

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

崔晓明, 崔昊, 赵学平, 刘飞, 杜赵新, 梁绍波, 白朴存

(内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘要: 采用真空电磁感应熔炼炉制备了 Al-Si-Mg-3%Cr 合金。利用 Thermo-Calc 软件进行热力学模拟, 使用 SEM、EDS 等测试方法, 表征了不同热处理状态下合金的微观组织, 并测试其力学性能。采用失重法和电化学法测试其耐腐蚀性能。结果表明: 合金主要物相包括 α -Al、共晶 Si、(Al+Si) 共晶、富 Cr 相 ($\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ 、 β -Al(Cr,Fe)Si)、富 Fe 相 (β - Al_5FeSi 和 π -AlSiMgFe) 和 Mg_2Si 。热处理后的合金组织中, 共晶 Si 尺寸变小且球化, 共晶组织区域变窄, 细小的 $\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ 、 β -Al(Cr,Fe)Si 相弥散分布于共晶 Si 周围, 这对改善热处理后合金的力学性能具有积极作用。腐蚀测试结果显示: 相比于铸态合金而言, 热处理后合金的平均腐蚀速率降低、极化曲线存在明显的钝化区、阻抗中容抗弧变大, 表明热处理能够提高合金的耐腐蚀性能。其中 T6 态 (535 °C/6 h+160 °C/26 h) 合金的力学性能及耐腐蚀性最佳。

关键词: Al-Si-Mg 合金; 热处理; Cr 元素; 微观组织; 力学及耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3179-07

Al-Si-Mg 合金具有优良的综合力学性能和耐腐蚀性能。目前, 随着绿色环保、节能减排等理念的不断深化, 发展轻量化材料, 例如 Al-Si-Mg 合金等, 已经受到人们更加广泛的关注^[1-2]。为了提高 Al-Si-Mg 合金的综合性能来适应较为复杂的服役环境, 通常采用添加微量合金化元素 (如 Sr、Na、RE、Cr 等) 作为变质剂的方法, 改善 Al-Si-Mg 合金的微观组织和力学性能^[3-4]。除此之外, Al-Si-Mg 合金还属于可热处理强化型铝合金, 热处理后合金具有继续提升综合性能的潜在优势^[5-6]。

近年来, 在采用热处理手段改善含 Cr 元素铝合金微观组织及性能方面, 科研人员开展了许多研究工作, 并取得了积极的成果^[7]。Zhan^[8]等研究了添加 Cr 元素的 Al-Si-Mg 合金显微组织演变和硬化响应, 认为添加 Cr 后的铝合金经 813 K 固溶处理, 可以在 Al 枝晶中析出纳米级的含 Cr 沉淀相, 这导致合金的硬度值有所提高。An^[9]等研究了添加 Cr 的 Al-Si-Mg-Cu 铸造合金中 Al-Cr-Si 沉淀化合物的强化作用, 发现固溶后的合金中析出了 Al-Cr-Si 相, 使得添加 Cr 的 Al-Si-Mg-Cu 合金对固溶处理的硬化响应更强。Chen^[10]等研究了热处理对 SLM 制备 7075 铝合金组织、硬度和耐蚀性的

影响, 发现热处理后的铝合金共晶区组织开始熔合, 合金的耐腐蚀性能有所提高。Popescu^[11]等研究了 Al-Mg-(Si) 二元和三元体系样品在质量分数 3.5%NaCl 溶液中的微观结构和耐腐蚀性, 确定了获得最高机械特性和耐腐蚀性值的最佳热条件参数。综上所述, 含 Cr 铝合金经过热处理后, 合金微观组织特征与其力学性能的改善息息相关。然而, 对于单独添加 Cr 元素的 Al-Si-Mg 合金而言, 其热处理后的微观组织对耐腐蚀性能影响的研究鲜有报道。因此, 研究热处理工艺对 Al-Si-Mg-Cr 合金微观组织演变规律的影响, 分析 Cr 元素在合金热处理后的存在形式及作用机制, 建立热处理工艺与铝合金力学性能及耐腐蚀性能响应, 这对扩大铝硅合金应用范围具有实际工程意义。因此, 本工作在前期试验基础上, 以 Al-Si-Mg-Cr 合金为研究对象, 采用在 T5、T6 热处理工艺, 系统研究热处理对 Al-Si-Mg-Cr 合金微观组织与力学性能及耐腐蚀性能的影响, 为开发新型铝合金提供试验原型和理论依据。

1 实验

实验原材料选择商用 ZL101 合金, 合金化元素 Cr 以 Al-5%Cr 中间合金的形式加入。熔炼过程中炉体

收稿日期: 2022-09-12

基金项目: 内蒙古科技计划项目 (201802029); 内蒙古自治区科技重大专项 (zdx2018031); 内蒙古自治区研究生科研创新项目 (S20210180Z)

