

时效处理对 Al-Si-Zn-Cu-Mg 合金组织与性能的影响

何建刚^{1,2} 郭睿¹ 曾大新¹ 李峰光¹ 史秋月¹

(1. 湖北汽车工业学院材料科学与工程学院, 十堰 442002; 2. 东风锻造有限公司铸造二厂, 十堰 442012)

摘要 研究了时效处理温度与时间对不同 Zn 含量 Al-12.5Si-(0~4)Zn-2Cu-1Mg 合金微观组织与力学性能的影响。结果表明, 经热处理后, 合金中 Si 相溶解、球化, 合金内成分均匀化; 160~180 °C 时, 合金的硬度随时效时间的延长、温度的增加及 Zn 含量的增加先增加后减小, Zn 能够缩短合金达到峰值硬度的时间; Zn 含量为 3% 的合金在经过 510 °C×8 h 固溶处理后水淬+170 °C×4 h 时效处理后, 抗拉强度、屈服强度、硬度(HB)和伸长率分别为 376 MPa、310 MPa、144 和 1.1%, 综合力学性能较好, 残余应力较小。

关键词 Al-12.5Si-Zn-2Cu-Mg 合金; 时效处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146.21; TG27

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240185

Effects of Aging Treatment on Microstructure and Properties of Al-Si-Zn-Cu-Mg Alloy

HE Jian'gang^{1,2}, GUO Rui¹, ZENG Daxin¹, LI Fengguang¹, SHI Qiuyue¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Hubei University of Automotive Technology, Shiyan 442002;

2.No. 2 Foundry Factory, Dongfeng Forging Co., Ltd., Shiyan 442012)

Abstract: The effects of aging temperature and duration on microstructure and mechanical properties of Al-12.5Si-(0~4)Zn-2Cu-1Mg alloys with different Zn contents were investigated. The results reveal that Si phase is dissolved and spheroidized after heat treatment, and the components in the alloy are homogenized. At 160~180 °C, the hardness of the alloy is increased firstly and then decreased with aging prolonging and rise of temperature and Zn content, and Zn can shorten the duration to achieve peak hardness. After solution treatment at 510 °C for 8 h followed by water quenching and aging treatment at 170 °C for 4 h, the tensile strength, yield strength, hardness and elongation of alloy with 3% Zn are 376 MPa, 310 MPa, 144 HB, and 1.1%, respectively, indicating desirable comprehensive mechanical properties and lower residual stress.

Key Words: Al-12.5Si-Zn-2Cu-Mg Alloy, Aging Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

铸造 Al-Si 合金具有铸造性能好、耐磨性好、线膨胀系数小等特点^[1]。适当添加 Cu、Mg 和 Zn 等元素后, 可通过热处理强化获得更好的力学性能, 而被广泛应用于汽车、制造业、航空航天和其他工业领域^[2]。Mg、Cu 等合金元素的添加既能保持 Al-Si 二元合金的优良性能, 又能提高其力学性能, 但力学性能的提高需要匹配合适的热处理强化手段^[3]。铸造 Al-Si 合金常采用固溶时效处理工艺, 固溶处理过程中由于易溶相熔点的不同, 采用的固溶温度不同, Al₂Cu 相熔点低且 Cu 原子扩散系数小, 致使该相的溶解和均匀化所需时间较长, 而 Mg₂Si 相则相反; 同时, 对于热稳定相、难溶硅相和富铁相, 固溶处理主要影响其尺寸、形状以及种类^[4-7]。目前对 Al-Si 合金的研究, 时效强化作用主要是与时效过

程中基体中析出第二相有关, 通过位错与第二相的相互作用, 从而引起强化^[8]。除合金成分外, 影响 Al-Si 合金时效强化效果的主要因素是时效温度和时效时间, 提高时效温度能够加快时效硬化速度, 但温度过高或时间过长将导致合金软化。降低时效温度导致硬化速度减慢, 时效温度过低或时效时间不足都会导致时效效果不理想^[6]。此外, 欧洲标准 EN 1706 AC-AlSi12CuNiMg 铸造铝合金具有较高的常温 and 高温强度及耐磨性能, 被用于换挡毂毛坯的生产制造。然而, Ni 元素成本昂贵, 因此需要寻找一种潜在的替代增强元素^[9]。考虑换挡毂需要具备小的形变量、较高的强度(抗拉强度≥240 MPa)和硬度[硬度(HB)≥120], 选择加入 Cu、Mg、Zn 合金元素强化共晶型 Al-Si 合金, 研制

