

热处理对铸造 AlSi12CuMgNi 合金组织及力学性能影响

刘 峰 史秋月 郭 睿
(湖北汽车工业学院材料科学与工程学院)

摘 要 研究了固溶处理与时效处理中的温度与时间对 AlSi12CuMgNi 合金微观组织与力学性能的影响。结果表明,固溶温度为 490~560 ℃时,合金的强度、硬度随保温时间延长及温度变化先增加后减小;固溶温度为 550 ℃时出现过烧现象,在 535 ℃固溶 2 h 后,合金强度、硬度达峰值,残余应力较小;535 ℃×2 h 固溶+(180~260) ℃×(6~9) h 时效时,随时间及温度的变化,强化相析出增加,强度、硬度先上升后下降,温度达 240 ℃时明显过时效,强度、硬度降低;535 ℃×2 h 固溶+200 ℃×8 h 时效,合金硬度(HB)达 150、抗拉强度达 320 MPa 以上,残余应力明显低于固溶后的。

关键词 Al-Si 合金;固溶处理;时效处理;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG156.94

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.10.016

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi12CuMgNi Alloy

Liu Feng, Shi Qiuyue, Guo Rui

(College of Material Science and Engineering, Hubei University of Automotive Technology)

Abstract: The effects of temperature and time during solution treatment and aging treatment on the microstructure and mechanical properties of AlSi12CuMgNi alloy were investigated. The results indicate that when solution temperature is in the range of 490~560 ℃, the strength and hardness of the alloy are increased firstly and then decreased with holding time and the temperature variation. The burnt phenomenon appears at 550 ℃, and the hardness reaches peak value with the lower residual stress after 535 ℃×2 h. After solution treatment at 535 ℃ for 2 h and aging treatment at 180~260 ℃ for 6~9 h, strengthening phase is precipitated with time and temperature variation, where the strength and hardness are increased firstly and then decreased. When the temperature reaches 240 ℃, the over-aging is obvious, and the strength and hardness are significantly decreased. After solution treatment at 535 ℃ for 2 h and aging treatment at 200 ℃ for 8 h, the hardness reaches 150 HB, and tensile strength is more than 320 MPa, where the residual stress is significantly lower than that before solution.

Key Words: Al-Si Alloy, Solution Treatment, Aging Treatment, Mechanical Properties

铸造 Al-Si 合金具有优异的铸造工艺性能,良好的流动性,较小的收缩率和热膨胀系数,良好的耐腐蚀性、耐磨性以及综合力学性能,被广泛应用于航空航天和汽车工业,尤其适合大型薄壁复杂结构铸件的生产,如发动机燃油壳体、发动机缸套、汽车轮毂等^[1,2]。传统铸造铝合金的高温强度、耐热疲劳性能目前已临近极限状态,很难满足发展的新要求^[3]。通过细化晶粒、变质处理、改进铸造工艺、合金化、热处理等可改善铸造 Al-Si 合金的力学性能,其中热处理是改善铸造 Al-Si 合金力学性能的重要手段^[4]。双离合变速器换挡毂采用 Al-

Si12CuMgNi 铸造铝合金,需要具备小的形变量及高强度(抗拉强度 ≥ 240 MPa)和硬度[硬度(HB) ≥ 120]。本课题通过研究换挡毂用 ZAlSi12CuMgNi 铸造合金的热处理工艺规范及不同工艺参数对其组织、力学性能及残余应力的影响,以期该类合金的热处理及应用提供参考。

1 试验方法

试验铝合金为 AlSi12CuMgNi 铝锭,成分见表 1,变质剂为 Cu-9P 合金,精炼剂为 MnCl₂。

收稿日期:2022-06-05;修改稿收到日期:2022-08-04

基金项目:湖北省教育厅科技资助项目(Q20211804)

第一作者简介:刘峰,男,1976 年出生,副教授,湖北十堰(442002),E-mail:liufeng3350@126.com

通信作者:史秋月,女,1983 年出生,高级实验师,湖北十堰(442002),E-mail:shqyt233@126.com

引用格式:刘峰,史秋月,郭睿. 热处理对铸造 AlSi12CuMgNi 合金组织及力学性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 279-1 282.

LIU F, SHI Q Y, GUO R. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi12CuMgNi alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 279-1 282.

