文章编号:1674-2974(2025)04-0186-09 DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2025301

双级时效对铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金微观组织和力学性能的影响

朱聪聪[1],何家威[2],耿汝伟[1],董瑞煌[2],高文理[2†]
(1. 中国矿业大学 机电工程学院, 江苏 徐州 221116;
2. 湖南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410082)

摘 要:采用扫描电镜、透射电镜和室温拉伸测试研究了双级时效工艺对铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金微观组织和力学性能的影响.本研究采用的双级时效制度是低温预时效和高温终时效.结果表明:合金在低温预时效阶段会形成更多析出形核点,经高温终时效后,合金中析出更多的θ′′相并有β′′相析出.当预时效制度为 155 ℃/8 h 时,随着终时效温度的升高,合金内θ′′相的尺寸逐渐增大,β′′相形貌变化并不明显,合金的抗拉强度随着终时效温度的升高呈先上升后下降的趋势,合金的延伸率随着终时效温度的升高呈显著下降的趋势,165 ℃为合金较好的终时效温度;当双级时效制度为 155 ℃/ x h+165 ℃/2 h 时,随着预时效时间的增加,合金中θ′′相和β′′相的数量逐渐增多;当双级时效制度为 155 ℃/8 h+165 ℃/x h 时,随着终时效时间的增加,θ′′相的尺寸呈逐渐增大的趋势,在终时效时间为 8 h 之前,合金中β′′相的数量和尺寸并没有明显变化,继续延长终时效时间β′′相也开始长大.通过优化双级时效工艺,可实现θ′′相与β′′相的双析出相强化,经过 155 ℃/8 h+165 ℃/2 h 双级时效后的抗拉强度最高可达 380 MPa,经过 155 ℃/8 h+165 ℃/8 h 双级时效后的断后延伸率提高至 3.4%.

关键词:铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金;双级时效;析出相;力学性能
中图分类号:TG146.2 **文献标志码**:A

Effect of Dual Aging on Microstructure and Mechanical Properties of As-cast Al-Si-Mg-Cu Alloy

ZHU Congcong[1], HE Jiawei[2], GENG Ruwei[1], DONG Ruihuang[2], GAO Wenli[2†]
(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China;
2. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The effects of dual aging process on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Si-Mg-Cu alloy were investigated by scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and tensile test at room temperature. The dual aging process used in this study was low temperature pre-aging and high temperature final aging. The results showed that more precipitation nucleation sites were formed in the low temperature pre-aging stage of the alloys. After high temperature final aging, more θ″ phases and some β″ phases were precipitated in the

* **收稿日期**:2024-07-02
基金项目:中央高校基本科研业务费(2024QN11016), Fundamental Research Funds for the Central Universities(2024QN11016);国家自然科学基金资助项目(52374386), National Natural Science Foundation of China(52374386)
作者简介:朱聪聪(1994—),女,河南洛阳人,中国矿业大学讲师,博士
† 通信联系人,E-mail:wenligaohd@163.com

alloys. When the pre-aging was 155 °C/8 h, the size of θ″ phase gradually increased with the increase of final aging temperatures, while the morphology of the β″ phase did not change significantly. The tensile strength of the alloys increased first and then decreased with the increase of the final aging temperatures. The elongation of the alloys decreased significantly with the increase of the final aging temperature, and 165 °C was the better final aging temperature of the alloy. When the dual aging process was 155 °C/*x* h+165 °C/2 h, the number of θ" phase and β″ phase in the alloy gradually increased with the increase of pre-aging time. When the dual aging process was 155 °C/8 h+165 °C/*x* h, the size of θ″ phase increased gradually with the increase of the final aging time. The number and size of β″ phase in the alloy did not change significantly before the final aging time was 8 h. Continuing to extende the final aging time, the β″ phase also began to grow. The dual precipitated phase strengthening of θ″ phase and β″ phase can be realized by optimizing the dual aging process. The tensile strength of the alloy can reach 380 MPa after 155 °C/8 h+165 °C/2 h dual aging, while the elongation of the alloy was increased to 3.4 % after 155 °C/8 h+ 165 °C/8 h dual aging.

Key words: as-cast Al-Si-Mg-Cu alloy; dual aging; precipitates; mechanical properties

---

铸造 Al-Si 合金具有高比强度、低热膨胀系数、良好的耐腐蚀性以及优异的铸造性能等优点，广泛应用于交通运输、航空航天等领域，特别适合大型复杂结构件的生产制造，如发动机缸体、气缸盖、卫星接收器等[1-3]. 随着航空航天工业的发展，对结构件性能和寿命的要求也越来越高，目前铸造 Al-Si 合金还存在着强度不足、延伸率较差等问题，制约了其广泛应用. 铸造 Al-Si 合金的力学性能取决于合金成分、铸造工艺、热处理工艺等多种因素，目前调控铸造 Al-Si 合金微观组织和力学性能的主要方法是微合金化和热处理工艺[4-6]. Mg、Cu 等是铸造 Al-Si 合金中常用的微合金化元素. 加入 Mg 元素后，铸造 Al-Si-Mg 合金中会形成 β′-Mg_2Si 相提高合金的强度[7-8]. Cu 元素的添加使铸造 Al-Si-Cu 合金中形成 θ′-Al_2Cu 相提高合金的硬度和抗拉强度，但会导致合金的延伸率降低[9-10]. 有学者也通过添加 Sc、Zr、Cr 等元素进一步提高铸造 Al-Si 合金的力学性能，但微合金化提高合金性能的范围有限，铸态合金的强度仍然较低，需采用热处理的方式提高合金的综合性能[11-13].

铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金常用的热处理工艺为 T6，包括固溶处理和时效处理[14]. 固溶处理的主要目的是使共晶 Si 球化提高合金的塑性，使合金中的第二相溶解形成过饱和固溶体，在随后的时效处理中形成 θ′-Al_2Cu、β′-Mg_2Si 和 Q′-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 等纳米级析出相[15-16]. FANG 等人[17]的研究报道了铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金经过 T6 热处理后，θ′和 Q′相的同时析出使合金强度可达到 396 MPa，但延伸率仅有 2%. Zhou 等人[18]的研究发现时效处理对铸造 Al-Si-Mg-*x*Cu 合金强度的影响比固溶处理更显著，T6 处理后合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 13% 和 50%，但时效处理使延伸率明显降低. 铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金在时效处理中，纳米强化相易成为应力集中点，导致析出相和脆性晶界相（主要是 Si 颗粒）处易发生断裂，难以达到高的延展性[19]. 因此，T6 热处理存在一定的局限性，难以解决铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金强度和塑性同时提高这一难题. 有学者提出采用多级时效工艺调控铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金的性能. 张万坤等人[20]研究了不同时效工艺对铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金微观组织和力学性能的影响，发现双级时效可以促进 GP 区的连续析出，双级时效可获得比单级时效更高的力学性能. 宋倩等人[21]优化了铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金的多级时效处理工艺，发现多级时效可以提高合金的延伸率，且二级时效温度对合金的力学性能影响最大. 上述研究中大多都未对多级时效处理后合金析出相的演变特点进行系统研究.

本文以铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金为研究对象，通过调控双级时效工艺获得 θ′′相与 β′′相等强化相同时析出，在不降低合金延伸率的基础上提高合金的强度. 本文主要研究了双级时效温度和时间对铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金微观组织和力学性能的影响，测试了不同双级时效制度下合金的力学性能，分析了不同双级时效制度下合金中第二相和析出相的演变特点，确定了最佳的双级时效工艺，为铸造 Al-Si-

Mg-Cu合金的应用提供了参考和数据支撑.

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

本实验所用材料为铸造Al-Si-Mg-Cu合金,采用重力铸造的方法,以Al-5Ti-B作为细化剂,其实测化学成分(质量分数)如表1所示.

表1 铸造Al-Si-Mg-Cu合金实测化学成分

Tab.1 Measured chemical composition of Al-Si-Mg-Cu alloy

元素	Si	Mg	Cu	Ti	B	Fe	Al
质量分数/%	6.90	0.64	0.54	0.14	<0.05	<0.05	Bal.

合金在XMTA 800型箱式电阻炉(±3 ℃)进行固溶处理,固溶处理制度为545 ℃/12 h,然后将合金样品转移入室温水中进行淬火处理,转移时间小于5 s,样品的时效处理在TXF 200型数显恒温油浴锅(±2 ℃)中进行,时效处理制度如表2所示,本文中所有时效处理均为双级时效,第一级时效称为预时效,第二级时效称为终时效.

表2 铸造Al-Si-Mg-Cu合金的双级时效工艺

Tab.2 Dual aging process of as-cast Al-Si-Mg-Cu alloy

预时效		终时效	
温度/℃	时间/h	温度/℃	时间/h
	2,4,6,8,10	165	2,4,6,8,12
155	8	175	6
	8	185	4

1.2 微观组织观察

采用扫描电子显微镜(SEM, Sigma 300)观察经不同双级时效工艺处理后合金的微观组织及断口形貌,用于SEM观察的样品需经过打磨和抛光处理.采用透射电子显微镜(TEM, Tecnai G2 F20)观察经不同双级时效工艺处理后合金的析出相,用于TEM观察的样品需要先打磨至50~70 μm,利用冲孔工具制成直径3 mm的小圆片,采用电解双喷仪(TJ 100-BE型)对其进行双喷减薄,所用腐蚀液为体积分数3∶7的硝酸甲醇溶液,电压20 V,温度在-25 ℃左右.将制备好的TEM样品放置在透射电镜下进行观察,工作电压为200 kV.

1.3 力学性能测试

不同双级时效处理后合金的力学性能测试在万能试验机(CMT 6103)上进行,按照《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》(GB/T 228.1—2021)标准进行拉伸试验尺寸设计,本文所用拉伸试样尺寸如图1所示.利用电火花数控切割机床加工出拉伸试样,在进行拉伸试验前对试样进行打磨,去除试样表面的氧化层,拉伸试验在室温下进行,拉伸的应变速率为0.001/s.为避免误差,每组样品进行三次重复性试验,试样经拉伸断裂后,选择具有代表性的断口进行观察.

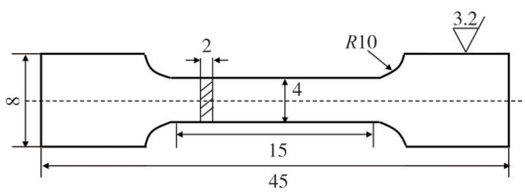


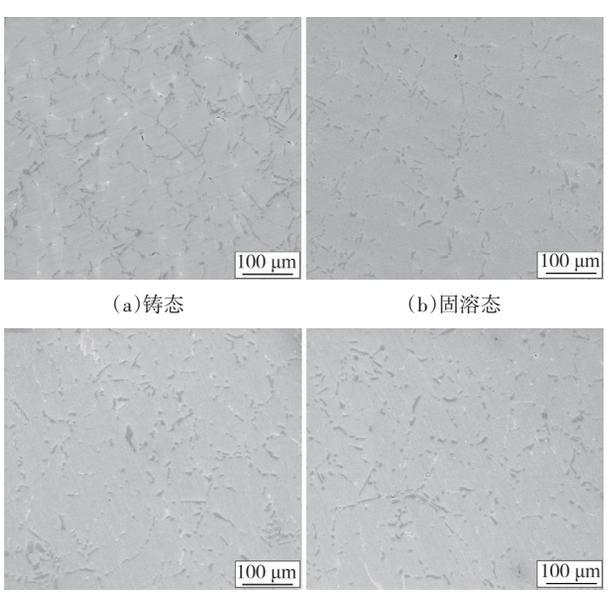
图1 拉伸试样尺寸示意图(单位:mm)

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen size(unit:mm)

2 试验结果

2.1 不同双级时效工艺下铸造Al-Si-Mg-Cu合金的第二相特点

图2为铸造Al-Si-Mg-Cu合金不同状态下的显微组织照片.从图2(a)中可以看出,铸态合金的显微组织主要由α-Al基体、共晶Si、黑色短棒状的Mg-Si相以及白色条状的π-Fe(Al8MgFe3Si6b)组成,其中共晶Si的形态以棒状和板条状为主.



