

低温时效对压铸 AlSi7CuMnMg 合金组织与性能的影响

赵 耀¹ 程汉明² 艾宇浩¹ 全泳琪¹ 林高用¹

(1.中南大学材料科学与工程学院; 2.南通鸿劲金属铝业有限公司)

摘 要 对 AlSi7CuMnMg 压铸铝合金进行时效热处理,引入强韧化指数 K 对其力学性能进行综合分析。结果表明,随着时效温度升高(150~180 °C)和时效时间延长(2~10 h),其屈服强度显著提高,但塑性下降。结合强韧化指数 K ,确定其最佳时效工艺为 170 °C×6 h,在此工艺下,强度提高的同时,保持了良好的塑性,抗拉强度为 303 MPa,屈服强度较铸态提高 40.77%,达 183 MPa,伸长率为 7.5%。

关键词 AlSi7CuMnMg 合金;压铸铝合金;时效处理;力学性能

中图分类号 TG156.92;TG249.2;TG146.31

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.05.013

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Low-temperature Aging Treatment on the Microstructure and Properties of AlSi7CuMnMg Die-casting Alloy

Zhao Yao¹, Cheng Hanming², Ai Yuhao¹, Quan Yongqi¹, Lin Gaoyong¹

(1.School of Materials Science and Engineering, Central South University;

2.Nantong Hongjin Metal Aluminum Co., Ltd.)

Abstract: The low-temperature aging treatment experiments of AlSi7CuMnMg die-casting aluminum alloy were carried out, and strength and toughness index K was introduced to analyze the mechanical properties of the alloy under various aging treatment conditions. The results show that with the increase of the aging temperature (150~180 °C) and the extension of the aging time (2 h~10 h), the yield strength of the alloy is increased significantly, while the plasticity is decreased. The optimal low temperature aging process of the alloy is determined to be 170 °C×6 h, where the tensile strength is 303 MPa, and yield strength reaches 183 MPa, which is 40.77% higher than that of the as-cast state, and the elongation is 7.5%. The strength of the alloy is improved with the satisfied plasticity.

Key Words: AlSi7CuMnMg Alloy, Die-casting Aluminum Alloy, Aging Treatment, Mechanical Properties

收稿日期:2021-10-06;修改稿收到日期:2021-11-18

第一作者简介:赵耀,女,1998 年出生,硕士研究生,长沙(410083),E-mail:Zhaoyao_@csu.edu.cn

通信作者:林高用,男,1966 年出生,教授,长沙(410083),E-mail:mater218@163.com

引用格式:赵耀,程汉明,艾宇浩,等. 低温时效对压铸 AlSi7CuMnMg 合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(5):588-593.

ZHAO Y, CHENG H M, AI Y H, et al. Effects of low-temperature aging treatment on the microstructure and properties of AlSi7CuMnMg die-casting alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(5):588-593.

- [8] ZHAO Y L, DU W, KOE B, et al. 3D characterisation of the Fe-rich intermetallic phases in recycled Al alloys by synchrotron X-ray microtomography and skeletonisation[J]. Scripta Materialia, 2018, 146: 321-326.
- [9] HU C, LUO W F, ZHAO H D. Three-dimensional characteristics of Fe-rich intermetallics in gravity-cast Al-6Si alloys[J]. China Foundry, 2017, 14(5): 379-385.
- [10] XIE B, ZHAO H D, LONG H, et al. 3D characteristics of pores in SiC particle preforms with different starch contents by X-ray micro-computed tomography[J]. Ceramics International, 2019, 45(18): 23 924-23 933.
- [11] EL KHOUKHI D, SAINTIER N, MOREL F, et al. Spatial point pattern methodology for the study of pores 3D patterning in two casting aluminium alloys[J]. Materials Characterization, 2021, 177:111 165.
- [12] MATHEW J, MANDAL A, WARNETT J, et al. X-ray tomography studies on porosity and particle size distribution in cast in-situ Al-Cu-TiB₂ semi-solid forged composites[J]. Materials Characterization, 2016, 118: 57-64.
- [13] PENG P, GAO M Q, GUO E Y, et al. Deformation behavior and damage in B₄C_p/6061Al composites: An actual 3D microstructure-based modeling [J]. Materials Science and Engineering, 2020, A781: 139 169.
- [14] 王绍钢,王苏程,张磊. 高分辨透射 X 射线三维成像在材料科学中的应用[J]. 金属学报, 2013, 49(8): 897-910.
- [15] RAVI K R, PILLAI R M, AMARANATHAN K R, et al. Fluidity of aluminum alloys and composites: A review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 456(1-2): 201-210.