收稿日期: 2024-04-30; 修订日期: 2024-08-31

基金项目: 国家科技重大专项资助项目(2018ZX04027001); 湖北汽车工业学院博士启动基金资助项目(BK201607); 湖北汽车工业学院“增材制造及表面强化”校级创新团队资助项目(B05)

第一作者简介: 何建刚, 男, 1995 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1993975437@qq.com

通信作者: 郭睿, 男, 1989 年出生, 副教授, E-mail: guor@huat.edu.cn

引用格式: 何建刚, 郭睿, 曾大新, 等. 时效处理对 Al-Si-Zn-Cu-Mg 合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(6): 940-945.

HE J G, GUO R, ZENG D X, et al. Effects of aging treatment on microstructure and properties of Al-Si-Zn-Cu-Mg alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(6): 940-945.

出高强高耐磨 Al-Si-Zn-Cu-Mg 合金。在前期的不同 Zn 含量铸态 Al-Si- x Zn-Cu-Mg 合金的研究基础上^[10], 本研究通过考察不同时效温度和时效时间对不同 Zn 含量 Al-Si- x Zn-Cu-Mg 合金的显微组织、力学性能及残余应力的影响, 旨在为该合金的热处理及国产替代应用提供参考。

1 试验方法

Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg ($x=0, 1, 2, 3, 4$, 质量分数, %) 合金铸态试样制备详见文献^[10], 同时根据铸态组织凝固曲线的结果分析和相关研究, 确定铸态合金试样均匀化处理工艺参数, 固溶温度为 510 °C, 固溶时间为 8 h。采用 KSL-1200X 型箱式高温热处理炉进行 T6 热处理, 试棒在 510 °C 下保温 8 h 后取出迅速转移到水槽中进行淬火, 水温为 (20±5) °C, 试棒转移时间不超过 10 s。选取 160、170 和 180 °C 等 3 个不同时效温度, 在 0~10 h 的时间范围内以 2 h 为时间间隔分别进行时效处理, 并在各合金达到峰值时效时间左右两侧 2 h 间隔区以 0.5 h 为时间间隔进一步细化时效时间, 具体工艺参数见图 1。

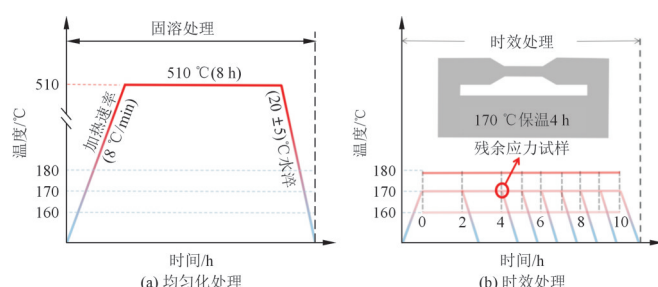


图 1 热处理工艺试验和残余应力试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of heat treatment process experiment and residual stress specimen

采用不同成分合金试样的同一位置进行显微组织

观察。用 180~2 000 号砂纸对试样进行精磨、抛光后, 在质量分数为 0.5% 的 HF 酒精溶液中蚀刻约 7 s。采用 Axio Observer Z1m 光学显微镜对其金相组织进行表征, 采用 JSM-6510LV 场发射扫描电镜 (SEM) 对断口形貌、显微组织和能谱进行分析。利用 Image Pro Plus (IPP) 软件测量共晶 Si 相的面积和周长, 并计算出 Si 相形状因子。利用 Image Pro Plus 软件测量合金中 Si 相的形状因子, 利用 Si 相形状因子来评价硅相热处理过程中的球化效果, 形状因子计算公式为:

$$S = 4\pi A/L^2$$

式中, A 为测量 Si 相的面积; L 为测量 Si 相的周长。Si 相形状因子越接近 1, 说明 Si 相球化效果越好。

采用 DX-2700 型铜靶 X 射线衍射仪进行物相分析, 试样经磨平后尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm。扫描范围为 10°~90°, 扫描速度为 0.02 (°)/s。采用 HB-3000B 布氏硬度计测量布氏硬度, 采用 $\phi 5$ mm 压头, 外加载荷 2.4×10^3 N, 保持 30 s, 取每个试样上 5 点的平均硬度值作为材料硬度值。根据 GB/T 1173-2013 制备骨头状拉伸试棒^[8], 采用 CMT5205 万能试验机进行拉伸试验, 加载速度为 0.2 mm/s, 取每个条件下 3 个试样的平均值作为测试结果, 通过测量断裂试样的标距来计算拉伸试样的伸长率。