表 1 AlSi12CuMgNi 合金的化学成分
Tab.1 Chemical composition of AlSi12CuMgNi alloy %

合金	w _B						%
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	
目标值	11~13	0.5~1.5	0.8~1.3	0.8~1.5	—	≤0.7	余量
实测值	12.3	1.4	0.89	0.98	0.31	0.21	余量

AlSi12CuMgNi 铝合金采用纯度均为 99.99% 的纯铝、结晶硅、纯镁、电解镍、电解铜按表 1 进行配料,在 SG₂-30-8 坩埚电阻炉中熔炼。先将刷有涂料的不锈钢坩埚烘干,升至 400 ℃时放入纯铝锭,然后将温度升至 720~730 ℃,在铝液半熔融状态加入 Si、Ni、Cu、变质剂等,待合金完全熔化,将包裹铝箔的纯镁压入熔体,搅拌均匀,升温至 750 ℃精炼,采用金属型浇注长方形试块,按国标加工拉伸试样和应力试样(见图 1)。将拉伸试样及应力试样按表 2 工艺在 M393139 马弗炉中固溶强化(5 s 内入水,淬火水温为 80 ℃),应力试样固溶方式见图 2(横梁不入水,使应力集中于横梁处)。拉伸试验采用 CMT5205 万能电子试验机进行,应力试样采用 DH3820 准静态应变测试系统测定试样梁位置残余应力。固溶试样性能较佳的一组按照表 3 的工艺在

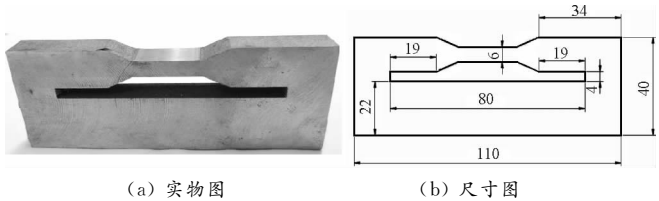


图 1 应力试样
Fig.1 Stress specimens

表 2 拉伸试样和应力试样固溶工艺
Tab.2 Solid solution process of tensile and stress specimens

组别	固溶温度/℃	固溶时间/h	组别	固溶温度/℃	固溶时间/h
1	490	2	13	535	2
2	490	4	14	535	4
3	490	6	15	535	6
4	490	8	16	535	8
5	505	2	17	550	2
6	505	4	18	550	4
7	505	6	19	550	6
8	505	8	20	550	8
9	520	2	21	560	2
10	520	4	22	560	4
11	520	6	23	560	6
12	520	8	24	560	8

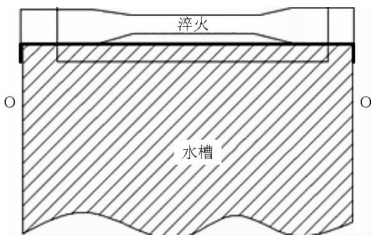


图 2 淬火方式
Fig.2 Quenching mode

M393139 马弗炉中时效处理,然后测定拉伸试样的力学性能及应力试样梁位置残余应力。金相试样经 0.5% 的 HF 溶液腐蚀后,采用 Axio Observer 卧式显微镜对其进行组织分析,用 HB-3000B 布氏硬度计测试固溶及失效后硬度,用 JSM6510-LV 电镜观察断口形貌。

表 3 试样时效工艺
Tab.3 Aging process of specimens

组别	时效温度/℃	时效时间/h	组别	时效温度/℃	时效时间/h
1	180	6	13	240	6
2	180	7	14	240	7
3	180	8	15	240	8
4	180	9	16	240	9
5	200	6	17	260	6
6	200	7	18	260	7
7	200	8	19	260	8
8	200	9	20	260	9
9	220	6	21	280	6
10	220	7	22	280	7
11	220	8	23	280	8
12	220	9	24	280	9

2 试验结果与讨论

2.1 固溶处理

2.1.1 力学性能分析

图 3 为表 2 工艺下试样的布氏硬度分布。可以看出,固溶温度为 490 和 505 ℃时,硬度随着固溶时间的延长而呈上升趋势,但 505 ℃上升趋势较 490 ℃稍缓,因为随着时间延长,固溶过程中合金中存在 Si 原子及第二强化相的浓度梯度不同,第二相的溶解速率先快后慢。520 ℃时,随着时间延长,硬度先增加后稍有下降趋势,535 ℃及以上温度时随着时间延长,硬度呈下降趋势。同一时间下随着温度的升高硬度先升高后下降。随着温度升高及时间延长,第二相溶解量越来越多,第二相元素溶入基体后,在溶质原子周围形成晶格畸变应力场^[4~6],该应力场与位错应力场产生交互作用,使第二相元素在位错周围偏聚,形成柯氏气体,阻碍位错运动,提高合金的硬度,到一定时间后溶质原子在固溶体内接近饱和,空位减少,固溶速率减慢,导致硬度上升缓