(编辑:栗万仲)

随着压铸技术的不断发展、大型压铸机设备的不断完善以及对轻量化生产的迫切要求,高强韧压铸铝合金被广泛应用于汽车、航空航天、电子设备等多个领域^[1~4]。常见的有 Al-Si 系、Al-Mg 系以及 Al-Si-Mg 系,其中 Al-Si 系合金由于具有优良的铸造性能、流动性及充型性能好、易脱模、密度小等特点,在汽车零部件生产中得到广泛应用。

由于汽车工业的快速变革,节能减排对汽车轻量化提出了更高要求,采用大型压铸结构件实现车身一体化日益受到重视^[5]。对于尺寸较大、形状复杂的压铸铝合金车身结构件而言,热处理是很大的挑战。由于压铸时,熔体在高压高速下充填型腔,气体来不及排出,在铸件内部会形成气孔等缺陷,高温固溶处理易引起工件表面起泡,淬火热应力易使工件产生严重变形甚至开裂^[6]。因此,对无需热处理就能达到要求的压铸合金的需求日益增加。采用超真空压铸技术、半固态触变成形或流变压铸技术,可在免热处理条件下实现高强韧压铸铝合金件的生产^[7,8],但工艺设备复杂,工艺控制难度高。吴树森等^[9]开发了压铸用高强韧 AlSi10 合金,在 150 ℃×6 h 时效处理后其抗拉强度和屈服强度分别为 333 MPa 和 237 MPa,伸长率为 5.4%,保证了合金的综合力学性能。XUE Z Z 等^[10]对高真空压铸 A356 铝合金进行 200 ℃×1.5 h 时效处理,其抗拉强度可达 286.0 MPa,屈服强度为 193.8 MPa,伸长率为 7.86%。

可见,采用高真空压铸制备 Al-Si 合金试样,仍需辅以热处理提升其力学性能;在普通压铸工艺下,“免热处理”更难以使合金达到预期性能。本课题针对来自某企业基于 A356 合金改良的新型 AlSi7CuMnMg 合金普通压铸试样开展时效处理研究,以避免高温固溶和淬火引起的气泡和变形缺陷,在保证合金表面品质和几何精度的基础上,研究不同时效处理制度对铝合金显微组织和力学性能的影响,通过分析,形成可行的低温热处理工艺方案,为相关合金的开发与应用提供参考。

1 试验方法和设备

AlSi7CuMnMg 合金由卧式压铸机成形,压射有效长度为 310 mm,冲头直径为 50 mm,压射时间为 5 s,冷却时间为 1 s,压射速度为 55 mm/s,压铸试样见图 1,AlSi7CuMnMg 合金的化学成分见表 1。经固溶淬火处理后,试样表面会产生明显的起泡和变形缺陷,若只经时效处理,则可避免此类缺陷。针对该合金仅进行时效处理正交试验,探究时效温度、时间对合金显微组织及力学性能的影响,见表 2。

表 1 AlSi7CuMnMg 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of AlSi7CuMnMg alloy %							
ωB							
Si	Cu	Mn	Mg	Fe	V	Sr	Al
6.84	0.623	0.408	0.285	0.14	0.108	0.028 6	余量

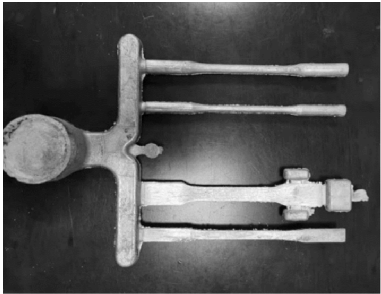


图 1 压铸试样实物图

Fig.1 Die-casting samples

表 2 时效处理方案

Tab.2 Schemes of aging treatment	
时效温度/℃	时效时间/h
150、160、170、180、190	6
170	2、4、6、8、10