(a)铸态 (b)固溶态

(c)155 ℃/2 h+165 ℃/2 h (d)155 ℃/8 h+165 ℃/2 h

图2 不同状态下铸造Al-Si-Mg-Cu合金的SEM照片

Fig.2 SEM microstructure of as-cast Al-Si-Mg-Cu alloy in different states

经过固溶处理后，部分共晶 Si 固溶进 Al 基体中，共晶 Si 的尺寸明显减小，且部分共晶 Si 发生球化现象，Mg_2Si 相和 π-Fe 相的数量也明显减少，如图 2(b)所示．图 2(c)和图 2(d)分别是经过 155 ℃/2 h+165 ℃/2 h 和 155 ℃/ 8 h+165 ℃/2 h 时效处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的显微组织照片，对比可知，经不同时效处理后合金的显微组织变化不大，时效处理对共晶硅的形貌等影响不大．

2.2　不同双级时效工艺下铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金强化相的析出行为

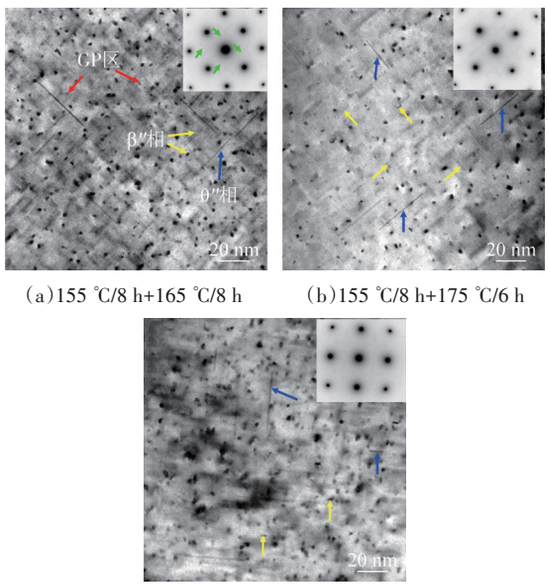
铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金中的主要强化相是 θ′′相与 β′′相，根据文献可知，β′′相和 θ′′相的最佳析出温度均在 165 ℃左右，β′′相和 θ′′相均为空位扩散机制形成的，若 β′′相和 θ′′相同时存在，其析出过程互有影响，在 165 ℃及以上时 θ′′相会快速析出，而 β′′相的析出会受到抑制[22]．根据团队之前的试验结果[23]可知，β′′相在较低时效温度条件下也可以析出长大．因此，本研究中设计了低温预时效和高温终时效的双级时效处理工艺来实现 β′′相和 θ′′相的充分双析出，达到提升合金性能的目的．根据团队之前的研究结果[23]，本文预时效采用 155 ℃，终时效采用不同温度的峰值时效制度，并对不同预时效时间和终时效时间进行了优化，详细研究了双级时效终时效温度和双级时效时间对铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金强化相析出行为的影响．

2.2.1　不同终时效温度热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金强化相的析出行为

图 3 为不同终时效温度双级时效处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的 TEM 照片．从图 3 中可以看出，合金经过双级时效处理后析出的主要强化相为点状的 GP 区、短棒状的 β′′相和细针状的 θ′′相．终时效温度为 165 ℃的试样中可观察到大量 GP 区和 θ′′相，还有一定数量的 β′′相，经统计 θ′′相的平均尺寸约为 35 nm，β′′相的平均尺寸约为 13 nm，如图 3(a)所示．终时效温度提高至 175 ℃时，从图 3(b)中可以看出，GP 区的数量减少，θ′′相的数量明显减少且尺寸变大，统计得到其平均尺寸为 48 nm，β′′相的数量与尺寸的变化均不明显．继续提高终时效温度至 185 ℃后，试样中 θ′′相和 β′′相的尺寸明显增大，数量显著减少，平均尺寸分别增大至 70 nm 和 22 nm．

2.2.2　不同预时效时间热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金强化相的析出行为

双级时效制度 155 ℃/ x h+165 ℃/2 h(x=2、4、6、8、10)处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的 TEM 照片见图 4．如图 4 所示，双级时效制度为 155 ℃/2 h+165 ℃/2 h 和 155 ℃/4 h+165 ℃/2 h 时，合金中能观察到大量的 GP 区存在，还有少量的 β′′相．预时效时间增加至 6 h，合金中可以观察到大量的 β′′相，同时也有细长针状 θ′′相出现，尺寸均在 10 nm 以下．延长预时效时间至 8 h 和 10 h，合金内部 GP 区的数量显著减少，开始出现短棒状的 β′′相，统计析出相尺寸，此时 θ′′相的平均尺寸为 17 nm，β′′相的尺寸较小，均不足 5 nm．合金经过双级时效处理后，β′′相开始析出，此时 θ′′相未发生长大粗化，θ′′相与 β′′相均能保持较好的强化效果，实现双析出相强化．