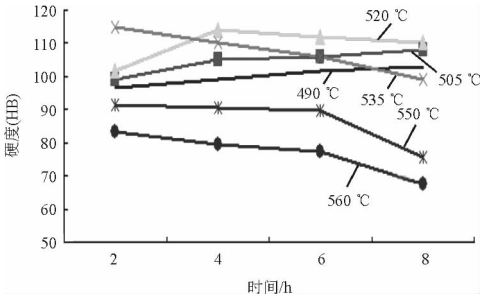


图 3 试样固溶后的硬度
Fig.3 Hardness variation of specimens after solid solution

慢。到达一定的温度和时间之后,再结晶晶粒长大, Si 相聚集长大,使得硬度开始下降。550 ℃时硬度下降明显,开始出现软化现象。根据图 4 中各因素影响趋势可见,固溶时间对硬度的影响小于温度对硬度的影响。

在 520 ℃和 535 ℃下不同固溶时间试样的力学性能见图 4。由图 4a 可见,在两个温度下随着时间的延长,抗拉强度均先升高后下降,但峰值位置不同,在 535 ℃固溶 2 h 出现峰值,在 520 ℃固溶 4 h 出现峰值,屈服强度为 145~165 MPa,趋势与抗拉强度基本一致。由图 4b 可见,伸长率整体呈现下降趋势,但都在 2~4 h

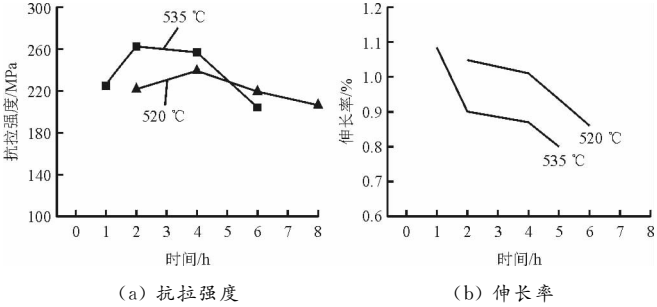


图 4 AlSi2CuMgNi 铝合金不同固溶时间的力学性能
Fig.4 Mechanical properties of AlSi2CuMgNi alloy for different time

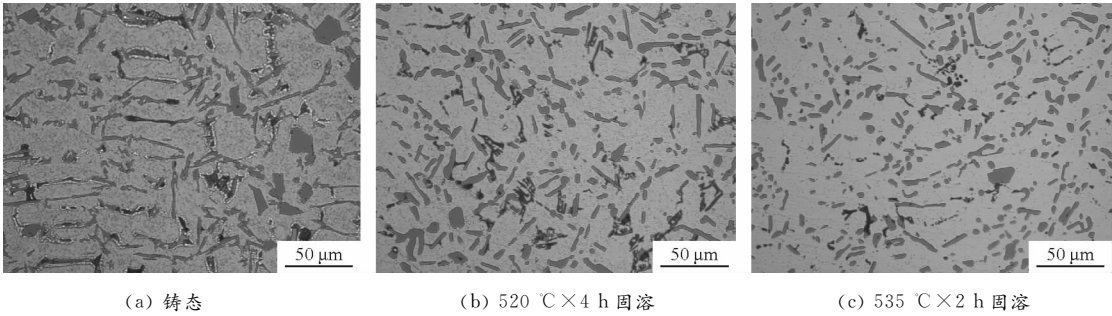


图 5 AlSi2CuMgNi 合金不同状态的金相组织
Fig.5 Metallographic structure of AlSi2CuMgNi alloy in different states

高,残余应力稍下降。

2.2 时效处理

2.2.1 力学性能分析

经 535 ℃固溶 2 h 后不同时效工艺处理合金试样的力学性能见图 6。由图 6a 可见,当时效温度为 180 ℃时,合金的硬度随着时间的延长而升高;当时效温度