残余应力测试采用有损检测方法进行测量^[11-12]。残余应力测试原理见图 2。为了简化残余应力测试, 采用图 2a 所示试样, 将残余应力集中到连接杆部位中, 通过单轴电阻应变片, 采用 1/4 桥电路连接方式测量连接杆部位的残余应力, 测试原理见图 2b。将应力试样在时效温度 170 °C, 不同时效时间工艺下在 M393139 马弗炉中固溶强化后, 5 s 内入水, 淬火水温为 80 °C, 应力试样固溶方式见图 2b, 试样中横梁不入水, 使得应力集中于横梁部位。

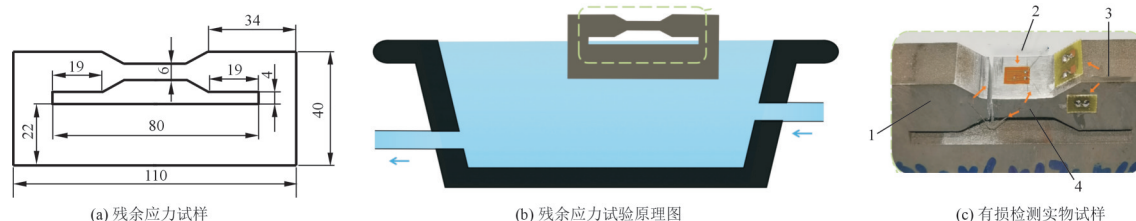


图 2 残余应力测试原理

Fig.2 Principle of residual stress test

1. 剪切点 2. 应变片 3. 连接器 4. 线丝

2 试验结果与讨论

2.1 组织分析

图 3 为不同 Zn 含量 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg 合金

热处理后的金相组织及合金中共晶 Si 相平均形状因子。可以看出, 热处理后 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg 合金组织中的共晶 Si 尖端钝化、球化明显, 共晶 Si 发生部分熔断, 组织中出现许多短棒状或球状共晶 Si 颗粒; 合金中块状初生 Si 相的棱角也发生了明显的钝化。

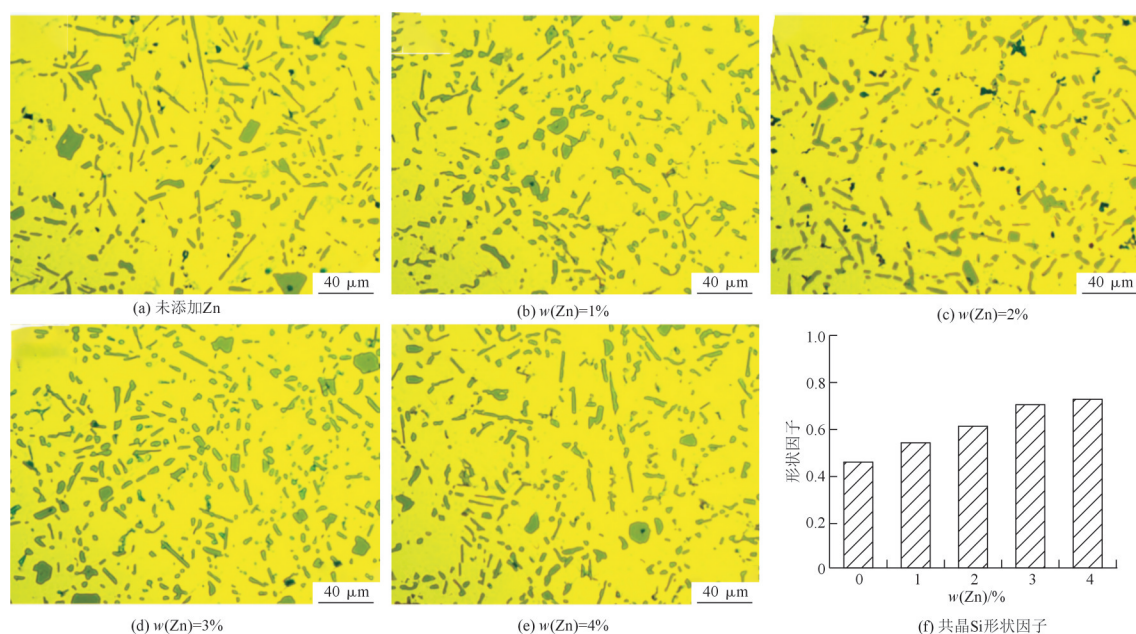


图3 热处理态 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金金相组织和共晶 Si 相平均形状因子

Fig.3 Microstructure of heat-treated Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg alloy and average shape factor of eutectic Si phase

