

# 过量 Mg、Si 元素对 6101 电工导线性能影响及机制

叶於龙, 杨 昭, 徐雪璇, 史晓成, 黄宏华

(中南大学, 湖南 长沙 410083)

**摘 要:** 通过电导率测试、拉伸试验、XRD、显微组织分析的方法研究了过量 Mg、Si 元素对 6101 铝合金导线强度及导电率的影响。结果表明: Mg 过量 0.15% 的 6101 合金时效后, 由于 Mg 在 Al 基体中有很大的固溶极限, 大量的过剩 Mg 依然存在于基体中, 在增加基体畸变程度的同时还会降低强化相在基体中的溶解度, 使强化相容易从基体中析出并长大粗化, 对合金时效强化的效果和导电率有不利的影响; Si 过量 0.13%、0.05% 的 6101 合金时效后, 过剩 Si 原子会从基体中析出, 减小基体的晶格畸变, 有利于导电性能的提高; 过剩 Si 的存在可促进  $\beta'$  相的析出, 增强合金时效强化效果与速率, 且 Si 过量 0.13% 合金效果强于 Si 过量 0.05% 合金。

**关键词:** Al-Mg-Si 合金; 过剩 Si、Mg; 导电率; 力学性能

**中图分类号:** TG146.2+1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)04-0968-07

我国制造业发达地区与能源资源丰富地区分布不匹配, 将石化能源以及水力、风能、太阳能等环保能源转化为电能进行远距离传输是最佳解决办法之一。目前, 国内主要的输电用动力电缆有 ACSR、TACSR、AAAC、ACSR/AW 等。其中, AAAC 全铝导线以其耗能低、密度小、弧垂特性好、耐腐蚀性能强的优点可以在不增加架空线的质量和直径的前提下提高导线的导电性, 成为远距离输电和现有电网扩容的最佳选择之一。我国目前使用的全铝导线主要有 LHA<sub>1</sub> 和 LHA<sub>2</sub> 2 种, 其导电率分别为 52.5%IACS 和 53%IACS, 与相同规格的 LY<sub>9</sub> 钢芯铝绞线 61%IACS 的导电率相比, 直流电阻要增大 15% 左右<sup>[1]</sup>, 输电、扩容效果不佳。因此, 新型全铝导线技术的研究意义重大。

与全铝导线 LHA<sub>1</sub> 和 LHA<sub>2</sub> 相比, 6101 铝合金作为一种低合金化的 Al-Mg-Si 合金, 强度适中、单位质量导电导热率高; 成型、耐腐蚀性能更好; 固溶处理和人工时效后在提高合金强度的同时可保持较高的导电率, 这些优点使之成为制作高强度高导电率全铝导线的最佳材料。大量研究表明<sup>[2]</sup>, 合金元素是影响 Al-Mg-Si 铝合金综合性能的主要因素之一, 但国内外研究工作集中在微量元素的添加对高度合金化的 Al-Mg-Si 合金性能的影响, 鲜有报道 Mg、Si 主要元素的含量对类似 6101 的低合金化合金导电率及力学性能的影响。据此, 本工作以 6101 铝合金导线为研究

对象, 研究了过量 Mg、Si 元素对其强度及导电率的影响, 并试图探究出使导电率和强度均达到最佳的成分组合, 以期工业化生产高强高导 6101 全铝合金导线提供理论与实验依据。

## 1 实 验

实验以双零铝 (Al $\geq$ 99.7%)、纯镁锭、晶体硅、Al-5.5Ti-B 中间合金为原料, 电阻炉与石墨粘土坩埚熔炼, 除气除杂后经铸铁模浇成  $\Phi$ 50 mm 的 6101 铝锭。铸锭 480 °C 保温 2.5 h 后, 以 25 倍挤压比挤压成  $\Phi$ 10 mm 的线坯, 再由链式拉拔机进行经多道次冷拉拔成  $\Phi$ 8 mm 的导线线杆。然后, 将部分挤压拉拔后的试样置于箱式电阻炉中进行时效处理。

铸锭成分由 LEEMAN SPEC-E 型电感耦合等离子体发射光谱仪测得。室温条件下, 在 CSS-44100 万能电子测试机上进行了拉伸试验, 加载速率为 1 mm/min; 导电率测试采用惠斯通双桥法, 测试温度为 20 °C; 显微分析实验包括: 用 OLYMPOUS-PMG3 型金相显微镜观察了不同状态下试样的金相组织; 采用 Quanta MK2-200 型扫描电镜结合 JEM-3010 型透射电镜观察了合金的微观组织形貌、第二相大小及结构。透射双喷电解液采用体积分数为 5% HClO<sub>4</sub>+95% C<sub>2</sub>H<sub>5</sub> OH 的混合液, 电压为 15 V, 电流为 10~20 mA, 温度控制在 25 °C 左右。固态相变在 NETZSCH-

