

T6 热处理对铸造铝硅合金组织与硬度的影响

陈隆波¹, 顾吉仁², 郭纪林¹

(1. 共青科技职业学院, 江西共青城 332020; 2. 江西新能源科技职业学院, 江西新余 338001)

摘要: 通过金相组织分析和硬度测试, 研究了铸造Al-9Si-2Cu-Mg合金在不同热处理工艺下的组织与硬度变化规律, 并对铸造Al-9Si-2Cu-Mg合金的T6热处理工艺进行了优化。结果表明, 铸造Al-9Si-2Cu-Mg合金经495 °C固溶处理6 h后, 合金的DSC曲线上几乎没有第二相的吸热峰, 而合金微观组织中 θ -Al₂Cu相发生了破碎, 并几乎完全溶解; 经过515 °C与530 °C下超过2 h的第二阶段固溶处理后, 合金微观组织及其硬度均无明显变化; 经过190 °C保温4 h的人工时效处理后, 合金的硬度趋于稳定, 并且随着人工时效温度的升高, 合金的硬度下降。最终优化后的T6热处理工艺为: 第一阶段495 °C固溶处理6 h; 第二阶段515 °C固溶处理2 h; 第三阶段190 °C人工时效4 h。

关键词: 铸造; 铝硅合金; 微观组织; 热处理

铸造铝合金具有质量轻、铸造性好、可通过热处理和机械处理提高力学性能等优点, 在汽车、航空、造船和军事工程等行业的应用日益广泛^[1-4]。特别是铸造铝硅合金, 凭借其优良的耐磨性能被广泛应用于汽车发动机零部件, 如活塞、缸盖、发动机缸体等^[5-8]。但是在T6热处理过程中, 固溶阶段时温度太高则导致晶界上的未熔金属间化合物发生粗化, 使合金硬度和抗拉强度显著降低。为了确保铸造铝硅合金具有优越的热稳定性, 铜被添加到传统的Al-Si-Mg合金中^[9-10]。Al-Si-Cu-Mg合金中同时存在铜和镁, 能够析出更稳定的Cu基金属间化合物, 使T6热处理后的铝合金具有更高的热稳定性。本文通过对含Cu、Mg的铸造铝硅合金的T6热处理工艺进行优化, 研究固溶处理、时效等过程中微观组织的演变以及合金硬度性能的变化。

1 试验材料与方法

1.1 铸造合金材料

铝合金熔炼原材料包括99.9%的铝锭、99.7%的Al-50%Cu铸锭、99.7%的Al-20%Cu铸锭、99.9%的Al-60%Mg铸锭。按照试验预定的合金成分进行配比称重后, 在井式电阻炉中进行熔炼, 在氮化硼涂层石墨坩埚中熔化, 熔炼温度为750 °C。用Al-5Ti-1B变质剂进行晶粒细化, 熔化的金属搅拌并静置30 min, 以确保完全溶解。合金用氩气脱气5 min, 然后倒入钢制模具中进行铸造, 其中钢制模具分别采用不同的温度为: 25 °C、200 °C。经过熔炼后的合金采用光谱仪进行成分测量, 其结果见表1。

1.2 热处理工艺

从铸锭上切取10 mm × 10 mm × 6 mm的小块, 进行T6热处理工艺优化, 步骤如下。

表1 铝合金化学成分
Table 1 Chemical composition of Al alloy

	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Al
$w_B/\%$	8.60	1.70	0.51	0.12	0.002	0.12	余量

作者简介:

陈隆波(1987-), 男, 硕士, 副教授, 研究方向为机械材料、机械制造。电话: 13657082295, E-mail: yukihappy@163.com

中图分类号: TG146.2⁺1;
TG156

文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2021)09-1038-05

收稿日期:

2021-04-19 收到初稿,
2021-05-08 收到修订稿。

(1) 第一阶段固溶处理优化。采用STA499C综合热分析仪,在氩气保护下,从室温至700℃范围对铸造铝硅合金进行动态升温测试,升温速度为10℃/min。根据差热曲线确定合金的相变温度。