从图 3f 中可以看出,合金 Si 相平均形状因子随合金中 Zn 含量的增加而增大,不加 Zn 合金的 Si 相平均形状因子最小,为 0.46,添加 4% 的 Zn 合金后共晶 Si 相平均形状因子增加到 0.73,这是由于 Zn 元素对 Si 相的细化作用^[10],促进了 Si 相在热处理过程中的球化。

图 4 为 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金热处理后 SEM 形貌和 EDS 分析结果。可以看出,当铸态合金中 Zn 含量大于 2% 时,最后凝固区析出粒状富 Zn 相^[10],经热处理后,仅 4% 的 Zn 合金中析出了均匀分布的白点状富 Zn 相,见图 4d。固溶处理时粒状富 Zn 相溶解进入

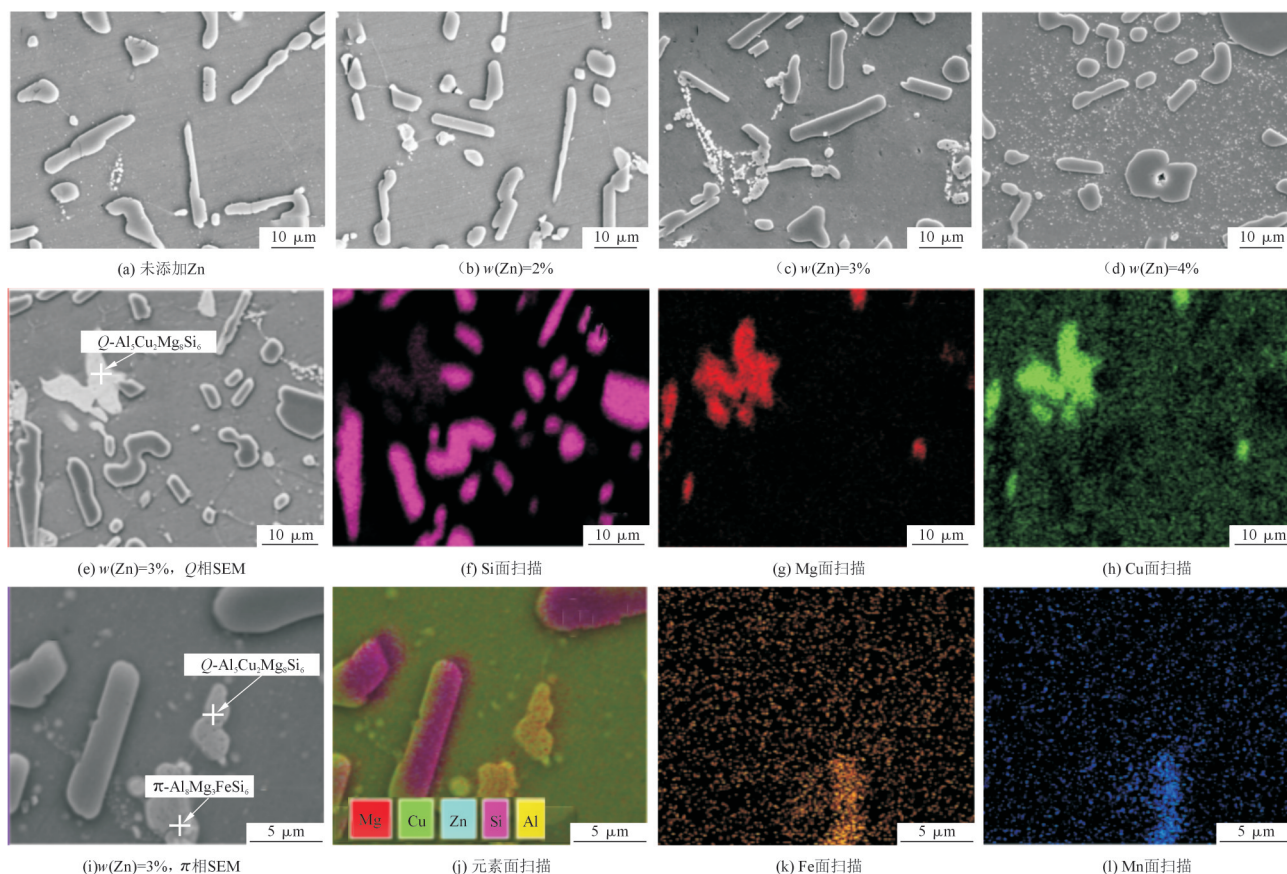


图4 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金热处理后 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg alloy after heat treatment