对不同时效处理的试样在 WDW-100C 型微机控制电子万能试验机上进行力学性能测试,拉伸速度为 1 mm/min,试验结果取 3 个平行试样的平均值;用数控线切割加工截取 $\phi 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的试样,分别用 400、800、1200 号水磨砂纸和金相砂纸进行粗磨和细磨,用颗粒度为 0.5 μm 的研磨膏抛光,用 Keller 试剂(2 mL 的 HF+3 mL 的 HCl+5 mL 的 HNO_3 +190 mL 的 H_2O)腐蚀 5 s 后用水冲洗,再用酒精清洗并吹干,在 Leica DM IRM 型光学显微镜(OM)下观察显微组织;采用 JXA-8100 型扫描电镜(SEM)观察合金的微观组织及其拉伸断口形貌,并利用其配备的 OXFORD-7412 型能谱仪(EDS)分析合金成分;结合 Jade6.0 软件,利用 SMARTA LAB 9K 型 X 射线衍射仪对试样进行物相分析,扫描速度为 4°/min,扫描范围为 20~90 ℃,Cu 靶,工作电压为 40 kV。

2 试验结果及讨论

2.1 时效处理对 AlSi7CuMnMg 合金力学性能的影响

2.1.1 时效温度对合金力学性能的影响

取 5 组试样在 150、160、170、180、190 ℃,时效 6 h,其力学性能与时效制度的关系见表 3。可以看出,随着时效温度升高,合金的屈服强度明显提高;当时效温度为 150 ℃时,合金的屈服强度相比于压铸态变化不明显,当温度提高到 160 ℃时,达到了 160 MPa,相比于

150 ℃时的试样提高了 22%；当时效温度为 180 ℃时，试样的屈服强度达到 189 MPa，比压铸态合金提高了 45%。由表 3 可知，时效温度升至 170 ℃前，合金的屈服强度随温度升高而提高，而当时效温度超过 170 ℃后，温度继续上升，屈服强度变化不大，当温度为 190 ℃时，合金进入过时效阶段，屈服强度开始下降。合金的抗拉强度随时效温度的升高变化不大，时效温度为 170 ℃时达到峰值 303 MPa；随后材料的抗拉强度有所下降，190 ℃时降至 281 MPa。随着时效温度升高，伸长率从铸态的 11%下降至 190 ℃时的 4.4%。

表 3 不同时效温度下 AlSi7CuMnMg 合金的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of AlSi7CuMnMg alloy at different aging temperatures

热处理工艺	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长率/ %	强韧化指数 K
未处理	130	295	11.0	1.000
150 ℃×6 h	131	290	9.6	0.953
160 ℃×6 h	160	295	7.4	0.968
170 ℃×6 h	183	303	7.5	1.039
180 ℃×6 h	189	299	6.0	1.004
190 ℃×6 h	183	281	4.4	0.917

为了更直观地表示不同热处理制度对 Al-Si7CuMnMg 合金强塑性的影响程度，引入强韧化指数 K ，强度越高、塑性越好，则 K 值越大。以 Al-Si7CuMnMg 压铸态不做任何热处理时的力学性能作为比较标准，则强韧化指数 K 值的数学表达式为^[11,12]：

$$K = \left(\frac{\sigma_b}{\bar{\sigma}_b} + \frac{\sigma_{0.2}}{\bar{\sigma}_{0.2}} + \frac{\delta}{\bar{\delta}} \right) \div 3 \times 100\%$$

式中， σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 为合金经不同热处理制度后的实测抗拉强度、屈服强度和伸长率； $\bar{\sigma}_b$ 、 $\bar{\sigma}_{0.2}$ 、 $\bar{\delta}$ 为合金压铸态的抗拉强度、屈服强度和伸长率平均值。从表 3 可知，170 ℃×6 h 处理后，试样的强韧化指数 K 值最大，为 1.039，表明其具有最佳的综合力学性能。

2.1.2 时效时间对合金力学性能的影响

在时效温度为 170 ℃下对 AlSi7CuMnMg 合金进行 2、4、6、8 及 10 h 时效热处理。表 4 为各时效处理制

表 4 不同时效时间下 AlSi7CuMnMg 合金力学性能

Tab.4 Mechanical properties of AlSi7CuMnMg alloy at different aging times

热处理工艺	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长率/ %	强韧化指数 K
压铸态	130	295	11.0	1.000
170 ℃×2 h	148	281	7.8	0.932
170 ℃×4 h	167	291	6.0	0.938
170 ℃×6 h	183	303	7.5	1.039
170 ℃×8 h	190	305	5.7	1.004
170 ℃×10 h	198	307	5.0	1.008

度下 AlSi7CuMnMg 合金的力学性能。可以看出，随着时效时间延长屈服强度提高，时效 10 h 时屈服强度达到 198 MPa，相较铸态上升了 52.3%；伸长率呈下降趋势，时效 10 h 时伸长率仅为 5.0%，较铸态下降了 54%；抗拉强度随保温时间的延长变化不明显。另外可以看出，3 号试样的强韧化指数 K 值仍最大，这表明时效温度为 170 ℃时，保温 6 h 为最佳时效时间。