作者简介: 崔晓明, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, 电话: 0471-6575752, E-mail: xmcui@imut.edu.cn

抽真空（真空度为 0.08~0.09 MPa）并通高纯氩气（纯度为 99.95%）进行保护。合金熔液加热至 700 °C，在炉膛中保温 10 min 进行浇注，锭模浇满后随炉冷却 30 min 开炉，最终获得 $\Phi 100$ mm×100 mm 的合金铸锭。利用 OPTIMA 700DV 电感耦合等离子体发射光谱仪（ICP-OES），对试验合金（名义成分为 ZL101+3Cr）进行成分分析，得到合金的实际成分（质量分数）为：7.11%Si, 0.315%Mg, 0.167%Fe, 0.28%Cr, 余量为 Al。

利用 Thermo-Calc 软件和 TCAL7 2021A 数据库对试验合金进行了热力学模拟。通过 Thermo-Calc 模拟以及前期试验中 DSC 分析，初步确定试验合金应在温度 500~600 °C 区间内进行固溶处理。选用 T5、T6 的热处理制度，见表 1。

使用扫描电子显微镜（FEI QUANTA 650 FEG）及其配置的能谱仪对合金微观组织形貌及第二相能谱进行观察和分析。选用拉伸台（Gatan DEBEN/MT10204 2 kN）进行室温拉伸试验，拉伸试样尺寸见图 1。

从铸造实验合金心部，选取 10 mm×10 mm×10 mm 的试样。将试样浸泡在 3.5%NaCl 溶液中，进行室温下的浸泡腐蚀。腐蚀速率可由公式：

$$V=(M-M_0)/(A \cdot \Delta t) \quad (1)$$

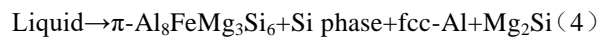
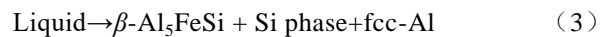
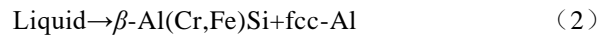
其中， V 为腐蚀速率（ $\text{mg cm}^{-2} \text{d}^{-1}$ ）， M 为试样原始质量（mg）， M_0 为去除产物后试样的质量（mg）， A 为试样表面积（ cm^2 ）， Δt 为浸泡时间（d）。使用 20 g CrO_3 、50 mL H_2PO_4 和 1000 mL 蒸馏水溶液清洗腐蚀试样后并称量，每组试样测试 10 次，取平均值作为结果。采用 PARSTAT MC 多通道电化学综合实验仪及

其配套软件进行电化学测试及数据拟合，测试时选用传统的三电极体系，辅助电极为铂电极，参比电极为饱和甘汞电极（saturated calomel electrode, SCE）。腐蚀介质：3.5%NaCl；测试的扫描电位范围为-1.5~-0.5 V，激励幅值 1 mV，步长 20 mV，浸泡 0.5 h。结果采用电化学分析软件 Versa Studio 和电化学阻抗拟合软件 Zsimp Win 对 Tafel 偏振曲线和阻抗谱进行分析。

2 结果与分析

2.1 Thermo-calc 软件热力学模拟

图 2 为通过 Thermo-Calc 软件对 Al-7.1%Si-0.31%Mg-0.28%Cr-0.16%Fe 试验合金进行的热力学模拟。图 2a 为 Scheil 平衡凝固路径模拟，图 2b 为不同相的摩尔分数作为温度的函数平衡条件模拟。模拟结果显示，试验合金凝固过程主要是共晶反应：



所以在 Al-Si-Mg-Cr 试验合金的铸态显微组织中形成的金属间化合物预计为 $\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ 、 $\beta\text{-Al}(\text{Cr,Fe})\text{Si}$ 、 $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 、 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 和 Mg_2Si ，根据图 2b 所示，认为合金最佳热处理温度在 500~600 °C 区间内。

2.2 合金组织分析

图 3 为不同固溶温度下含 Cr 合金 SEM 微观组织。

表 1 试验合金 ZL101+3Cr 热处理工艺

Table 1 Heat treatment process of experimental ZL101+3Cr alloys

State	Solid solution	Aging
As-cast	-	-
T5	515, 535, 555 °C/6 h	-
T6	515, 535, 555 °C/6 h	140, 160, 180 °C/0-50 h

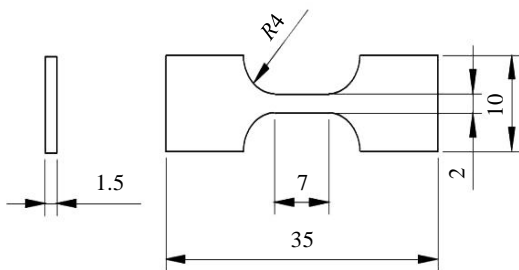


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimension of tensile test sample