α -Al 基体, 并进行均匀化扩散。此时, Zn 含量小于 3% 的合金由于成分低于富锌相的析出成分, 无富 Zn 相析出; 而 Zn 含量为 4% 的合金则因 Zn 含量高, 在 α -Al 中析出较铸态更均匀的细小白点状富 Zn 相。

为进一步明确热处理后化合物相的形貌转变, 选取 Zn 含量为 3% 的合金成分进行高倍形貌及合金元素分布面扫描, 见图 4e~图 4l。可见, 热处理后仍存在 Mg、Cu 元素富集区, 对比 Mg、Cu 元素富集区的分布发现, Mg、Cu 元素的分布位置相同, 富 Cu 与富 Mg 相是同一相, 且铸态合金组织中的 θ -Al₂Cu 在固溶处理过程溶解进入了 α -Al 基体。

表 1 为热处理后的合金中化合物相 EDS 分析结果。根据表 1 推测图 4e 中 Mg、Cu 元素富集区为 Q-Al₅Mg₈Si₆Cu₂ 相。铸态时 Q-Al₅Mg₈Si₆Cu₂ 呈现鱼骨状, 经过热处理后转变为圆块状, 说明 Q-Al₅Mg₈Si₆Cu₂ 发生了部分溶解。此外, 图 4i 中显示存在富 Fe、Mn 相, 根据 EDS 分析结果推测与铸态的富 Fe 相相同, 仍为 π 相。

表 1 热处理后的合金中化合物相 EDS 分析结果

Tab.1 EDS results of compound phases in heat-treated alloys

序号	$x_B/\%$						相
	Al	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	
图 4e	33.21	26.31	31.53	8.95	—	—	Q-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆
图 4i	59.04	21.11	12.71	4.21	2.73	0.21	π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆

2.2 力学性能分析

不同时效温度下时效处理后的硬度见图 5。可以

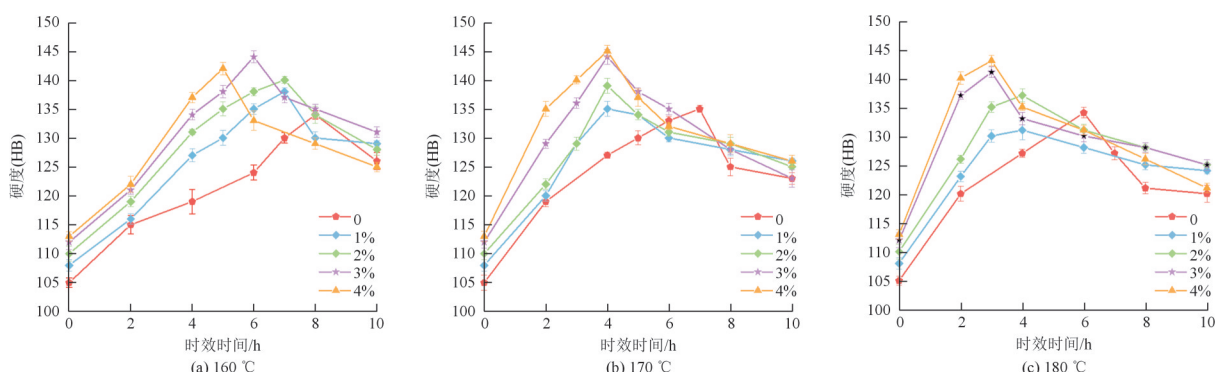


图 5 不同 Zn 含量和不同时效温度下 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金硬度随时效时间变化规律

Fig.5 Hardness variation law of Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg alloy with aging time at different temperatures with different Zn contents