收稿日期: 2015-04-15

基金项目: 广州钢铁集团 (JB2012001) 资助项目; 中国铝业集团资助项目 (BL2009CBBB02-04)

作者简介: 叶於龙, 男, 1990 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: 361144565@qq.com

DSC-200F3 型差热分析仪上进行： $\Phi 3$  mm $\times$ 1 mm 的圆片状试样在氩气保护环境下以 10 °C/min 的升温速度升温至 500 °C；用 D/max-2500/PC 型 X 衍射仪进行了晶格常数分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 合金成分与微观组织

由于 6101 合金化程度较低，合金名义成分与光谱仪测量数据非常接近。 $Mg_2Si$  相中，Mg/Si 质量比为 1.73。以此为参照，研究中通过调整镁硅含量使  $Mg_2Si$  粒子的含量固定在 0.95%，并使合金成分逐渐由硅过量向镁过量变化。为表述方便，本研究中统一用镁的相对含量表达，Mg 过量-0.13% 表示 Si 元素剩余 0.13%。合金中镁、硅含量，以及镁、硅过量的情况在表 1 中列出。

6101 合金中  $Mg_2Si$  含量为 0.95% (质量分数，下同) 时，490 °C 即可使溶质原子充分固溶。480 °C 挤压时，由于挤压热效应，合金的实际温度要高于 510 °C。因此，空冷后无需进一步的固溶处理。图 1 给出了不同 Mg 含量合金经热挤压冷拉拔后 180 °C 时效 5 h 后的金相组织。从图 1a 中可以看出，当 Mg 过量-0.13% 时，析出的  $Mg_2Si$  粒子均匀弥散的分布于组织中，析出粒子细小，没有明显的粗大相产生；过量的晶体 Si 经挤压破碎后形成游离态的 Si 颗粒经时效后，在组织内发生了球化现象。图 1b 为 Mg 过量-0.05% 合金时效后的金相组织。从图中可见， $Mg_2Si$  粒子均匀的分布在  $\alpha-Al$  基体中，没有发现初晶 Si 析出现象。Mg 过量 0.15% 时， $\alpha-Al$  中析出大量的 ( $Mg_2Si$ ) 等相的质点，并伴随有极个别粗大第二相的产生，如图 1c 所示。图 1d 为 Mg 过量 0.25% 的合金，粗大第二相显著增加，这可能是过量的 Mg 元素降低了  $Mg_2Si$  相在基体中的溶解度，其析出后发生粗化<sup>[2]</sup>，这对组织的连续性有很大的破坏作用。以上结果表明，合金中 Mg、Si 的过量程度，会直接影响过量元素及析出相在组织中的形貌与分布。

### 2.2 力学性能及导电率

图 2 为合金热挤压冷拉拔后经 180 °C 时效后导电率及抗拉强度结果。图 2a 为不同 Mg 过量合金的抗拉强度随时效时间的变化曲线。Mg 过量-0.13%、-0.05%

的合金，时效 2 h 左右时，抗拉强度提升到最大，分别为 210、180 MPa，之后，随着时效时间的延长，抗拉强度呈线性缓慢递减趋势；Mg 过量 0.15%、0.25%、0.35% 3 种合金的强度随时效时间的变化呈类似趋势：时效 5 h 时抗拉强度达到最大，分别为 169、172、174 MPa，但时效强化效果不及 Mg 过量-0.13%、-0.05% 的合金。由此可见，Mg 过量程度超过 0.15% 后，继续增加 Mg 含量，对其时效强化作用没有明显的提高。比较两类合金时效效果可知，Si 过量合金强度提升速率明显快于 Mg 过量合金。

图 2b 为合金的导电率随 Mg 过量程度变化的关系曲线。导电率随时效时间的增加呈递增规律，最大增速均位于 0~5 h 阶段内。5 h 后，随着时效时间的延长，导电率缓慢上升。Mg 过量 0.15%、0.25%、0.35% 的 3 种合金，随着过量 Mg 元素的增多，合金导电率下降。

综合比较，导电率和强度均达到最佳的合金为 Mg 过量-0.05% 的实验合金，成分组合为 Mg 含量 0.58%，Si 含量 0.35%。抗拉强度为 185 MPa，导电率为 59.5% IACS。

