [20] TOSCHI S. Optimization of A354 Al-Si-Cu-Mg alloy heat treatment: Effect on microstructure, hardness, and tensile properties of peak aged and overaged alloy[J]. Metals, 2018, 8(11): 961.
- [21] ZHU C Y, DONG L, HU B, et al. Evolution of microstructure and strain field by precipitation during early ageing of Al-Si-Mg-Cu alloy[J]. Philosophical Magazine Letters, 2021, 101(4): 143-153.

(编辑:栗万仲)

《特种铸造及有色合金》征订启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,INSPEC、CA/MA/AJ/JST/Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊主要报道各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料成形的理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,并报道各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊接、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术研究和最新技术信息以及上述内容的国内外发展动向、行业活动、学术会议、消息动态等。

本刊诚征国内外广告,业务范围:铸造及有色合金材料、辅助材料、铸造及相关设备、铸造生产线、测控与控制设备、仪器仪表、计算机应用软件、铸造展会等。

本刊为月刊,标准(大)16开,邮发代号 38-109。邮发订价每期 20 元,全年 240 元。全国各地邮局均可订阅,也可直接向本刊编辑部邮购,本刊还提供过刊、压铸宝典和年会专刊邮购服务。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司

地址:武汉市江岸区建设大道融玺 1001 大厦 11 楼

邮编:430019

电话:027-85358206,85486024,85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