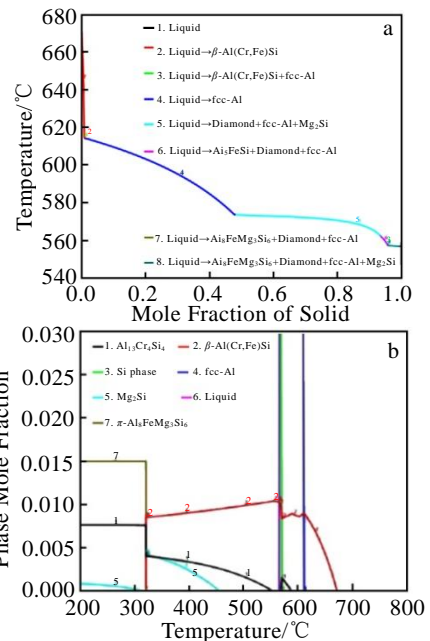


图 2 ZL101+3Cr 试验合金热力学模拟结果

Fig.2 Thermodynamic simulations of ZL101+3Cr alloy by Thermo-Calc software: (a) Scheil equilibrium solidification and (b) equilibrium conditions of mole fraction of different phases vs temperature

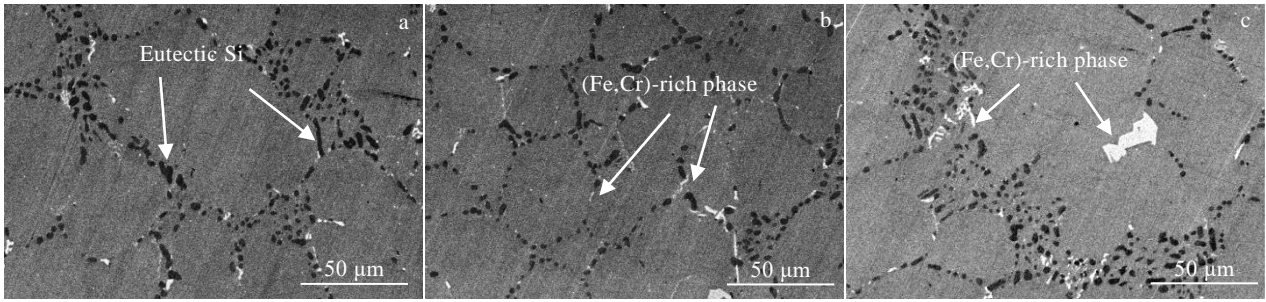


图 3 不同固溶温度下 ZL101+3Cr 合金 SEM 微观组织

Fig.3 SEM microstructures of Cr-containing ZL101+3Cr alloys solution treated at different temperatures for 6 h: (a) 515 °C, (b) 535 °C, and (c) 555 °C

图 3a 中合金经过 515 °C 固溶处理后, 合金中部分共晶 Si 开始球化, 但共晶区域较大, 合金中仍然存在长条状共晶 Si, 说明此时固溶温度较低, 共晶 Si 无法全部球化。当固溶温度为 535 °C (图 3b) 时, 合金中共晶区域细小, 共晶 Si 沿晶界均匀分布, 长条状的明亮第二相尺寸变小。这时的共晶 Si 球化程度最好, 数量较少, 说明有更多的共晶 Si 固溶到了基体中。当温度为 555 °C (图 3c) 时, 共晶 Si 开始聚集长大, 逐渐粗化, 明亮第二相也有长大趋势。对比观察不同固溶温度对合金微观组织的影响发现, 合金经 535 °C 固溶 6 h 后, 其组织中的共晶 Si 组织球化效果最佳, 共晶区域最小, 组织中的 α -Al 晶粒没有发生异常长大。因此, 本工作中得到的最佳固溶工艺 (T5) 为 535 °C/6 h。

采用 Nano Measurer 软件对图 3 中合金中衬度较亮的 Cr、Fe 相随机选取 50 个, 对其晶粒尺寸进行了量化统计。图 4 为不同固溶温度下合金微观组织的 Cr、Fe 相统计图。从图 4 中可以看出, 相比于温度 515、555 °C 而言, 当固溶温度为 535 °C 时, 合金中的富 Fe、Cr 的明亮第二相最大值、最小值以及平均值均最小。

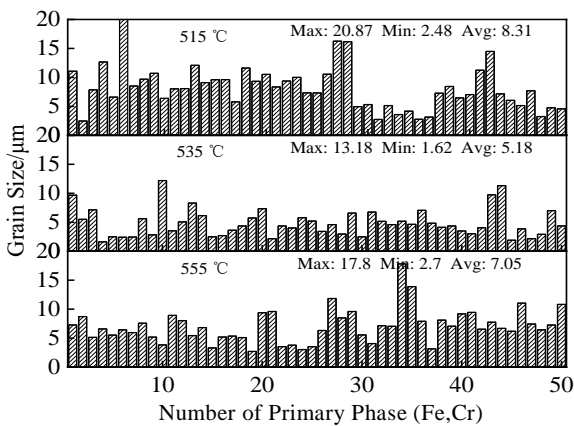


图 4 不同固溶温度下 ZL101+3Cr 合金的 Cr、Fe 相晶粒尺寸
Fig.4 Grain sizes of Cr and Fe phases of ZL101+3Cr alloy at different solution temperatures