(a)155 ℃/8 h+165 ℃/8 h　　(b)155 ℃/8 h+175 ℃/6 h

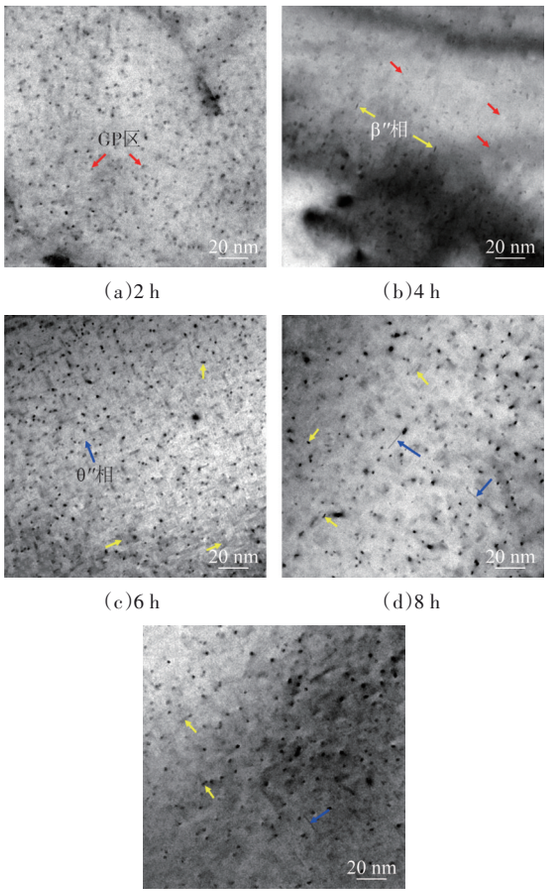
(c)155 ℃/8 h+185 ℃/4 h

图 3　不同终时效温度下合金的 TEM 照片

Fig.3　TEM images of the alloys with different final aging temperatures

2.2.3　不同终时效时间热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金强化相的析出行为

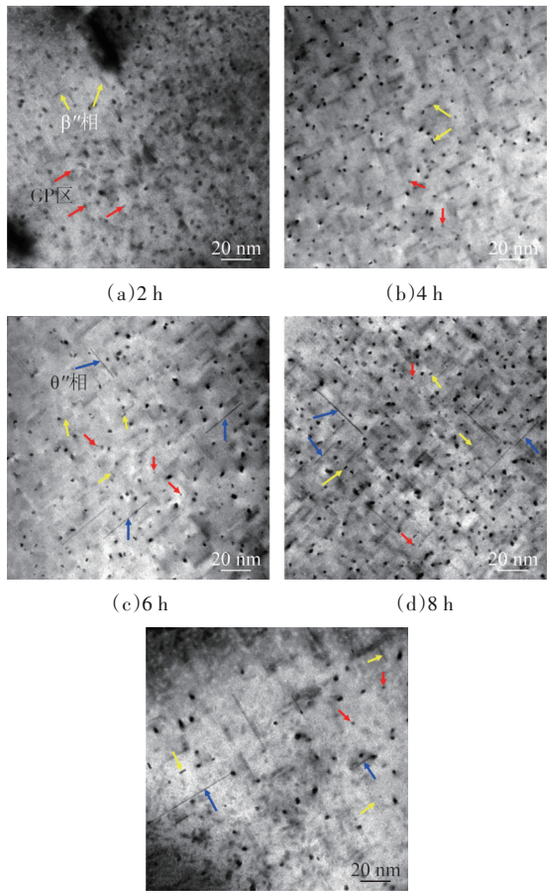
双级时效制度 155 ℃/8 h+165 ℃/x h(x=2、4、6、8、12)处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的 TEM 照片见图 5．由图 5 可知，合金经过 155 ℃/8 h+165 ℃/x h 不同时间双级时效处理后均可观察到 GP 区、θ′′相及 β′′相．双级时效制度为 155 ℃/8 h+165 ℃/2 h 和 155 ℃/8 h+165 ℃/4 h 时，合金析出相的尺寸较小，主要为 GP 区和 β′′相．增加终时效时间至 6 h 和 8 h 时，合金中观察到明显的 θ′′相；当时效制度为 155 ℃/8 h+165 ℃/12 h 时，合金中 GP 区和 β′′相的数量显著减少，θ′′相的尺寸显著增加．



(a)2 h (b)4 h (c)6 h (d)8 h (e)10 h

图4 不同预时效时间下合金的TEM照片

Fig.4 TEM images of the alloys with different pre-aging time



(a)2 h (b)4 h (c)6 h (d)8 h (e)12 h

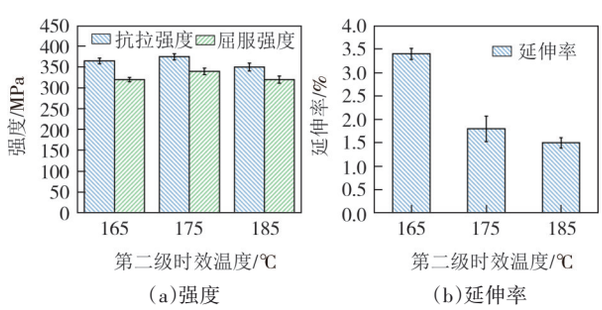
图5 不同终时效时间下合金的TEM照片

Fig.5 TEM images of the alloys with different final aging time

2.3 不同双级时效工艺下铸造Al-Si-Mg-Cu合金的力学性能

2.3.1 不同终时效温度热处理后铸造Al-Si-Mg-Cu合金的力学性能

图6为不同终时效温度热处理后铸造Al-Si-Mg-Cu合金的拉伸性能测试结果.如图6(a)所示,随着终时效温度的升高,合金的抗拉强度和屈服强度呈先升高后降低的趋势.终时效温度为165 ℃时,合金的抗拉强度为365 MPa、屈服强度为320 MPa;终时效温度提高至175 ℃,合金的抗拉强度提高到375 MPa,屈服强度也达到了340 MPa;继续增加终时效温度至185 ℃,合金的力学性能略有下降,抗拉强度和屈服强度分别为350 MPa和320 MPa.合金的断后延伸率随着终时效温度的提高有明显降低的趋势,终时效温度为165 ℃时合金的断后延伸率为3.4%,终时效温度为175 ℃时合金的断后延伸率降低至1.8%,终时效温度继续提高到185 ℃时合金的断后延伸率仅为1.5%,如图6(b)所示.