时效温度为 170、180 °C 时, 时效时间对合金硬度的影响与时效温度为 160 °C 时的影响规律类似, 但不同 Zn 含量的合金硬化速度随着温度的升高都有提升。添加 1% 的 Zn 合金在不同时效温度下达到硬度峰值所需时间随时效温度的升高而缩短, 但在不同时效温度下合金硬度峰值差异不大。加入 1% 的 Zn 合金在时效温度为 160 °C, 时效时间为 7 h 时, 硬度 (HB) 达到最大值 137; 时效温度为 180 °C 时, 合金达到硬度峰值时间缩短

看出, 时效温度为 160 °C 时, 不同 Zn 含量的合金硬度都随时效时间延长先增加, 到达峰值后下降。时效硬化峰值与合金中 Zn 含量有关, 随合金中 Zn 含量的增加, 达到硬度峰值所需时间缩短, 即 Zn 提高了合金的硬化速度, 且合金硬化峰值随合金中的 Zn 含量增加而增大, 但在不同时效温度下合金硬度峰值差异不大。同时, 当时效温度为 160 °C 时, Zn 含量为 3% 时峰值硬度 (HB) 最高为 143。不加 Zn 的合金在时效 8 h 时, 硬度 (HB) 达到最大值 134; Zn 含量为 4% 的合金硬度达到峰值时间缩短为 5 h, 硬度 (HB) 峰值为 142。这表明 Zn 的加入能够有效促进时效过程中 G.P. 区的形成, 促使合金时效峰值的提前。分析推测认为, 在时效初始阶段, 在过饱和的固溶体中, 溶质原子将沿基体的一定晶面富集, 形成偏聚 G.P. 区^[4,13-14], 该区与母相为共格关系。随着时效时间的延长, 将进入到脱溶过程, 合金中将出现过溶相, 造成固溶区发生明显的晶格畸变^[15-16], 导致合金硬度升高。随着时效时间延长, 偏聚富集区域扩大, 畸变范围增大, 合金的硬度将达到最大值。随后开始形成 θ -Al₂Cu、Mg₂Si 等第二相并长大, 过渡相与基体间的共格关系被破坏并脱离形成析出相, 合金处于过时效阶段, 导致合金硬度不断下降。此外, 由图 4a~图 4d 可见, Zn 含量高的合金固溶处理后固溶体的过饱和程度更高, 组织也更细密均匀, 这为过饱和元素的扩散创造了有利条件, 为时效处理过程中的沉淀析出提供了驱动力。

为 4 h, 硬度 (HB) 峰值为 131。

综上所述, Zn 含量在 1%~4% 的 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金采用时效温度为 170 °C 左右、时效时间为 3~7 h 的时效工艺, 合金硬度都能满足要求, 且时效温度对 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金硬化速率影响更大。当合金中 Zn 含量达到 3% 时, 再继续增加合金中的 Zn 含量, 硬度变化不大, 故 Al-12.5Si-xZn-2Cu-1Mg 合金最优时效工艺是时效温度为 170 °C、时效时间为 4 h。

依据热处理试验结果,选择固溶温度为 510 ℃、固溶时间为 8 h,时效温度为 170 ℃、时效时间为 4 h 的 T6 热处理工艺制备力学性能测试试样。图 6 为 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg 合金热处理后的力学性能。可以看出,热处理后合金的抗拉强度得到显著提升,且抗拉强度随合金中的 Zn 含量增加而增加,Zn 含量为 4% 的合金热处理后屈服强度为 378 MPa。热处理后合金伸长率随 Zn 含量的增加而降低。分析认为,除了 Zn 对时效过程的作用外,铸态时 Zn 的加入促进了 Si 相的粒状化和细化^[10],由于金属的遗传作用,在热处理阶段促使组织分布的均匀化,大大降低了 Si 相对基体的割裂作用,使合金的力学性能显著提高。

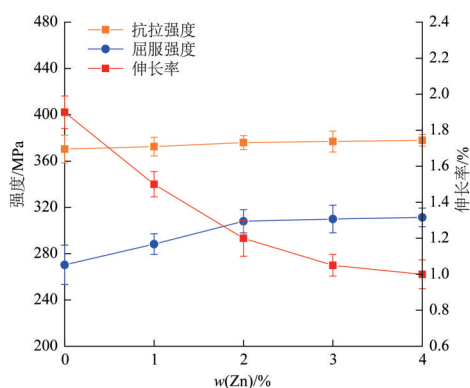


图6 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg合金热处理后的力学性能
Fig.6 Mechanical properties of heat-treated Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg alloy