为优化合金最佳时效工艺, 对 535 °C/6 h (T5) 固溶后的合金进行不同条件下的时效处理。图 5 为不同时效工艺与合金维氏硬度之间的关系曲线。从图 5 中可以看出, 不同时效温度下合金呈现出相同的变化规律。随着时效时间的增加, 实验合金硬度呈现出先增加后降低然后基本稳定的趋势。当时效时间为 26 h 时, 合金的硬度值达到峰值。这是因为时效时间不断增加, Al-Si 合金中弥散相析出, 形成的 β -Mg₂Si 相在共晶区域不均匀形核, 部分弥散相与基体形成完全共格或半共格的亚稳定相^[12], 使合金产生了大量的畸变区, 合金硬度达到峰值。当时效时间超 26 h 后, 合金的硬度值逐渐下降, 随着时间的延长, 硬度值趋于稳定。因此, 可以得到本实验中最优时效工艺为 160 °C/26 h。

图 6 为 T6 态 ZL101+3Cr 合金 SEM 照片、EDS 元素面扫描及图 6a、6c 中标注区域的 EDS 成分分析。对于图 6a 中黑色条状相 (选定区域“1”位置) 而言, 从图 6b 的 EDS 元素面扫描结果可知, 该相主要为 Mg、Si 元素的富集。同时, 结合其区域的 EDS 成分分析结果 (图 6e), 发现该相的 Mg 元素与 Si 元素的原子比接近于 2:1, 因此, 初步确定该相为 Mg₂Si 相。同理,

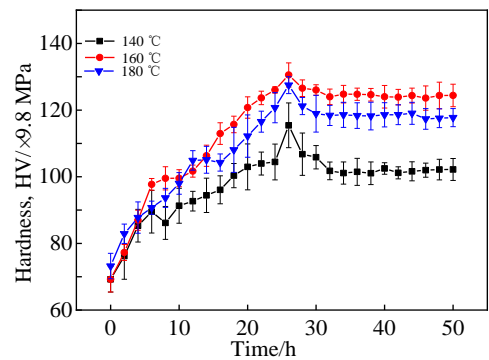


图 5 不同时效工艺下 ZL101+3Cr 合金的维氏硬度曲线
Fig.5 Vickers hardness curves of ZL101+3Cr alloys under different aging processes