根据差热分析,第一阶段的固溶处理温度采用495℃,固溶时间分别为0.5 h、4 h、5 h、6 h。再对固溶处理的试样进行差热分析,确定共晶相的均质化和溶解所需的最小时间。接着,把部分固溶处理过的试样在60℃的水中淬火处理,然后进行200℃、2 h的时效处理。

(2) 第二阶段固溶处理优化。把经过第一阶段的固溶处理后未进行时效处理的试样进行第二阶段的固溶处理,处理温度分别为515℃、530℃,处理时间分别为2 h、4 h、6 h、8 h。接着,把进行完第二阶段固溶处理的部分试样进行60℃的水淬处理,然后进行200℃、2 h的时效处理。

(3) 人工时效优化。经过第二阶段固溶处理后未进行淬火处理的试样在60℃的水中淬火处理,随后进行人工时效处理,处理温度分别为190℃、200℃、210℃,处理时间分别为1 h、2 h、4 h、6 h、8 h。

1.3 金相和力学性能检测方法

力学性能采用布氏硬度(北京金洋DHB-3000A电

子布氏硬度计)进行表征,按照GB/T 231.1标准执行。金相试验采用上海光学仪器生产的9XF金相显微镜和场发射扫描电镜(德国的场发射GeminiSEM 500扫描电镜)进行分析,用0.5% HF溶液对研磨和抛光后的试样进行化学腐蚀。

2 试验结果及讨论

2.1 第一阶段固溶处理工艺优化

图1a所示为铸态的铝合金组织,从图中可以看出,铸态铝硅合金组织中由共晶硅颗粒与 α -Al枝晶组成。 α -Al基体组织中还观察到一些不规则的粒子,如图1b黑色箭头所示,这可能是冷却过程中从枝晶向预先存在的Si粒子反向扩散的结果^[15]。如图1b中白色箭头所示为枝晶间的一些金属间化合物,并采用扫描电镜对其进行了分析,如图2所示。

图2可见,铸态铝硅合金组织中发现的最常见的金属间化合物相是 θ -Al₂Cu相,它们以两种不同形态存在,包括块状(表示为 θ_b ,图2a)和共晶状(表示为 θ_e ,图2b)。根据现有研究可知, β 相为Al₃FeSi相, π 相为Al₈Mg₃FeSi₆相,而Q粒子呈现为在光滑边界的规则块状(图2a)^[11]。Q粒子与 θ -Al₂Cu相结合时,化学成分与Al₃Cu₂Mg₈Si₆相一致(图2c)。这归因于这些