2.3 残余应力分析

图7为时效温度 170 ℃下不同时效时间对 Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 和 EN AC-AlSi12CuNiMg 合金残余应力的影响。可见,两种成分合金中残余应力均随时效时间的增加而降低,在时效初始阶段应力释放速度较快,继续增加时效时间,残余应力释放速率降低,时效处理过程降低铝合金中残余应力有限,残余应力降低不超过 30%。

Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 合金淬火初始残余应力为 89.65 MPa,在 170 ℃下保温 10 h 后残余应力降低了 19.9%。EN AC-AlSi12CuNiMg 合金淬火初始残余应力为 109.5 MPa,在 170 ℃下保温 18 h 后残余应力降低了 27.3%。结合硬度和强度分析,认为随着时效时间延长,合金应力有所减小,这可能是由于第二相的不断析出,造成的晶格畸变逐渐减小,使得参与应力略微减小。

图8为 Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 合金在固溶温度为 510 ℃下保温 8 h 淬火后在不同时效温度下保温 6 h 后的残余应力及残余应力衰退率。Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 合金淬火初始应力为 89.65 MPa,在 160 ℃下时效 6 h 后残余应力降低到 79.23 MPa,在 180 ℃时效后

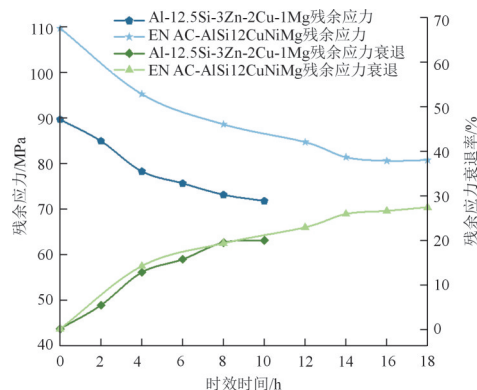


图7 时效时间对 Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 和 EN AC-AlSi12CuNiMg 合金残余应力的影响

Fig.7 Effects of aging duration on residual stress of Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg and EN AC-AlSi12CuNiMg alloys

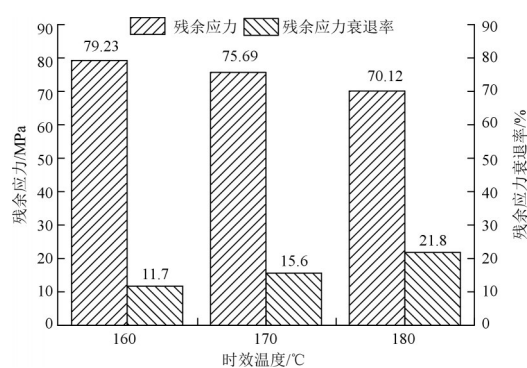


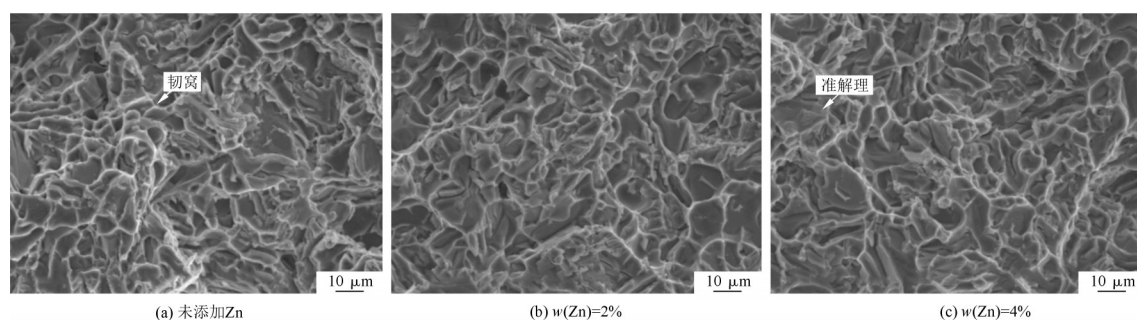
图8 时效温度对 Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg 合金残余应力的影响

Fig.8 Effects of aging temperature on residual stress of Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg alloy