2.2 时效处理对 AlSi7CuMnMg 合金组织的影响

2.2.1 时效温度对合金组织的影响

图 2 为不同时效温度下保温 6 h 的 AlSi7CuMnMg 合金的金相组织。可以看出，不同时效制度下合金的显微组织差别不大，主要由大量白色块状、棒状的 α -Al 基体和呈黑色细小颗粒状、层片状的 α -Al+共晶 Si 组成；共晶 Si 相分布在晶粒边界处，各晶粒间尺寸分布不均匀，呈团簇状分布的 α_1 -Al 是在合金进入压室内产生的。由于冷却速度较慢，晶粒有足够的时间长大，故其尺寸较大，表现出明显的树枝晶特征；而 α_2 -Al 形成时合金冷却速率相对较快，组织呈细小颗粒状等轴分布，

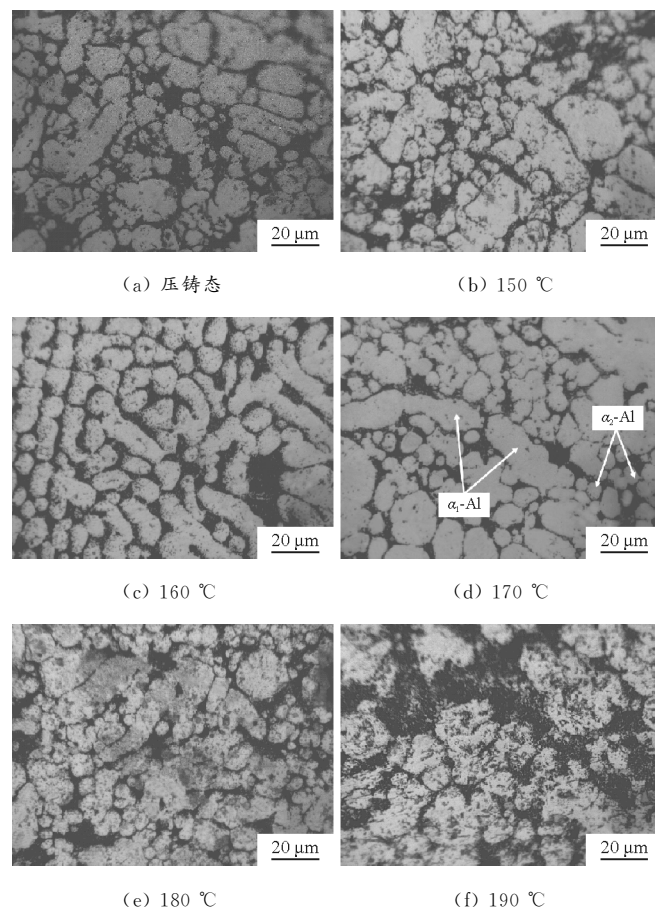


图 2 不同时效温度下保温 6 h 的 AlSi7CuMnMg 合金的金相组织 (OM)

Fig.2 Metallographic structure of AlSi7CuMnMg alloy at different aging temperatures for 6 h

见图 4d。另外,金相组织中还存在着少量浅灰色细小圆块状含 Mn 相,铸态下,这些含 Mn 相尺寸较小,主要分布于晶界处。经过低温人工时效处理后,含 Mn 相逐渐长大,开始聚集粗化,这些细小含 Mn 相的聚集能够钉扎位错,阻碍变形时位错的滑移,进而提高合金的屈服强度^[13]。

图 3 为不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金的 SEM 组织,图 4 为对应状态下的 XRD 图谱,表 5 为图 3 中各点

EDS 能谱结果。可以看出,深灰色为 α -Al 基体,Si 元素以浅灰色层片状的形式弥散分布在晶界处,亮白色区域为以 Cu、Mg 及 Mn 为主要元素的第二相。经低温时效处理后,共晶 Si 更加均匀弥散地分布在基体间,其片层间距逐渐减小;Mn 呈细小白色的圆点状,见图 3b,随着时效温度升高,在晶界处富集形成强化相,Cu、Mg 铸态时分布不明显,经过 170 ℃×6 h 低温时效后,开始聚集在晶界处析出,见图 3c。