图 3 为 Mg 过量不同程度的 6101 合金拉伸断口形貌，图中韧窝中第二相均以箭头示出。Mg 元素过量-0.13%、-0.05% 试样断口如图 3a、3c 所示，主要以韧窝为主，韧窝底部有长条状或棒状的第二相。经 EDS 能谱定性分析确认均为  $\alpha-Fe_3SiAl_2$  质点，如图 3b。且 Mg 过量-0.13% 合金试样中，此类第二相要多于 Mg 过量-0.05% 合金试样。Mg 过量 0.15%、0.25% 时，断

表 1 合金试样成分

Table 1 Compositions of alloy samples ( $\omega/\%$ )

Alloy No.	Mg	Si	$Mg_2Si$	Excess Mg
1	0.57	0.49	0.95	-0.13
2	0.58	0.35	0.95	-0.05
3	0.76	0.35	0.95	0.15
4	0.85	0.35	0.95	0.25
5	0.95	0.34	0.94	0.35

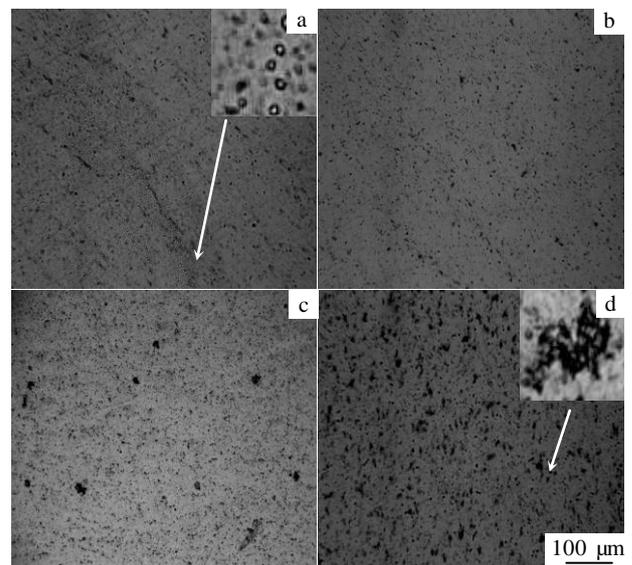


图 1 Mg 过量程度不同的合金时效 5 h 后的金相组织

Fig.1 Optical microstructures of tested alloys with various degrees of excess Mg aged for 5 h at 180 °C: (a) excess -0.13% Mg, (b) excess -0.05% Mg, (c) excess 0.15% Mg, and (d) excess 0.25% Mg

口形貌呈典型的韧窝断裂，韧窝边缘被拉伸的很长，韧窝内部第二相通过能谱分析为  $Mg_2Si$  高度富 Mg 后的粗大相，如图 3f 所示。这说明过量的 Mg 会改变析出相的存在状态和成分，会使合金的抗拉强度下降。

### 2.3 TEM 分析结果

为了进一步研究过量 Mg、Si 元素对合金电性能与力学性能的影响，选用透射电镜对几种合金的时效析出相进行了观察。图 4 为 Mg 过量-0.13%、-0.05%、0.15%、0.25% 合金时效后沿 Al 基体  $\langle 100 \rangle$  方向观察的 TEM 明场像。

4 种合金组织中均有针状和棒状的第二相沿基体  $\langle 100 \rangle$  方向析出，尺寸介于  $50\sim 100\text{ nm}$ <sup>[3,4]</sup>。时效 2 h 后，Mg 过量-0.13% 的合金组织中，细小的  $\beta''$  相均匀弥散的析出，图中黑点是平行于观察方向的杆状  $\beta''$  相的“端面”，此时，Mg 过量-0.05% 合金中  $\beta''$  相数量上不及 Mg 过量-0.13% 合金；时效 5 h 后，Mg 过量-0.13%、-0.05% 的合金组织中主要以短棒状的  $\beta'$  相为主，见图 4c、4d，而 Mg 过量 0.15% 合金此时析出略为粗化的  $\beta''$  相，继续增加 Mg 过过量达到 0.25% 时，析出相密度有明显的下降，分布也不是很均匀。

TEM 观察果表明，过量 Mg 元素对合金电性能及强度的影响可能是通过影响析出相的数量及分布状态来实现的。根据几种合金的力学曲线与 TEM 显微分析可知，合金强度主要提升阶段对应着  $\beta''$  相的析出过程，因此  $\beta''$  相对合金强度的改善起着关键的作用。