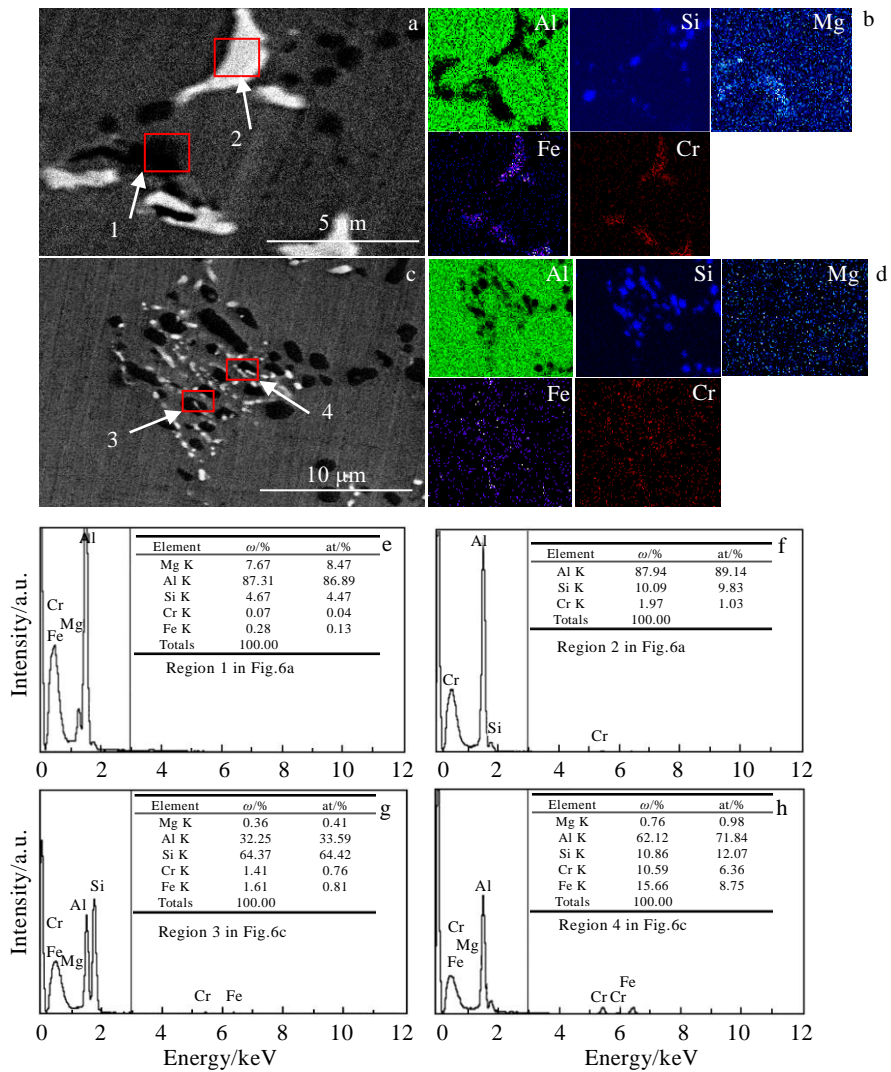


图 6 T6 态 ZL101+3Cr 合金 SEM 及 EDS 结果

Fig.6 SEM images (a, c), EDS element mapping (b, d) and EDS analysis results (e-h) of T6-tempered ZL101+3Cr alloy

图 6a 中衬度较亮的白色岛状相（选定区域“2”位置）应为 $Al_{13}Cr_4Si_4$ 。图 6c 中主要沿晶界分布的黑色球状相（选定区域“3”位置）为共晶 Si 相，而弥散分布于共晶硅周围的点状相（选定区域“4”位置）应为 $\beta-Al(Cr,Fe)Si$ 。这表明，合金经 T6 热处理后，合金中的共晶 Si 边缘圆润，球化较好，并且球化后的共晶 Si 周围出现了细小弥散的富 Cr 相。

2.3 合金力学性能

图 7 为不同状态下（铸态、T5 和 T6）ZL101+3Cr 合金力学性能。由于拉伸试样为非国标试样，因此，该结果只作为判断其力学性能变化趋势的参考。从图 7 可以看出，铸态合金经固溶处理（T5）后，其抗拉强度得到了较大提升，T5 处理后力学性能改善的原因除了固溶强化外，还归功于固溶处理后共晶 Si 尺寸变小且球化，使其对基体的割裂作用降低。T6 处理后的合金，其抗拉强度进一步提高，这可能是由于合金中析

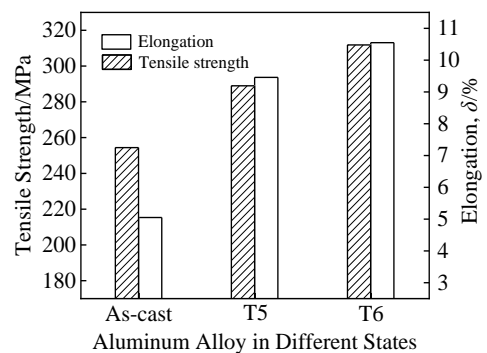


图 7 铸态、T5 态、T6 态铝合金力学性能

Fig.7 Mechanical properties of aluminum alloy under different states

出了细小的沉淀化合物造成的。力学性能结果表明，含 Cr 铝硅合金具有较好的热处理强化效果。

2.4 合金耐腐蚀性能

对热处理前后的 ZL101+3Cr 合金进行了动电位极

化曲线测试, 图 8 为热处理前后合金的极化曲线。从图 8 中可以看出, 相比于热处理态合金的阳极区极化曲线而言, 铸态合金的极化曲线(黑色)在阳极区没有表现出明显的钝化区, 这说明实验合金表面膜层抵抗 Cl^- 侵蚀的能力较弱, 合金的耐腐蚀性能一般。然而, T5(红色)、T6(蓝色)热处理后的合金阳极极化曲线中出现了明显的钝化区, 这表明热处理可以提高合金的耐腐蚀性能。T5 态合金的钝化区较小, 耐腐蚀性能相对减弱, 而 T6 态合金的阳极曲线包括钝化区和过钝化区, 较大的钝化区使得合金的耐腐蚀性能大幅提升。

图 9 为热处理前后合金在 3.5%NaCl 溶液中的电化学阻抗谱、Bode 图及等效电路。从图 9a 中可以看出, 热处理后合金的容抗弧半径均大于铸态合金, 且只存在 1 个容抗弧, 说明热处理后的合金, 耐腐蚀性能较好。其中 T6 态合金容抗弧半径最大, 耐腐蚀性能最好。图 9b 为合金 Bode 图, Bode 图分为保护膜区、钝化膜区和金属腐蚀区。从图中可以看出由高频到低频表现出了明确的时间常数, 合金在 $10^{-2} \sim 10^5 \text{ Hz}$ 区间内含有明显的波动, 而且 T6 合金具有更宽的时间常数, 说