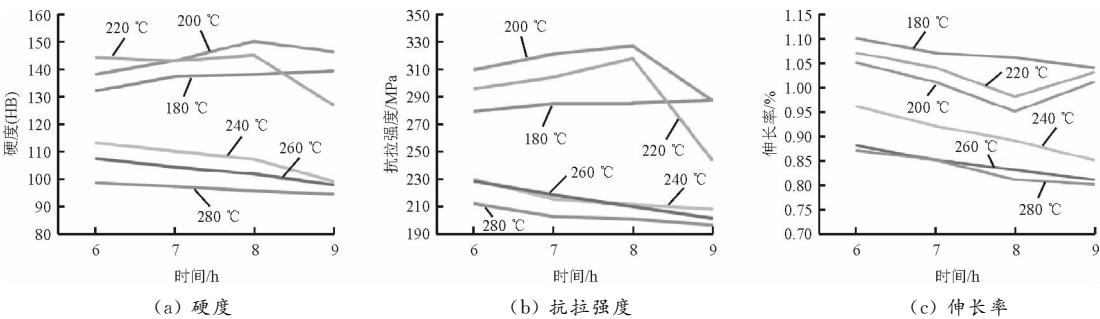


图 6 经 535 ℃×2 h 固溶后不同时效处理后 AlSi2CuMgNi 合金的力学性能
Fig.6 Mechanical properties of AlSi2CuMgNi alloy after 535 ℃×2 h solution and different aging treatment

固溶时间段内下降缓慢。当固溶时间相同,在 535 ℃时的伸长率相对较低。由于换挡毂对材质要求伸长率小于 1%。综合分析可见,在 520 ℃固溶 4 h 及 535 ℃固溶 2 h 的力学性能较优。

2.1.2 残余应力分析

对 520 ℃×4 h 及 535 ℃×2 h 固溶后试样进行残余应力测试,分别为 104、100 MPa。520 ℃×4 h 固溶可能晶格畸变强化明显,畸变引起的应力场增加,残余应力较大;在 535 ℃由于温度相对较高,第二相的形态及 Si 相形态发生明显变化,尖角钝化,甚至有球化趋势,从而略微降低残余应力。

2.1.3 金相组织分析

图 5 为 AlSi2CuMgNi 合金不同状态的金相组织。可以看出,铸态组织主要为 $\alpha + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{Ni} + \text{Al}_3\text{CuNi} + \text{NiSi}_2$ 。固溶后组织形态发生了明显变化,固溶过程中,在热力学作用下, Si 相向颗粒状形态演变,棱角尖锐的初生 Si 逐渐钝化为小块状,长杆状的共晶 Si 发生溶断,长度变短,逐渐转变为球化颗粒,粗大的网状合金相逐渐溶解,使合金硬度、力学性能提

相继续偏聚,富集区扩大,畸变范围增大,使强度和硬度进一步提高;若温度继续升高,开始形成 Al_2Cu 、 Mg_2Si 、 Al_2Ni 、 Al_3CuNi 、 NiSi_2 等第二相并析出,晶格畸变减小,时效强化显著减弱,合金硬度逐渐下降,出现过时效现象。

由图 6b 可见,当时效温度为 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金的抗拉强度随着时间的延长而升高;当时效温度为 200 和 $220\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金的抗拉强度随着时间的延长先升高后下降;当时效温度为 240 、 260 和 $280\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金的强度随着时间的延长而降低。时效温度为 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 时,随着时间的延长,越来越多过饱和固溶体中的溶质原子析出并在 G.P. 区富集,弥散分布在基体中形成沉淀相,沉淀相能有效阻止晶界和位错的运动^[8~10];时效温度为 $200\sim 220\text{ }^\circ\text{C}$ 时,因为随着时间的延长强化相析出,从而提高了合金的抗拉强度。随时间的继续延长,析出的针状相增加,这些针状相是富铁相,阻碍了合金强化相的析出,使合金的强度降低;时效温度为 $240\sim 280\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金进入稳定阶段,此时溶质原子和强化相与铝基体完全不共格,导致合金开始“软化”,合金强度随时效时间的延长而降低。屈服强度在 $150\sim 185\text{ MPa}$ 之间变化,趋势与抗拉强度基本一致。

由图 6c 可见,时效温度为 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 时,随着时间的延长溶质原子析出,阻碍了滑移,导致伸长率下降;时效温度在 $180\sim 220\text{ }^\circ\text{C}$ 时,随着时间的延长第二相析出,阻碍了滑移,从而使伸长率下降。随时间的继续延长,强化相过量析出与基体不共格,对滑移的阻碍能力下降,使合金的伸长率升高;时效温度在 $240\sim 280\text{ }^\circ\text{C}$ 后,合金处于过时效状态,随时效时间的延长而伸长率下降。