残余应力降低到 70.12 MPa。合金在较高时效温度下,材料屈服强度越低,越有利于材料中残余应力的释放,但残余应力总体降低幅度不大。

2.4 断口形貌分析

图9为热处理后 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg 合金断口 SEM 形貌。可以看出,不添加 Zn 的合金热处理后断口中存在解理面和韧窝,且韧窝尺寸大且浅。添加 2% 和 4% 的 Zn 后合金断口形貌差别不大,断裂方式均为解理断裂和韧窝断裂的混合断裂形式。分析认为,对于 Al-Si 共晶型铸态时 Si 相主要以块状或板条状分布在 α -Al 枝晶的晶界附近,化合物相则以网状、针状等形态分布在基体中。拉伸过程中,尺寸较大的 Si 相或强化相的边界处由于应力集中将形成裂纹源发生断裂,形成解理平面^[6]。添加 Zn 能够促使 Si 相转变为细小的颗粒状分布于基体中,并在热处理过程中得以保留并进一步圆整化,第二相也得以溶解或弥散圆整化,使得拉伸过程中割裂作用降低,产生的应力较小,合金不易发生断裂,从而提高了力学性能,并形成以小解理平面和韧窝为主的断口形貌。

图9 Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg合金热处理后断口形貌Fig.9 Fracture morphologies of heat-treated Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg alloy

3 结 论

(1) Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg合金经热处理后,初生Si棱角钝化;片状共晶Si转变为短棒状或球状; $Q-Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ 相部分溶解,由鱼骨状变成圆块状;Zn含量为3%、4%的合金铸态条件下析出的颗粒状富Zn相热处理后消失,但Zn含量为4%的合金中重新析出白点状富Zn相。

(2) Zn使Al-12.5Si- x Zn-2Cu-1Mg合金时效硬化速度加快,随Zn含量增加达到硬度峰值的时间缩短。当合金中Zn含量达到3%时,再继续增加Zn含量,合金硬度变化不大。经T6热处理后,抗拉强度、屈服强度、硬度都随合金中Zn含量增加而增大。时效处理降低淬火残余应力,但在T6处理工艺范围内降低程度有限,约为30%。

(3) 经 $510\text{ }^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$ 固溶处理+水淬+ $170\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$ 时效处理后,Al-12.5Si-3Zn-2Cu-1Mg合金的抗拉强度和屈服强度分别为376 MPa、310 MPa,硬度(HB)为144,伸长率为1.1%,综合力学性能较好,试件残余应力较小。

参 考 文 献

- [1] YE H Z. An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, 12(3): 288-297.
- [2] 李元元, 郭国文, 罗宗强, 等. 高强韧铸造铝合金材料研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2000(6): 45-47.
- [3] 杨坤义, 廖光明, 胡文杰, 等. 热处理对高导热Al-11Si合金性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(10): 1 274-1 278.
- [4] IBRAHIM M F, SAMUEL A M, DOTY H W, et al. Effect of aging conditions on precipitation hardening in Al-Si-Mg and Al-Si-Cu-Mg alloys[J]. International Journal of Metalcasting, 2017(11): 274-286.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] BASAK C B, BABU N H. Morphological changes and segregation of β -Al₅Fe₂Si₂ phase: A perspective from better recyclability of cast Al-Si alloys[J]. Materials & Design, 2016, 108(6): 277-288.
- [8] WANG G Q, SUN Q Z, FENG L M, et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys[J]. Materials and Design, 2007, 28(3): 1 001-1 005.
- [9] PEZDA J. The effect of the T6 heat treatment on hardness and microstructure of the EN AC-AlSi12CuNiMg alloy [J]. Metalurgija, 2014, 53(1): 63-66.
- [10] GUO R, HE J G, LI F G, et al. Effects of Zn content on the microstructure and properties of Al-12.5 Si- x Zn-2Cu-Mg alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2023, 17(3): 2 298-2 307.
- [11] 何建刚, 曾大新, 史秋月, 等. 铝合金铸件残余应力的形成机制与控制[J]. 铸造技术, 2021, 42(10): 919-924, 927.
- [12] XIAO B, LI K Y, WANG Q G, et al. Numerical simulation and experimental validation of residual stresses in water-quenched aluminum alloy castings[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20: 1 648-1 657.
- [13] 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.
- [14] 李勇, 郭明星, 姜宁, 等. 汽车用新型Al-0.93Mg-0.78Si-0.20Cu-3.00Zn合金的制备及其时效析出行为研究[J]. 金属学报, 2016, 52(2): 191-201.
- [15] 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.
- [16] ESMAEILI S, WANG X, LLOYD D J, et al. On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2003, A34: 751-763.

(编辑: 栗万仲)