明热处理后实验合金存在明显的钝化区, 在腐蚀过程中可以有效地减缓腐蚀速率。

采用 ZsimpWin 软件对热处理前后合金在 3.5%NaCl 溶液中的 EIS 进行拟合, 得到的等效电路图如图 9c 所示, EIS 拟合结果如表 2 所示, 其中弥散效应指数 $0 < n < 1$ 。图 9c 中 R_s 为溶液电阻, R_1 、 R_2 为

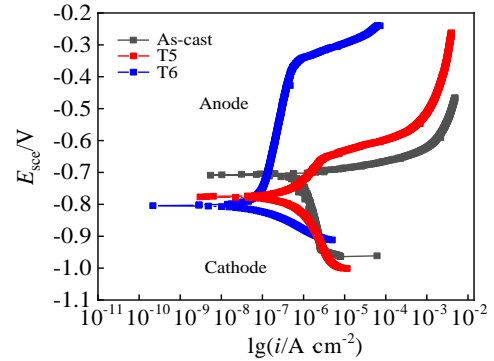


图 8 热处理前后 ZL101+3Cr 合金在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线
Fig.8 Polarization curves of ZL101+3Cr alloys in 3.5%NaCl solution before and after heat treatment

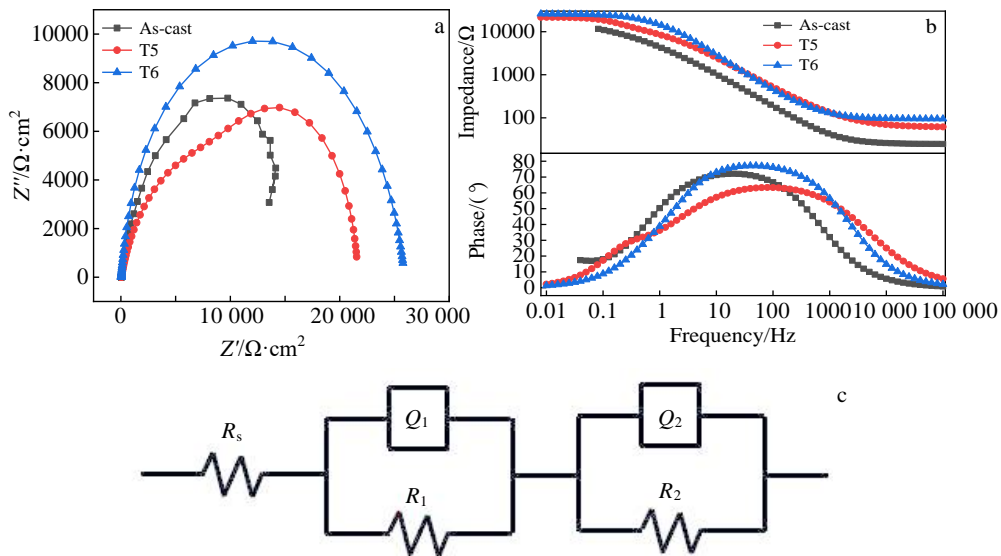


图 9 热处理前后 ZL101+3Cr 合金在 3.5%NaCl 溶液中的电化学阻抗谱 Bode 图和等效电路

Fig.9 Electrochemical impedance spectrum (a), Bode diagram (b), and equivalent circuit (c) of ZL101+3Cr alloys in 3.5%NaCl solution before and after heat treatment

表 2 热处理前后 ZL101+3Cr 合金的 EIS 拟合结果

Table 2 EIS fitting results of ZL101+3Cr alloys before and after heat treatment

Alloy state	$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_1/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Q_1/\times 10^{-5} \text{ S cm}^{-2} \text{ s}^{-n}$	n_1	$R_2/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Q_2/\times 10^{-5} \text{ S cm}^{-2} \text{ s}^{-n}$	n_2
As-cast	33.55	5903	4.03	0.726	51.05	2.11	0.711
T5	35.15	5959	5.91	0.602	53.71	21.4	0.798
T6	38.63	6315	8.35	0.796	58.24	53.5	0.847

电荷转移电阻, Q 为非理想的电容常相位角元件。 Q_1 是高频容抗弧对应的常相位角元件, Q_2 为低频容抗弧对应的常相位角元件。电阻值的增加主要是由于合金表面形成了具有钝化性质的保护膜, 降低了合金中作为阳极和阴极的相的表面电子交流, 电阻值与 n 值的增加说明热处理后合金表面钝化膜更加致密, 表面活性降低, 使得合金得耐腐蚀性能上升。合金在 T6 热处理时电阻值达到最大, 表面钝化膜致密度最佳, 表明其耐腐蚀性能最好。