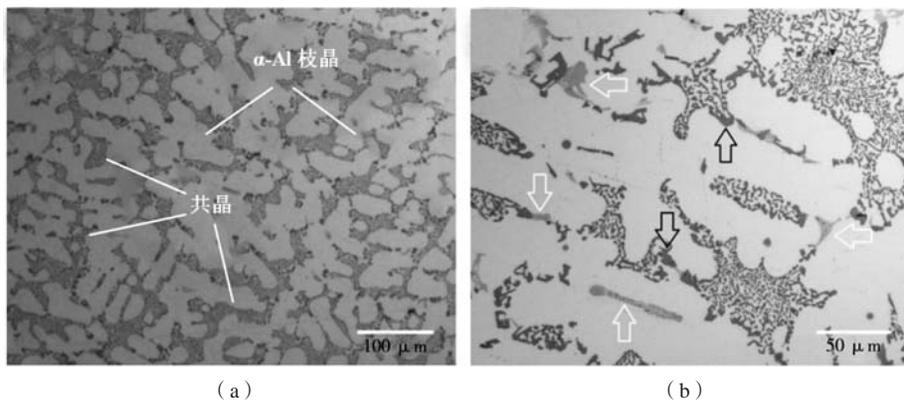


图1 铸态铝硅合金的金相组织

Fig. 1 Metallographic structure of as-cast Al-Si alloy

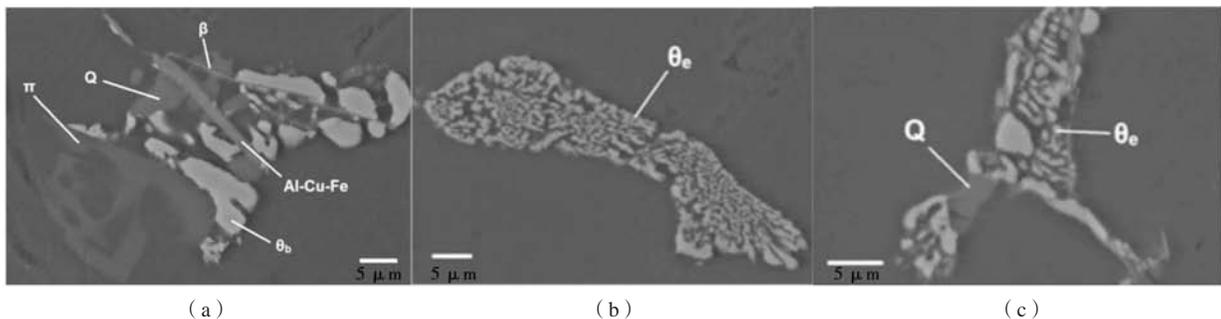


图2 铸态铝硅合金组织扫描电镜图

Fig. 2 SEM images of microstructure of as-cast aluminum-silicon alloy

相是在凝固过程中最终的共晶反应中形成的。对铸态合金进行差热分析发现了一种低熔点化合物，其特征是在507℃开始反应，在509℃达到峰值（见图3）。

为了获得该低熔点化合物相溶解所需时间，对495℃固溶处理0.5~6 h的试样进行差热分析，结果如图4所示。从图4可以看出，合金在509℃出现吸热峰，并且随着固溶处理时间的增加，吸热峰对应的温度均为509℃，但是吸热峰的峰值幅度逐渐减小，直至495℃固溶处理6 h后，峰值消失。因此第一阶段的固溶处理方案为：固溶温度495℃，固溶时间6 h。

图5所示为495℃固溶处理2 h与6 h试样的金相组织。从图5中可以看出，与铸态组织相比（图1），495℃固溶2 h后，合金组织中的金属间化合物相 θ -Al₂Cu未发生明显的变化，而固溶处理6 h后的 θ -Al₂Cu相发生破碎，并几乎完全溶解，只能观察到极少量块状的 θ -Al₂Cu相，这是由于块状和共晶颗粒之间的不同溶解行为导致的，共晶相会在溶解的过程中连续破碎变成小碎片，而块状相是整个粒子逐渐溶解的过程。

2.2 第二阶段固溶处理工艺优化

第一阶段固溶处理在495℃进行6 h后，进行第二阶段固溶处理，分别在515℃与530℃进行2~8 h。如图6a所示，经过515℃固溶处理2 h后，由于共晶和块状颗粒的溶解，只剩下少量的Al₂Cu相，而随着固溶处理时间的增加，合金的微观组织并未发生明显的变化。从图6b中可以看出，530℃固溶处理8 h后，合金的组织也未发生明显的变化，组织中 π 相、 β 相与Q相仍然存在，说明高温固溶处理对这几种相没有明显的影响。

经过第二阶段固溶处理后，再进行200℃时效处理2 h，所得试样的硬度数值如图7所示。从图7可以看出，铸态时硬度为HB79，而经过第一阶段495℃固溶处理6 h后，随着 θ -Al₂Cu相的溶解，硬度明显提高很多，达到HB115。再通过第二阶段固溶处理（515℃或530℃），由于含Cu/Mg相的进一步溶解，试样的硬度在第二阶段所有情况下都进一步增加，另外从微观组织也可以看出，第二阶段固溶处理的温度与时间对组织影响并不明显，因而对合金的硬度影响也并不明显。最终确定第二阶段的固溶处理方案采用515℃固溶处理2 h。