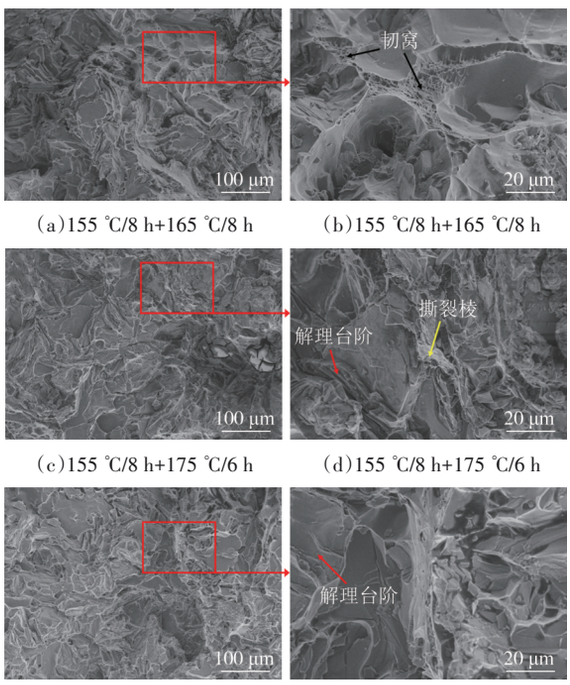
(a)强度 (b)延伸率

图6 不同终时效温度热处理后合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of the alloys with different final aging temperatures

图7为不同终时效温度热处理后铸造Al-Si-Mg-Cu合金的室温拉伸断口形貌.图7(a)为终时效温度165 ℃热处理后合金的断口形貌,断口上观察到大量的撕裂棱,撕裂棱区域放大后可见小而深的韧窝,如图7(b)所示,合金的断裂为脆性断裂和韧性断裂共存的混合断裂模式.图7(c)和7(d)为终时效温度175 ℃时合金的断口形貌,断口上撕裂棱的数量减少,出现大量的解理台阶,合金的断裂为脆

性断裂.终时效温度达到 185 ℃时,断口主要呈解理台阶特征,此时合金的断裂为典型的脆性断裂模式,如图 7(e)所示.



(a)155 ℃/8 h+165 ℃/8 h　(b)155 ℃/8 h+165 ℃/8 h

(c)155 ℃/8 h+175 ℃/6 h　(d)155 ℃/8 h+175 ℃/6 h

(e)155 ℃/8 h+185 ℃/4 h　(f)155 ℃/8 h+185 ℃/4 h

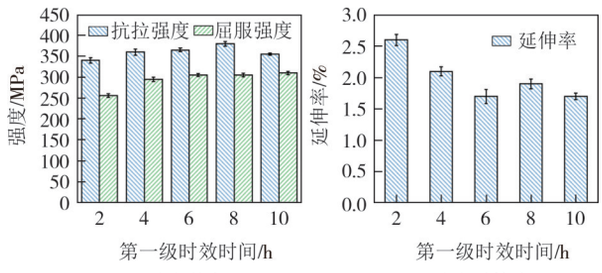
图 7　不同终时效温度热处理后合金的断口形貌SEM照片

Fig.7　SEM images of tensile fracture morphology of the alloys with different final aging temperatures

2.3.2　不同预时效时间热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的力学性能

图 8 为不同预时效时间热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的拉伸性能测试结果.本小节中采用的终时效制度为 165 ℃/2 h,预时效的温度为 155 ℃.从图 8 中可以看出,合金的屈服强度随着预时效时间的增加而增大,预时效时间为 2 h 时,合金的屈服强度仅为 256 MPa,预时效时间增加至 6 h 和 8 h 时,合金的屈服强度提高至 305 MPa.合金的抗拉强度则随着预时效时间的增加先提高后降低,预时效时间为 8 h 时合金的抗拉强度高达 380 MPa.合金的延伸率随着预时效时间的增加总体呈逐渐降低的趋势,预时效时间为 2 h 时合金的延伸率为 2.6%,预时效时间增加至 8 h 时合金的断后延伸率降至 1.9%.改变预时效时间的试验中合金经过 155 ℃/8 h +165 ℃/2 h 双级时效处理后获得最高强度.单独改变预时效时间并不能改善合金的韧性,合金的延伸率随着预时效时间的增加而降低,在达到峰值强度后合金的延伸率在较长时间内基本保持稳定.

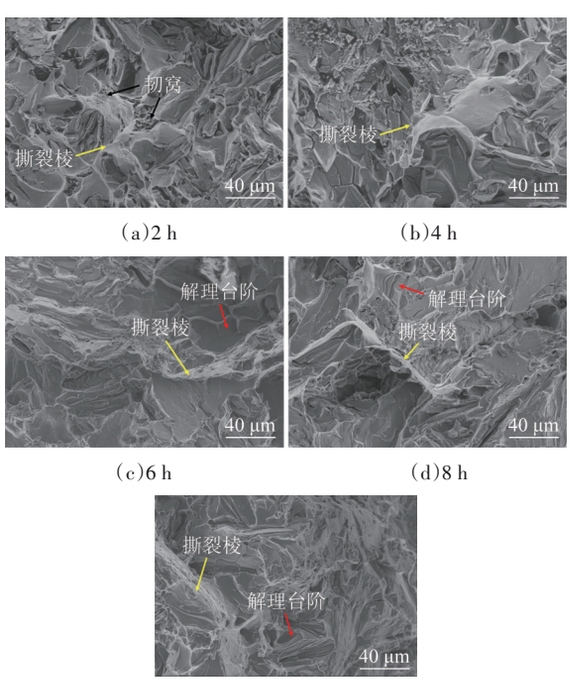
双级时效制度 155 ℃/ x h+165 ℃/2 h (x=2、4、6、8、10)热处理后合金的室温拉伸断口形貌照片见图 9.预时效时间为 2 h 的合金拉伸断口中有部分区域分布着密集的撕裂棱与韧窝,合金的断裂形式为以脆性断裂为主的混合型断裂.增加预时效时间至 4 h 和 6 h,合金拉伸断口中韧窝数量明显减少,可观察到明显的撕裂棱,合金的断裂形式以脆性断裂为主.继续增加预时效时间到 8 h 和 10 h 后的合金断口主要为解理台阶构成的准解理面,合金的断裂形式为脆性断裂.