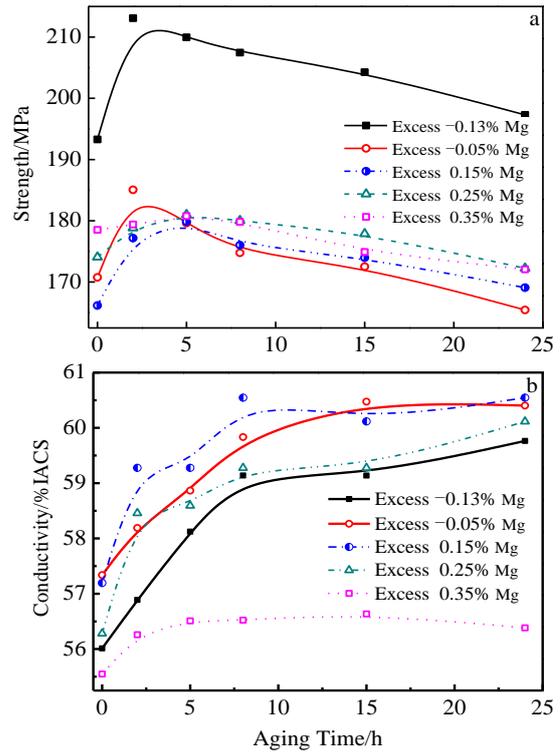


图 2 Mg 过量合金抗拉强度、导电率与时效时间的关系曲线  
Fig.2 Relationship between tensile strength (a), conductivity (b) and the aging time of the alloys with excess of Mg

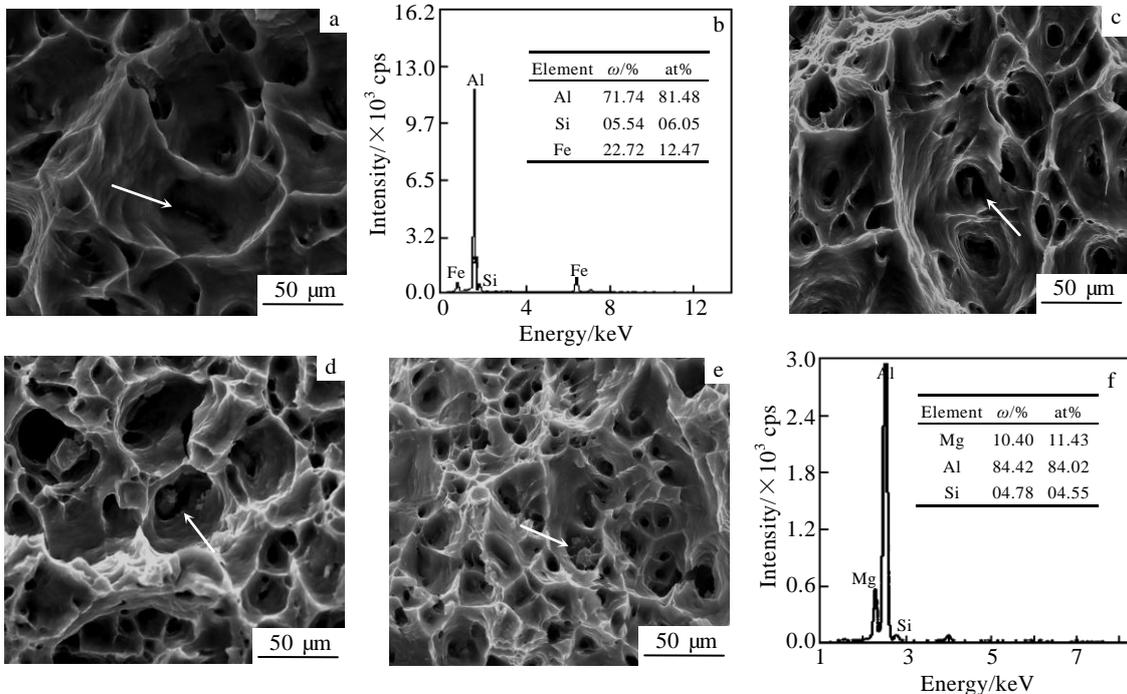


图 3 不同 Mg 过量程度合金试样  $180\text{ }^\circ\text{C}$  时效 5 h 后的断口形貌及 EDS 能谱

Fig.3 Fracture surface and EDS spectrum of alloy samples with various degree of excess Mg aged for 5 h at  $180\text{ }^\circ\text{C}$ : (a) excess -0.13% Mg, (b) EDS analysis of particles in Fig.3a, (c) excess -0.05% Mg, (d) excess 0.15% Mg, (e) excess 0.25% Mg, and (f) EDS analysis of particles in Fig.3d