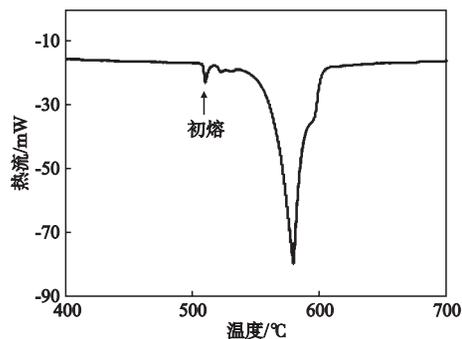


图3 铸造铝硅合金升温过程的示差扫描热量分析曲线
Fig. 3 Differential scanning thermal analysis curve of as-cast Al-Si alloy during the heating process

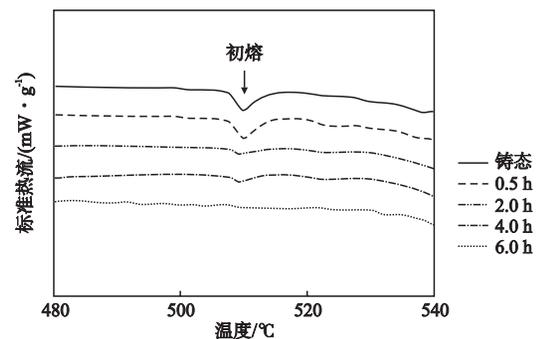
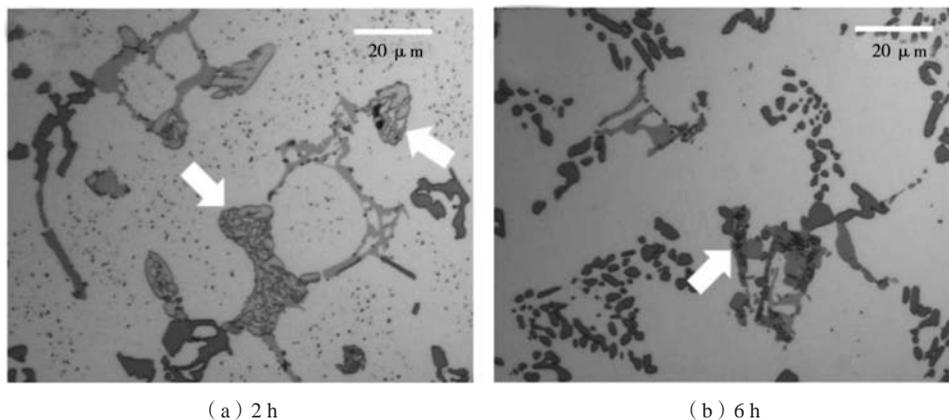


图4 495℃固溶处理后试样升温过程的示差扫描热量分析曲线
Fig. 4 Differential scanning thermal analysis curves of samples after solution treatment at 495℃ during the heating process