(a)强度　(b)延伸率

图 8　不同预时效时间热处理后合金的拉伸性能

Fig.8　Tensile properties of the alloys with different pre-aging time



(a)2 h　(b)4 h

(c)6 h　(d)8 h

(e)10 h

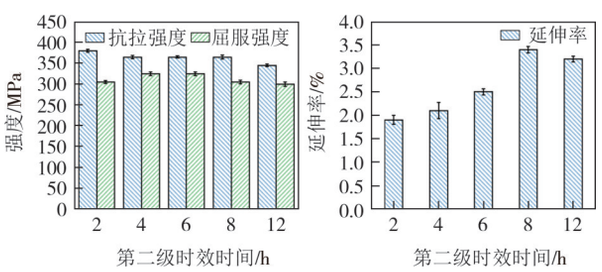
图 9　不同预时效时间热处理后合金的断口形貌SEM照片

Fig.9　SEM images of tensile fracture morphology of the alloys with different pre-aging time

2.3.3　不同终时效时间热处理后铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金的力学性能

图 10 为不同终时效时间热处理后合金的拉伸性能测试结果.本小节中采用的预时效制度为

155 ℃/8 h,终时效的温度为165 ℃.终时效时间为2 h时,合金达到峰值强度;增加终时效时间至4 h,合金的抗拉强度降低至365 MPa,屈服强度则略有提高,约为325 MPa.继续增加终时效时间,合金抗拉强度在较长时间内保持不变,屈服强度略微降低.终时效时间增加至8 h后,合金的屈服强度降低至305 MPa,继续增加终时效时间至12 h时,合金的抗拉强度与屈服强度分别下降为345 MPa和300 MPa.由图10(b)可知,合金的延伸率随终时效时间的增加而提高,峰值时效条件下合金的断后延伸率仅为1.9%,增加终时效时间为4 h、6 h和8 h后,合金的延伸率分别提升至2.1%、2.5%和3.4%,继续增加终时效时间至12 h,合金的延伸率略微下降至3.2%.



(a) 强度 (b) 延伸率

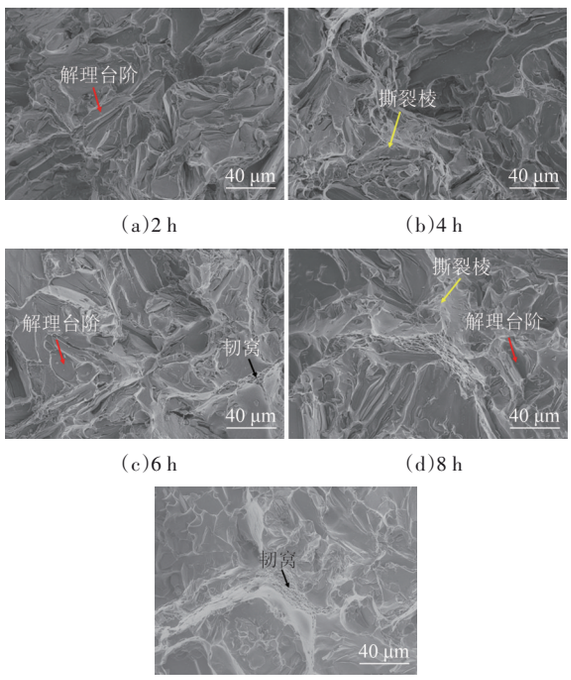
图10 不同终时效时间热处理后合金的拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of the alloys with different final aging time

双级时效制度155 ℃/8 h+165 ℃/x h (x=2、4、6、8、12)热处理后合金的室温拉伸断口形貌照片见图11.终时效时间为2 h时,合金拉伸断口主要由解理台阶以及少量撕裂棱组成,合金的断裂形式为脆性断裂.增加终时效时间,合金拉伸断口上的撕裂棱和解理台阶数量增多,断口高低差异变大,韧窝数量减少.终时效时间为6 h时[如图11(c)所示],合金的断口处可以观察到韧窝存在,但合金的主要断裂形式仍为脆性断裂.终时效时间延长至8 h,合金断口处可见有细密韧窝区域,断口处可观察到解理台阶存在,合金的断裂形式转变为以脆性断裂为主的混合断裂.继续增加时效时间,合金断口形貌变化不大,断裂形式保持不变.

3 分析讨论

本文研究的铸造Al-Si-Mg-Cu合金经固溶淬火处理后,基体成为过饱和固溶体,经过合适的人工时效处理,析出相的析出序列为原子团簇→GP区→β″相+θ″相→β′相+θ′相→β相+θ相[23].根据时效温度



(a)2 h (b)4 h (c)6 h (d)8 h (e)12 h

图11 不同终时效时间热处理后合金的拉伸断口形貌SEM照片

Fig.11 SEM images of tensile fracture morphology of the alloys with different final aging time

和时效时间的不同,析出相的序列及析出相的形貌、数量、尺寸等均会发生变化,从而影响合金的力学性能.