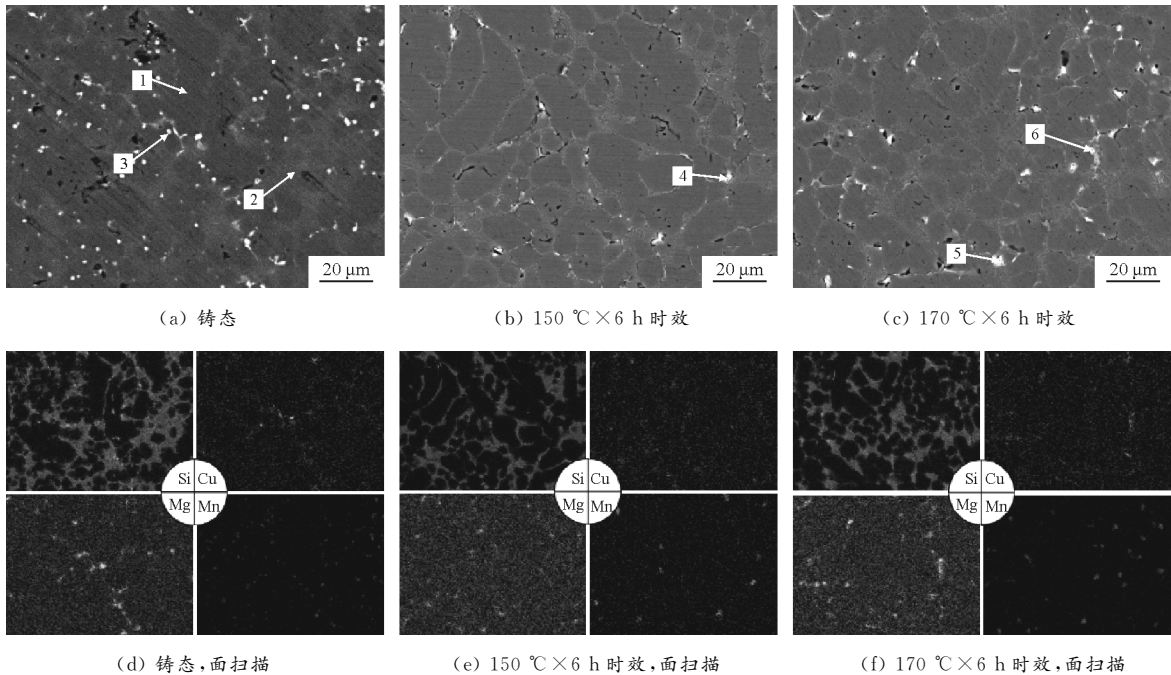


图 3 不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金的 SEM 组织

Fig.3 SEM micrographs of AlSi7CuMnMg alloy at different states

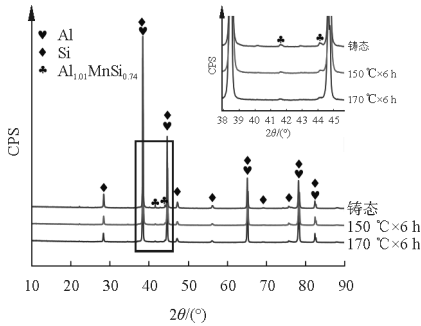


图 4 不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of AlSi7CuMnMg alloy at different states

表 5 图 3 中各点 EDS 能谱结果

Tab.5 EDS spectrum results of each point in Fig.3						%
能谱点	x_B					相
	Al	Si	Mn	Cu	Mg	
1	98.2	1.4	—	0.1	0.2	α -Al 基体
2	78.7	19.6	—	0.6	1.0	α -Al+Si 共晶硅
3	85.1	9.0	4.1	0.2	0.2	$Al_{4.01}MnSi_{0.74}$ 相
4	77.2	15.0	7.3	0.2	0.2	$Al_{4.01}MnSi_{0.74}$ 相
5	75.7	14.2	9.7	0.3	0.1	$Al_{4.01}MnSi_{0.74}$ 相
6	77.6	9.5	0.4	7.0	5.4	铜镁相