图 10 为热处理前后实验合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 14 d 后的平均腐蚀速率。从图 10a 中可以看出实验合金腐蚀过程可分 3 个阶段。第 1 阶段 (0~3 d) 腐蚀初期, 合金腐蚀速率处于上下小幅波动的阶段, 说明在腐蚀初期, 合金表面形成了钝化膜, 钝化膜与 Cl 存在动态抵抗的行为, 使得合金腐蚀速率呈现不稳定的小幅振动。第 2 阶段 (4~10 d) 腐蚀中期, 合金腐蚀速率大幅上升, 说明 Cl 已经穿透表面膜层, 开始侵蚀内部较为易腐蚀的 α -Al, 腐蚀产物开始剥落, 合金的质量下降较快。第 3 阶段 (11~14 d) 腐蚀后期, 合金腐蚀速率基本趋于平稳, 此时合金的腐蚀产物剥落速度与 Cl 侵蚀速度处于动态平衡。可知, 平均腐蚀速

率值越小, 合金耐腐蚀性能越好。从图 10b 可以看出, 热处理后合金的腐蚀速率均有所降低, 其中 T6 处理后合金的腐蚀速率最低, 这说明其耐腐蚀性能最好, 这与电化学测试结果相一致。

T6 热处理态实验合金浸泡 14 d 后, 其腐蚀表面的 SEM 二次电子照片 (图 11a) 显示, 合金表面为明显的点蚀形貌, 点蚀坑相对弥散分布。进一步观察发现, 部分点蚀坑中形成腐蚀微坑。随着腐蚀进程的推移, 共晶 Si 周围存在第二相颗粒, 这表明第二相与其周围组织构成的电偶腐蚀, 导致该类型腐蚀坑的形成。图 11b 为 11a 所选区域放大后的 BSE 照片, 从图 11b 中可以看出, 黑色点蚀坑中心均存在亮白色的第二相, 并对其进行 EDS 分析 (图 11c) 可知其为富 (Cr,Fe) 相, 说明腐蚀从富 Cr 相周围开始, 并不断向周围组织扩展, 由于富 Cr 主要在共晶 Si 周围弥散分布, 而共晶 Si 又主要沿晶界分布。因此, 合金表面发生腐蚀后, 富 Cr 相与其周围组织构成的电偶对, 发生原电池腐蚀, 富 Cr 相为中心的腐蚀坑逐渐扩展, 连接成腐蚀通道, 从而发生晶间腐蚀。含 Cr 合金热处理后耐腐蚀性能提高的原因之一, 可能是由于热处理后共晶区域变小, 以及富 Cr 相等组织结构特征的变化, 导致合金晶

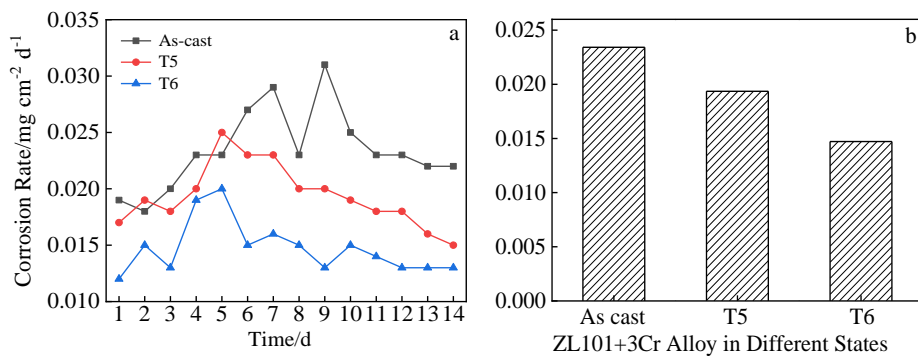


图 10 热处理前后合金在 ZL101+3Cr 3.5%NaCl 溶液中浸泡 14 d 后的平均腐蚀速率

Fig.10 Average corrosion rate of the ZL101+3Cr alloy after immersion in 3.5%NaCl solution for 14 d before and after heat treatment: (a) corrosion rate vs time and (b) corrosion rate under different states

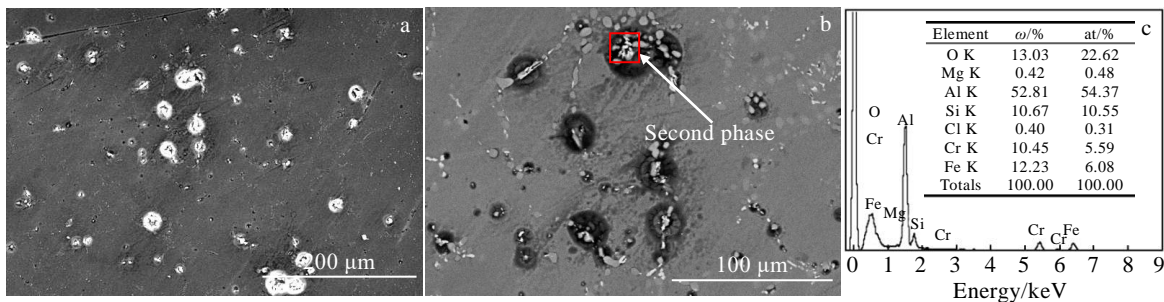


图 11 T6 热处理后合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 14 d 后的 SE 照片、BSE 照片及图 11b 中白亮色第二相的 EDS 成分分析