本研究中采用的"低温+高温"双级时效工艺,低温预时效阶段形成GP区所需的空位浓度较低,能为高温终时效阶段提供更多的形核点,提高合金的强化效果[24].在铸造Al-Si-Mg-Cu合金中,低温预时效不仅能显著提高合金的析出强化效果,还能提高合金析出相的稳定性以及析出效率,合金在低温时效阶段会形成有利于β″相长大的析出形核点,经过高温时效阶段β″相的析出数量和速率会有显著提升[25-26].不同双级时效热处理后的合金析出相的特征存在明显的差异.从图3中可以看出,预时效制度相同时,终时效温度从165 ℃提高至175 ℃时,θ″相的长大趋势十分明显,β″相的形貌与分布变化不大,合金的抗拉强度和屈服强度略有提升;终时效温度提高至185 ℃时,θ″相和β″相的尺寸都有明显的增大,且θ″相的数量会减少,导致析出相对位错滑移的阻碍效果降低,直接影响合金的力学性能.对比本团队对铸造Al-Si-Mg-Cu合金单级时效的研究结果可知[23],双级时效处理能进一步提高Al-Si-Mg-Cu合金性能.随着终时效温度的升高,合金的抗拉

强度和屈服强度均有所提升，但过高的时效温度会严重影响合金的延伸率，终时效温度为 175 ℃与 185 ℃时，合金的断后延伸率分别下降至 1.8% 与 1.5%，如图 6 所示，分析可知，165 ℃是合金较好的终时效温度.

采用 155 ℃作为预时效温度，165 ℃作为终时效温度，研究预时效时间和终时效时间对合金析出相种类和特征的影响，结果如图 4 和图 5 所示. 当单独改变预时效的时间时，合金内部出现 θ′′相的时间较晚，且尺寸较小，随着预时效时间的增加合金内部能观察到 β′′相. 预时效阶段是合金内部析出相预析出的阶段，经预时效处理后，合金基体中的黑色点状相包含有除 GP 区之外的大量预析出的 θ′′相和 β′′相，如图 4(a)所示；增加预时效时间，合金内的析出相增多，经终时效后能更快实现 θ′′相与 β′′相的同步析出，如图 4(d)所示，合金的强化效果更好.

当单独增加终时效阶段的时间时，θ′′相的尺寸呈逐渐增加的趋势，θ′′相的长大过程需要消耗较小的 θ′′相，因此，合金终时效时间越长，θ′′相的数量越少. 在终时效时间达到 8 h 之前，合金中 β′′相的数量和尺寸并没有明显变化，以 θ′′相的析出长大为主；延长终时效时间，β′′相开始长大，数量减少；终时效时间为 12 h 时，β′′相的直径超过 40 nm，部分 β′′相有粗化现象.

θ′′相与 β′′相的析出长大均需要消耗合金内部空位进行扩散[27]，θ′′相的形成过程会侵占部分空位而导致 β′′相的析出受到抑制，其析出长大速率变慢. 终时效时间低于 8 h 时，合金内部的析出相变化主要为 θ′′相的变化，θ′′相在尺寸较小时与基体完全共格，析出相长大过程中会逐渐失去与铝基体的共格关系，θ′′相向半共格或非共格的稳定相转变. 合金析出相尺寸会随着终时效时间的增加而增大，析出相尺寸的增大会使得合金内部的晶界畸变减少，并且 θ′′相的生长过程会消耗其他小尺寸 θ′′相而导致析出相数量减少，合金的强度应有一定程度的下降，但预析出的 GP 区在时效过程中会逐渐转变为 β′′相，且 β′′相的尺寸在此过程中也有一定增长[如图 5(e)所示]，β′′相的析出增加了合金内部析出相的数量，在一定程度上弥补了 θ′′相尺寸增大、数量减少对合金强度的影响，合金的整体强度在一定时间变化不大. 在此过程中，由于合金时效过程中内部应力的减少以及析出相的粗化，合金的延伸率有一定的提高.

4 结 论

本文主要研究了双级时效中终时效温度、预时效时间和终时效时间对铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金析出相和力学性能的影响，得出以下结论.

1）当预时效制度为 155 ℃/8 h 时，随着终时效温度的提高，铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金内 GP 区的数量逐渐减少，θ′′相的尺寸逐渐增大，β′′相尺寸均在 20 nm 以下. 合金的抗拉强度随着终时效温度的提高呈先上升后下降的趋势，延伸率随着终时效温度的提高呈显著下降的趋势，165 ℃为合金较好的终时效温度.

2）当双级时效制度为 155 ℃/ x h+165 ℃/2 h 时，随着预时效时间的增加，合金中 θ′′相和 β′′相的数量逐渐增多，当预时效时间达到 8 h 时，合金的抗拉强度高达 380 MPa；当双级时效制度为 155 ℃/8 h+165 ℃/x h 时，随着终时效时间的增加，θ′′相的尺寸呈逐渐增大的趋势，在终时效时间为 8 h 之前，合金中 β′′相的数量和尺寸并没有明显变化，继续延长终时效时间 β′′相也开始长大，合金的强度变化不明显，但延伸率略有提升.

3）本文通过优化双级时效工艺，可以使铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金实现 θ′′相与 β′′相的双析出相强化，当合金的时效制度为 155 ℃/8 h+165 ℃/8 h 时，合金的综合性能最佳，抗拉强度和屈服强度分别为 365 MPa 和 305 MPa，延伸率为 3.4%.

参考文献

[1] 蓝凯，杨弋涛. 铸造铝硅系合金的时效研究与应用进展[J]. 精密成形工程，2022，14(3)：124-132.
LAN K，YANG Y T. Research and application progress on aging of cast Al-Si alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering，2022，14(3)：124-132.(in Chinese)

[2] ZHU C，WANG Z J，ZHOU K X，et al. Triple the ductility of as-cast Al-Si alloys by phase-selective recrystallization [J]. Materials Science and Engineering：A，2022，855：143902.