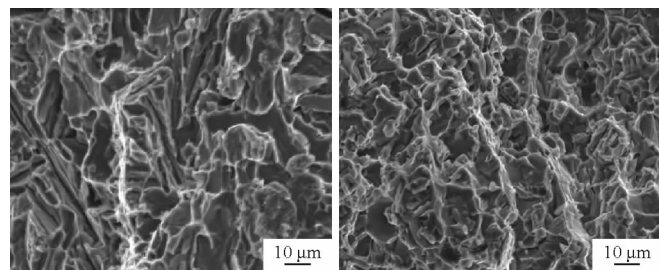
2.2.2 残余应力分析

根据硬度和强度的分析,对时效后两个峰值处的工艺条件下 200 和 $220\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 8 h 的试样进行了残余应力测试,测得残余应力分别为 72.1 、 69 MPa 。随着温度升高,应力有所减少,这可能是由于强化相的不断析出,晶格畸变减小,使残余应力略微减小。

2.2.3 断口分析

图 7 为不同状态下 $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ 合金的拉伸断口形貌。可以看出,铸态时的 Si 相主要以块状或者板条状分布在 $\alpha\text{-Al}$ 枝晶的晶界附近,第二相以网状或片状、针状等形态分布在基体中。在拉伸过程中,尺寸较大的 Si 相及强化相边界处会产生应力集中而形成裂纹源并最终形成断裂,断口中可见较大的解理平面。 $535\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$ 固溶+ $200\text{ }^\circ\text{C}\times 8\text{ h}$ 时效后断口形貌以小解理平面和韧窝为主。固溶时效后 Si 相主要以颗粒状形态分布在 $\alpha\text{-Al}$ 基体中,第二相网状、片状、针状形态消失,变为弥散分布的小块状或颗粒状,在拉伸变形过程中尺寸较小、圆整度较高的 Si 相及第二强化相由于位错塞积而

产生的应力减小,合金不容易发生断裂,从而使其力学性能明显提高。



(a) 铸态 (b) $535\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}+200\text{ }^\circ\text{C}\times 8\text{ h}$ 时效
图 7 不同状态下 $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ 合金的拉伸断口形貌
Fig.7 Tensile fracture morphologies $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ alloy in different states

3 结 论

(1)在固溶温度为 $490\sim 560\text{ }^\circ\text{C}$ 时, $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ 合金的强度、硬度随时间的延长及温度的变化先增加后减小,固溶温度在 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 时出现过烧现象,经 $535\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$ 固溶时强度、硬度达峰值,残余应力较小。

(2) $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ 合金经 $535\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$ 固溶+ $180\sim 260\text{ }^\circ\text{C}\times (6\sim 9\text{ h})$ 时效后,随时间延长或温度升高,强化相析出增加,强度、硬度先上升后下降,温度达 $240\text{ }^\circ\text{C}$ 时明显过时效,强度、硬度降低。 $535\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$ 固溶+ $200\text{ }^\circ\text{C}\times 8\text{ h}$ 时效,合金硬度(HB)达 150、抗拉强度达 320 MPa 以上。

(3) $\text{AlSi}_2\text{CuMgNi}$ 合金经固溶时效后断口形貌由解理+准解理特征转变为准解理+韧窝形貌特征,综合力学性能大大提高。

参 考 文 献

- [1] 刘东洋,虞秀勇,高文理,等. Sb 元素在铸造 Al-Si 合金中的作用[J].热加工工艺, 2022, 51(5): 1-5, 12.
- [2] 张冬冬.Sc 在铸造 Al-Si 合金中的作用研究进展[J].轻合金加工技术, 2021, 49(6): 24-28, 39.
- [3] 孙建波,曾广凯,王雨辰,等.铸造耐热 Al-Si 合金的研究进展[J].中国金属通报, 2020(9): 116-117, 120.
- [4] 唐鹏,刘裔源,赵艳君,等.Si 含量和热处理制度对铸造 Al-Si 合金组织和性能的影响[J].金属热处理, 2020, 45(8): 76-81.
- [5] 王庆光.残余应力检测技术及其应用[J].重型机械科技, 2002(4): 39-41.
- [6] 谢忠华,范亮.汽车用铸造 Al-Si 合金的热处理与力学性能[J].金属热处理, 2019, 44(3): 32-36.
- [7] 刘光磊,张令喻,李茂军,等.热处理对 Al-Si-Cu 合金力学性能,显微组织与磨损性能的影响[J].摩擦学学报, 2017, 37(5): 618-624.
- [8] 刘启阳,李庆春,朱培钺.共晶合金中第二相粒状化学动力学[J].金属科学与工艺, 1987(1): 65-77.
- [9] TAVITAS-MEDRANO F J, MOHAMED A M A, GRUZLESKI J E, et al. Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Science, 2010, 45(3): 641-651.
- [10] MARTINEZ R, GUILLLOT I, MASSINON D. New heat treatment to improve the mechanical properties of low copper aluminum primary foundry alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A755: 158-165.

(编辑:栗万仲)