一般来说,亚共晶 AlSiCuMg 合金在时效过程中会析出 β - Mg_2Si 相和 θ - Al_2Cu 等强化相^[14,15],提高合金强度。根据摩尔比,可确定点 1、点 2 分别为 α -Al 基体与 α -Al+共晶 Si,点 3~点 6 为不同热处理状态下的白色亮点,从能谱分析结果可知点 3、4、5 为含 Mn 相,相中 Mn 含量逐渐升高,根据图 4 衍射图谱的结果可确定该相为 $Al_{4.01}MnSi_{0.74}$;点 6 中 Cu、Mg 含量明显增多,Cu 对铝硅合金强化作用的贡献需基于与 Mg 的交互作用,析出包括 $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 相和 $W-Al_2Si_5Cu_4Mg_4$ 相等在内的强化相^[16]。由于 Cu、Mg 在 AlSi7CuMnMg 合金中含量较低,XRD 图谱并未检测出对应的强化相,但根据表 5 可推测,经过 170 ℃×6 h 低温时效处理后,基体可能存在的强化相为 $W-Al_2Si_5Cu_4Mg_4$ 相。由于压铸过程中的高速高压及模具的激冷作用,Cu、Mg、Mn 等溶质原子在基体中未来得及完全析出,随着时效过程进行,溶质原子不断脱溶,形成与母相保持共格关系的偏聚 G.P.区。时效温度升高,偏聚区转变为亚稳过渡相,与母相呈半共格关系,使晶体点阵发生畸变,阻碍

了位错运动,合金的屈服强度不断提高,180 ℃时达到峰时效状态;当时效温度进一步升高,过渡相转变为尺寸较大的稳定平衡相,与母相完全不共格,具有较高的界面能,位错以奥罗万绕过机制运动,合金强度随着脱溶相尺寸的增大而降低^[17],进入过时效阶段,表现为时效温度由 180 ℃升至 190 ℃时,合金的屈服强度由 189 MPa 降低至 183 MPa。

为进一步分析时效处理后合金中第二相的变化情况,采用 Image-Pro Plus 软件统计了图 5 合金组织中第二相的晶粒尺寸和面积分数,结果见表 6。结合表 6 可看出,时效处理后,分布在基体的第二相数量减少,尺寸增大,最大达到了 6.27 μm ,其平均晶粒尺寸由铸态时的 1.11 μm 增加至 2.01 μm ,主要以块状、原点状富集在各晶粒交界处,少数沿晶界呈网状分布。合金经过 170 ℃ $\times$ 6 h 的时效处理后,第二相质点在 α -Al 基体和共晶 Si 相之间聚集长大,能够更加牢固地钉扎位错,同时位错切过第二相粒子增加新的界面能,使屈服强度得到有效提高,但随着第二相的聚集和粗化,合金的塑性逐渐下降。

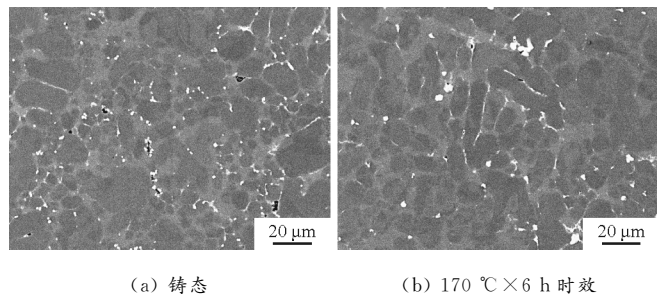


图 5 不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金的 SEM 组织

Fig.5 SEM micrographs of AlSi7CuMnMg alloy at different states

表 6 图 5 中第二相晶粒尺寸及面积分数统计

Tab.6 Statistics of second phases' grain size and area fraction in Fig.5

试样状态	平均尺寸/ μm	最大尺寸/ μm	面积分数/ %	统计 数量
铸态	1.11	3.65	2.21	262
170 ℃ $\times$ 6 h 时效	2.01	6.27	1.39	119

图 6 为不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金室温拉伸断口形貌。可看到粗大条状的撕裂棱,数条相间分布的撕裂棱形成河流花样的断口形貌,在高倍下可观察到大面积的解理面,拉伸变形在有缺陷的地方产生应力集中,从而形成微裂纹。裂纹首先在晶粒内部长大,随后沿着晶界向相邻晶粒扩展形成解理平面,表现为典型的脆性断裂特征^[18]。还存在着一些浅小稀疏的韧窝,韧窝的尺寸大小由材料本身塑性变形的能力和第二相的

大小和密度所决定,这表明 AlSi7CuMnMg 合金经低温时效处理后室温拉伸的断裂方式为混合断裂^[19]。图 6f 的断口组织中出现了典型的显微缩松形貌,这是由于压铸过程中金属液凝固产生收缩而形成。由于冷却速度不均匀,铸件表面和先接近模具的地方快速冷却凝固,阻碍了后续金属液的补缩通道,使铸件内部产生缩松空洞,对合金力学性能造成不利影响。