[3] 高文理，毛郭灵，刘东洋，等. Y 元素对 ZL114A 合金微观气孔的影响[J]. 湖南大学学报(自然科学版)，2021，48(6)：52-57.
GAO W L，MAO G L，LIU D Y，et al. Effects of Y element on micro-pores of ZL114A alloy [J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences)，2021，48(6)：52-57.(in Chinese)

[4] 周鹏飞，王东涛，张海. 铸造 Al-Si-Mg-Cu 合金综合性能调控研究现状[J]. 特种铸造及有色合金，2023，43(12)：1607-1612.
ZHOU P F，WANG D T，ZHANG H. Research status of

comprehensive performance regulation for cast Al-Si-Mg-Cu alloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(12): 1607-1612. (in Chinese)

[5] MANANI S, PRADHAN A K. Effects of melt thermal treatment on cast Al-Si alloys: a review[J]. Materials Today: Proceedings, 2022, 62: 6568-6572.

[6] 张福全,蒋安定,何海琪. 发动机缸盖用铸造铝硅合金的成分优化与组织性能研究[J]. 湖南大学学报(自然科学版),2013, 40(12): 84-89.
ZHANG F Q, JIANG A D, HE H Q. Composition optimization of cast Al-Si alloy for engine cylinder head and it's structure and properties[J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2013, 40(12): 84-89. (in Chinese)

[7] BEROUAL S, BOUMERZOUG Z, PAILLARD P, et al. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 784: 1026-1035.

[8] YAMAMOTO K, TAKAHASHI M, KAMIKUBO Y, et al. Effect of Mg content on age-hardening response, tensile properties, and microstructures of a T5-treated thixo-cast hypoeutectic Al-Si alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 798: 140089.

[9] 顾琪, 周鹏飞. Cu 含量以及 Cu/Mg 比对 Al-Si-Cu-Mg 合金组织和力学性能的影响[J]. 铸造,2024,73(2):180-186.
GU Q, ZHOU P F. Effects of Cu content and Cu/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys[J]. Foundry, 2024, 73(2): 180-186. (in Chinese)

[10] LIU X, MA Y L, WANG X, et al. Enhanced long-term thermal stability and mechanical properties of twin-roll cast Al-Mg-Si alloys with Mn and Cu additions [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 872: 144945.

[11] LIU G C, GAO J B, CHE C, et al. Optimization of casting means and heat treatment routines for improving mechanical and corrosion resistance properties of A356-0.54Sc casting alloy[J]. Materials Today Communications, 2020, 24: 101227.

[12] ZHANG M S, LIU K L, HAN J Q, et al. Investigating the role of Cu, Zr and V on the evolution of microstructure and properties of Al-Si-Mg cast alloys[J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 102055.

[13] 崔晓明,崔昊, 赵学平,等. 热处理对 Al-Si-Mg-3%Cr 合金微观组织与力学性能及耐腐蚀性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(9): 3179-3185.
CUI X M, CUI H, ZHAO X P, et al. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Al-Si-Mg-3%Cr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(9): 3179-3185. (in Chinese)

[14] SJÖLANDER E, SEIFEDDINE S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(10): 1249-1259.

[15] HWANG J Y, BANERJEE R, DOTY H W, et al. The effect of Mg on the structure and properties of Type 319 aluminum casting alloys[J]. Acta Materialia, 2009, 57(4): 1308-1317.

[16] TIRYAKIOĞLU M. Si particle size and aspect ratio distributions in an Al-7%Si-0.6%Mg alloy during solution treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 473(1/2): 1-6.

[17] FANG N, ZOU C M, WEI Z J, et al. Effect of Ge and Mg additions on the aging response behavior and mechanical properties of Al-Si-Cu alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 811: 141024.

[18] ZHOU P F, WANG D T, NAGAUMI H, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Al-Si-Mg-Cu cast alloys with different Cu contents[J]. Metals, 2023, 13(1): 98.

[19] 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: A, 2024, 889: 145840.

[20] 张万坤,张令坤, 王通, 等. 不同时效工艺对 Al-Si-Cu-Mg 系合金微观组织和力学性能的影响[J]. 齐鲁工业大学学报, 2018, 32(4): 33-38.
ZHANG W K, ZHANG L K, WANG T, et al. Effect of different aging processes on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. Journal of Qilu University of Technology, 2018, 32(4): 33-38. (in Chinese)

[21] 宋倩,刘德华,文超,等. 铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金多级时效工艺参数优化[J]. 轨道交通材料, 2023(3): 46-50.
SONG Q, LIU D H, WEN C, et al. Parameter optimization of multi-step aging process for casting Al-Si-Cu-Mg alloy [J]. Materials for Rail Transportation System, 2023 (3): 46-50. (in Chinese)

[22] SUNDE J K, MARIOARA C D, HOLMESTAD R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al-Mg-Si (-Cu) alloys[J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110087.

[23] 毛郭灵. ZL114A 合金的组织微合金化调控及其强化机制研究[D]. 长沙:湖南大学,2022.
MAO G L. Study on microstructure microalloying control and strengthening mechanism of ZL114A alloy[D]. Changsha: Hunan University, 2022. (in Chinese)

[24] BRYANT J D. The effects of preaging treatments on aging kinetics and mechanical properties in AA6111 aluminum autobody sheet[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(8): 1999-2006.

[25] ZHEN L, KANG S B. The effect of pre-aging on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys[J]. Scripta Materialia, 1997, 36(10): 1089-1094.

[26] SHEN C H. Pre-treatment to improve the bake-hardening response in the naturally aged Al-Mg-Si alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2011, 27(3): 205-212.

[27] SUNDE J, MARIOARA C, HOLMESTAD R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al-Mg-Si (-Cu) alloys[J]. Materials Characterization, 2020, 160: 110087.