Fig.11 SE image (a), BSE image (b), and EDS analysis result of the white bright second phase in Fig.11b (c) of the T6 treated alloy after immersion in 3.5%NaCl solution for 14 d

间腐蚀过程受阻造成的。后续将进一步开展含 Cr 铝合金腐蚀机制等方面的研究工作。

3 结 论

1) 热处理后 Al-Si-Mg-Cr 合金主要物相有 α -Al、共晶 Si、富 Cr 相 ($\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ 、 β -Al(Cr,Fe)Si)、富 Fe 相 (β - Al_5FeSi 和 π - AlSiMgFe)、 Mg_2Si 。Al-Si-Mg-3%Cr 合金最佳热处理工艺为 $535\text{ }^\circ\text{C}/6\text{ h}+160\text{ }^\circ\text{C}/26\text{ h}$ 。

2) 含 Cr 铝硅合金具有较好的热处理强化效果。热处理后的合金,其共晶组织区域变窄,主要沿晶界分布的共晶 Si 球化且尺寸较小,合金中 $\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ 、 β -Al(Cr,Fe)Si 相主要在共晶 Si 周围弥散分布,这对提高热处理后合金的力学性能具有积极作用。

3) 热处理后合金的耐腐蚀性能均有所提高,其中 T6 态合金的耐腐蚀性能最好。热处理后合金主要的腐蚀方式为晶间腐蚀。热处理后合金共晶区域减小,以及富 Cr 相的变化,可能是导致合金耐腐蚀性能提高的原因之一。

参考文献 References

- [1] Jiang Xiaosong(蒋小松), He Guoqiu(何国球), Liu Bing(刘兵) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 459
- [2] Zhan Yanbo(翟彦博), Ma Xiuteng(马秀腾), Mei Zhen(梅镇).

- Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 769
- [3] Xu Zhen(徐振), Zhao Zhihao(赵志浩), Han Dongyue(韩东月) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1264
- [4] Cui Xiaoming(崔晓明), Meng Chuang(孟闯), Shi Bo(石博) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2529
- [5] Li Z C, Deng Y L, Yuan M F *et al. Journal of Central South University*[J], 2021, 28(9): 2670
- [6] Mohamed I, Emad E, Salvador V *et al. Materials*[J], 2016, 9 (78): 1
- [7] Dikici B, Gavgali M, Tekemen C *et al. Journal of Composite Materials*[J], 2006, 40(14): 1259
- [8] Zhan H Y, Hu B. *Materials Characterization*[J], 2018, 142: 602
- [9] An Z H, Yang W H, Zhan H Y *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 166: 110 457
- [10] Chen S Y, Chen K H, Peng G S *et al. Materials & Design*[J], 2012, 35: 93
- [11] Popescu I N, Enescu M C, Bratu V *et al. Advanced Materials Research*[J], 2015, 1114 : 239
- [12] Pedersen L, Arnberg L. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2001, 32: 525

Effects of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Al-Si-Mg-3%Cr Alloy

Cui Xiaoming, Cui Hao, Zhao Xueping, Liu Fei, Du Zhaoxin, Liang Shaobo, Bai Pucun

(School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

Abstract: Al-Si-Mg-3%Cr alloy was prepared with vacuum electromagnetic induction melting furnace. Thermo-Calc software was used to perform thermodynamic simulation. The microstructure of the alloy under different heat treatment conditions were characterized by SEM, EDS, and other test methods and its mechanical properties were tested. The corrosion resistance of the alloy was tested by mass loss method and electrochemical method. The results show that the main phases of the Al-Si-Mg-3%Cr alloy include α -Al, eutectic Si, (Al+Si) eutectic, Cr rich phase ($\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$, β -Al (Cr,Fe) Si), Fe rich phase (β - Al_5FeSi and π - AlSiMgFe) and Mg_2Si . In the structure of heat-treated alloy, the eutectic Si becomes smaller in size and spheroidized in form, the zone of eutectic structure becomes narrow, and the fine $\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ and β -Al(Cr,Fe)Si phase are dispersed around eutectic Si. All play positive roles in improving the mechanical properties of the alloy after heat treatment. The corrosion test results show that compared with the case of the as-cast alloy, the average corrosion rate of the heat-treated alloy decreases, an obvious passivation zone exists in the polarization curve, and the capacitive arc in impedance becomes larger. It is indicated that heat treatment can improve the corrosion resistance of the alloy, especially T6 process ($535\text{ }^\circ\text{C}/6\text{ h}+160\text{ }^\circ\text{C}/26\text{ h}$) can lead to the optimum mechanical properties and corrosion resistance.

Key words: Al-Si-Mg alloy; heat treatment; Cr element; microstructure; mechanical properties; corrosion resistance