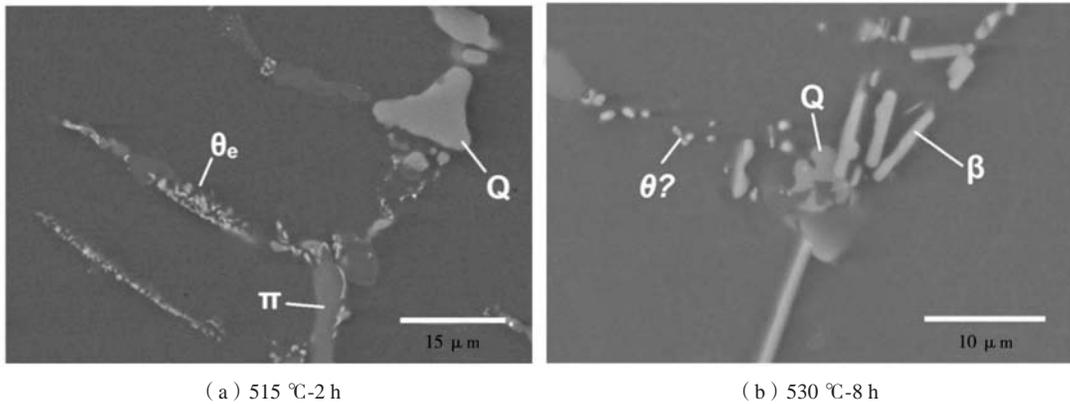


(a) 2 h

(b) 6 h

图5 经过495℃固溶处理2 h和6 h后合金的金相组织

Fig. 5 Metallographic structures of experimental Al-Si alloy after solution treatment at 495℃ for 2 h and 6 h



(a) 515 °C-2 h

(b) 530 °C-8 h

图6 第二阶段固溶处理后试样的扫描电镜图

Fig. 6 SEM images of samples after the second stage of solution treatment

2.3 人工时效工艺优化

图8所示为不同人工时效处理后试样的硬度变化曲线图，其中人工时效工艺是在完成固溶处理第一阶段（495 °C-6 h）与第二阶段（515 °C-2 h）后进行的，水淬处理都是在60 °C的水中进行。从图中可以看出，人工时效超过2 h以后，试样的硬度峰值开始下降。而当人工时效温度为210 °C时在0~1 h区间内，试样硬度曲线的斜率明显要高，说明合金试样在此温度下经过人

工时效会在更短的时间内达到峰值硬度。从190~210 °C对应的硬度曲线斜率逐渐增加，说明合金试样达到峰值硬度的时间逐渐缩短，其中当人工时效温度为210 °C时，试样硬度达到峰值后随着时间的增加有明显下降趋势，这主要是由于时效析出强化相粗化导致。当时效温度为190 °C与200 °C时，随着时间的增加，试样的硬度值变化不大。人工时效处理工艺最终选择190 °C-4 h即可。

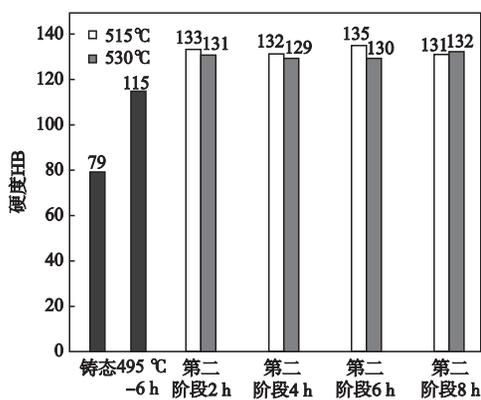


图7 第二阶段固溶处理后试样的硬度变化图

Fig. 7 Hardness changes of samples after the second stage of solution treatment

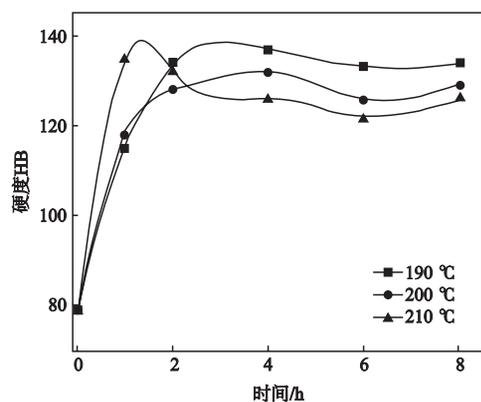


图8 人工时效后试样的硬度变化曲线

Fig. 8 Hardness curves of samples after artificial aging treatment

3 结论

(1) 根据金相组织与差热分析可以得出，本试验中的铸造铝硅合金在495 °C固溶处理6 h后，初熔吸热峰几乎消失，并且微观组织中 θ -Al₂Cu相发生破碎，几乎完全溶解，从而确定了第一阶段固溶处理时间为6 h。

(2) 根据金相组织观察发现515 °C与530 °C下超过2 h后的第二阶段固溶处理，合金微观组织和硬度均无明显变化，从而确定第二阶段固溶处理温度为515 °C，固溶时间为2 h。