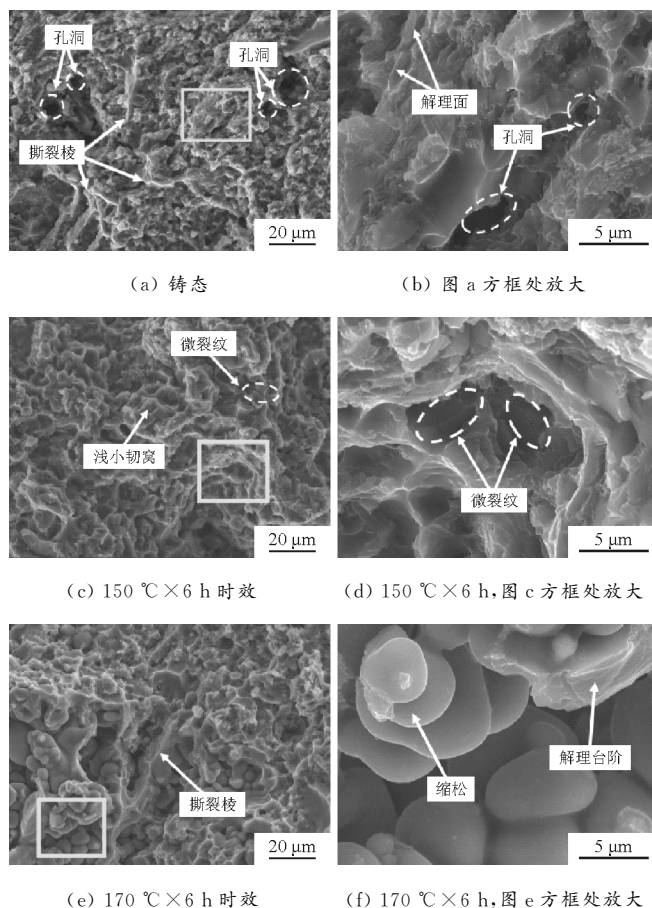


图 6 不同状态下 AlSi7CuMnMg 合金室温拉伸后的断口形貌(SEM)

Fig.6 Fracture morphologies of AlSi7CuMnMg alloy in different states after tensile at room temperature

2.2.2 时效时间对合金组织的影响

在 170 ℃下保温不同时间后合金的金相显微组织见图 7。可以看出,基体组织分为初生 α_1 -Al 和次生 α_2 -Al 相,分别以粗大块状、不规则的团簇状和细小圆点状等多种形态呈现,共晶 Si 相呈树状和条状分布在晶界处,同时存在一定的 Si 偏析现象,对合金性能产生不利影响^[20]。随着时效时间延长,晶界处第二相质点不断富集粗化,位错滑移时与这些第二相粒子发生交互作用,阻碍位错的进一步滑移,使得合金屈服强度不断提高,而第二相粒子分布于基体和晶界,增大了合金变形的不均匀性和不协调性,使合金的塑性降低。