(3) 根据硬度变化曲线，确定人工时效温度为190 °C，时效时间为4 h。

参考文献:

- [1] 陈复生, 秦秀丽, 陈明. ZL205A高强度铝合金薄壁壳体铸造工艺研究 [J]. 铸造技术, 2021, 42 (2): 117-120.
- [2] BERLANGA C, BAKEDANO A, PEREZ DE CIRIZA A, et al. Evaluation of the corrosion resistance of a new AlSi10MnMg (Fe) secondary alloy [J]. Materials Today, 2019 (10): 312-318.
- [3] OZHOGA-MASLOVSKAYA O, GARIBALDI E, LEMKE J N. Conditions for blister formation during thermal cycles of Al-Si-Cu-Fe alloys for high pressure die-casting [J]. Materials & Design, 2016 (92): 151-159.
- [4] IRFAN O M, IRFAN M A, ALMUFADI F A. Effect of nanoparticle reinforcement on mechanical properties and erosion-corrosion behavior of cast aluminum [J]. Materials Testing, 2019 (7): 667-673.
- [5] 王荣, 李建彬, 高映民. ZL205A铝合金铸造工艺研究 [J]. 铸造技术, 2019, 40 (2): 193-194.
- [6] ZHEN L, FEI W D, KANG S B, et al. Precipitation behavior of Al-Mg-Si alloys with high silicon content [J]. Journal of Materials Science, 1997, 32: 1895-1902.
- [7] 印小松, 刘宏庆, 史翔, 等. 变质和热处理对A354缸盖组织和性能的影响 [J]. 铸造技术, 2018, 39 (2): 424-427.
- [8] ZHEN L, KANG S B. DSC analyses of the precipitation behavior of two Al-Mg-Si alloys naturally aged for different times [J]. Materials Letters, 1998, 37: 349-353.
- [9] MOHAMED A M A, SAMUEL F H, KAHTANI S A I. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al-Si-Mg-Cu cast alloys [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2013, 577: 64-72.
- [10] KASPRZAK W, AMIRKHIZ B S, NIEWCZAS M. Structure and properties of cast Al-Si based alloy with Zr-V-Ti additions and its evaluation of high temperature performance [J]. J. Alloys Compd. 2014, 595: 67-79.
- [11] TOSCHI S. Cast Aluminum alloys and Al-based nanocomposites with enhanced mechanical properties at room and high temperature [D]. Production and Characterization. Ph. D. Thesis, University of Bologna, Bologna, Italy, 2016.

Effect of T6 Heat Treatments on Microstructure and Hardness Property of Cast Al-Si Alloy

CHEN Long-bo¹, GU Ji-ren², GUO Ji-lin¹

(1. Gongqing Institute of Science and Technology, Gongqingcheng 332020, Jiangxi, China; 2. Jiangxi New Energy Technology Institute, Xinyu 338001, Jiangxi, China)

Abstract:

The T6 heat treatment process of cast Al-9Si-2Cu-Mg alloy was optimized by metallographic structure analysis and hardness test, after the changing rules of its microstructure and hardness affected by the T6 heat treatments was studied. The experimental results show that there is almost no endothermic peak on the DSC curve of the cast Al-Si alloy after solution treatment at 495 °C for 6 h, and the θ -Al₂Cu phase in its microstructure is broken and almost completely dissolved. After suffering from the second stage of solution treatment at 515 °C or 530 °C for more than 2 h, there is no obvious changes for the microstructure and the hardness of the alloy. The hardness of the samples tends to be stable after the artificial aging treatment at 190 °C holding for 4 h, and is decreased with the increase of the artificial aging temperature. Finally, the T6 heat treatment process was optimized as follows: At the first stage, solution treatment is performed at 495 °C for 6 h, at the second stage, solution treatment is performed at 515 °C for 2 h, and at the third stage, artificial aging is performed at 190 °C for 4 h.

Key words:

casting; Al-Si alloy; microstructure; heat treatment