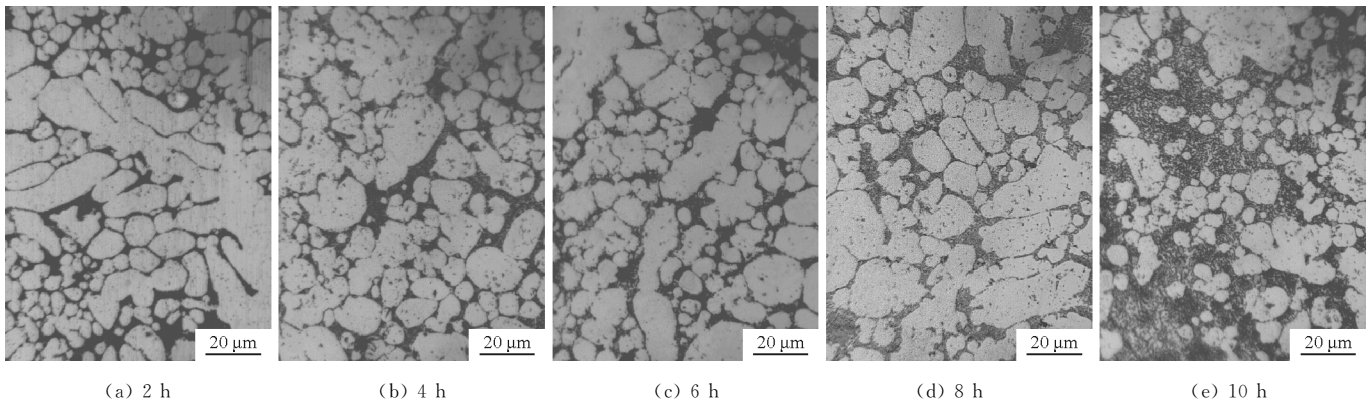


图 7 在 170 °C 不同时效时间下 AlSi7CuMnMg 合金的金相组织

Fig.7 Metallographic structure of AlSi7CuMnMg alloy for different aging time at 170 °C

3 结 论

(1)随着时效温度升高,AlSi7CuMnMg 合金的屈服强度明显提高,在 180 °C 时为 189 MPa,但伸长率下降;保持时效温度不变,延长时效时间,屈服强度提高更为显著,在 10 h 时达到 198 MPa,但抗拉强度变化不大。

(2)AlSi7CuMnMg 合金最佳低温时效工艺为 170 °C×6 h,在此状态下屈服强度为 183 MPa,较铸态试样提高 40.77%,伸长率为 7.5%,强韧化指数达到最高值 1.039。

(3)时效过程中,第二相在晶界处聚集粗化,钉扎位错,增加了材料变形时的阻力,使 AlSi7CuMnMg 合金强度得到有效提高。

参 考 文 献

- [1] 刘志明,王平原,李杰.压力铸造技术与应用[M].天津:天津大学出版社,2010.
- [2] 杨世洲,王艳,廖东波,等.金属液态成型理论与技术基础[M].成都:西南交通大学出版社,2013.
- [3] 倪红军,陈科,张福豹,等.压铸铝合金研究现状与展望[J].轻金属,2019(3): 51-55.
- [4] 文浩,罗斌,谢达明.压铸铝合金在汽车上的应用及发展[J].世界有色金属,2017(14): 269-271.
- [5] DONG X X, YANG H L, ZHU X Z, et al. High strength and ductility aluminum alloy processed by high pressure die casting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 773: 86-96.
- [6] DANG B, LIU C C, LIU F, et al. Effect of as-solidified microstructure on subsequent solution-treatment process for A356 Al alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(3): 634-642.
- [7] 陈超.高强韧压铸 Al-Si(Mg)合金组织与性能研究[D].上海:上海交通大学,2018.
- [8] 毛卫民.半固态金属流变铸造技术的研究进展[J].特种铸造及有色合金,2010,30(1): 24-35.
- [9] 吴树森,吕书林,郭威,等.高强韧压铸铝合金材料研究与应用[A].

2020 中国铸造活动周论文集[C].合肥,2020.

- [10] XUE Z Z, KAZI A, MENG W, et al. Influence of aging temperatures and times on mechanical properties of vacuum high pressure die cast aluminum alloy A356[J]. Advanced Materials Research, 2012, 445: 277-282.
- [11] 张定夷.20Cr 钢强韧化研究[J].上海电机厂科技情报,1998(1): 23-27.
- [12] 陈华.微合金化 50CrV 钢强韧化机理研究[D].昆明:昆明理工大学,2002.
- [13] 万里,刘学强,胡祖麒,等.高真空压铸 AlSi10MnMgFe 合金的组织与力学性能[J].特种铸造及有色合金,2014,34(5): 499-503.
- [14] LI Y J, BRUSETHAUG S, OLSEN A. Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(1): 99-103.
- [15] SJÖLANDER E, SEIFEDDINE S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(10): 1 249-1 259.
- [16] 蔡聪德.高强韧压铸 Al-Si-Cu 合金的组织性能及其热处理研究[D].重庆:重庆大学,2017.
- [17] 李松瑞,周善初.金属热处理(第二版)[M].长沙:中南大学出版社,2003.
- [18] 马广辉,李润霞,白彦华,等.Si 相对铸造 Al-Si 合金低温拉伸断裂行为的影响[J].中国有色金属学报,2016,26(8): 1 615-1 623.
- [19] 姜峰,索忠源,关鲜洪,等.热处理对混合稀土变质 A356 合金组织及力学性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2020,40(12): 1 414-1 417.
- [20] 欧翅翔,汪樟锋,刘锋睿,等. A356 铝合金轮毂 Si 偏析现象及力学性能[J].有色金属科学与工程,2020,11(1): 60-66.

(编辑:张正贺)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com