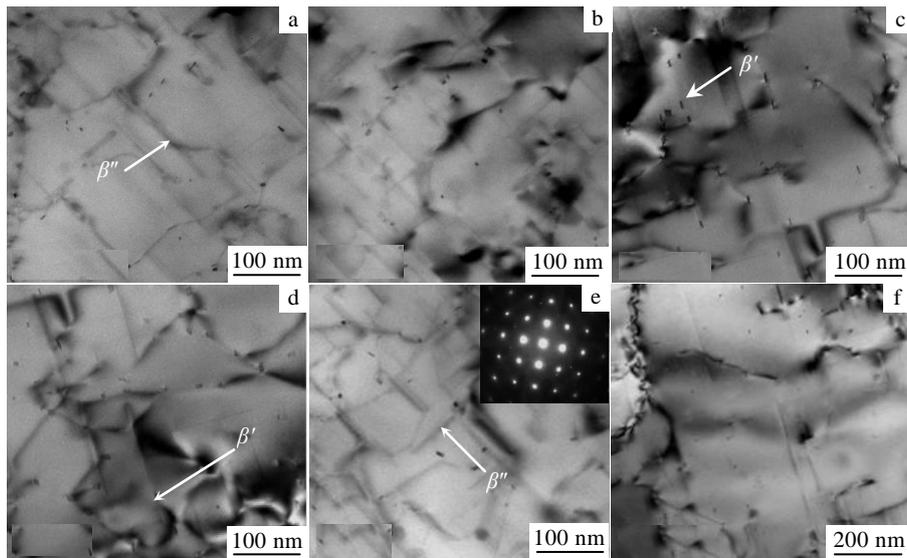


图4 不同 Mg 过量程度合金时效后 TEM 照片

Fig.4 TEM bright images of 6101 alloys with excess Mg aged at 180 °C for different time: (a) 2 h of excess -0.13%Mg, (b) 2 h of excess -0.05%Mg, (c) 5 h of excess -0.13%Mg, (d) 5 h of excess -0.05%Mg, (e) 5 h of excess 0.15%Mg, and (f) 5 h of excess 0.25%Mg

### 3 讨论

#### 3.1 析出相对合金性能影响

6101 是典型的时效改性合金。时效时, Mg/Si 中间化合物的析出序列为 GP 区- $\beta''$ 相- $\beta'$ 相- $\beta$ 相<sup>[5,6]</sup>。与基体的取向关系逐渐由 GP 区的共格经  $\beta''$ 、 $\beta'$  相的半共格最终变为  $\beta$  相的完全不共格<sup>[7]</sup>, 基体的晶格畸变程度逐步变小, 电子在基体中受到的散射几率弱化, 合金的导电率上升。当固溶体的分解析出基本完成后, 合金的导电率便维持相对稳定。

析出相在影响合金导电率的同时也充当着强化颗粒。GP 区主要通过和基体形成共格应变区的方式提高合金的强度;  $\beta''$  的强化作用是以切割机制为基础, 研究表明<sup>[8]</sup>, 合金在位错切过析出相时呈现出最大强化效果;  $\beta'/\beta$  相的尺寸较大, 硬度高, 主要以奥罗万绕过机制为主, 此时强化效果开始下降。

本实验中, 几种合金导电率上升最快阶段均位于 0~5 h 阶段。由透射实验结果可知, 此时对应于  $\beta''/\beta'$  相的析出过程, 第二相与基体的共格程度大幅降低, 基体的固溶度急剧下降。 $\beta'$  形成后, 作为  $\beta$  相的前身相, 其与基体的共格程度已变得很小。继续时效,  $\beta$  于  $\beta'$  的母体界面上成核, 并靠消耗  $\beta'$  而成长, 且其形核过程是不均匀的<sup>[9]</sup>。因此, 5 h 后主要以  $\beta$  的长大过程为主, 对导电率的提高影响较小。

Si 过量和 Mg 过量时, 分别于 2、5 h 时达到最大

的强化阶段, 实验结果表明, 此时合金中以  $\beta''$  相的析出为主。位错切割微米级的  $\beta''$  相后, 形成位错与第二相之间短程及长程的交互作用, 后续位错移动需更大的能量启动, 从而达到峰值强化。 $\beta''$  相析出完成后,  $\beta'/\beta$  相的析出成为主导, 位错以绕过的方式前进。合金强度较  $\beta''$  相析出时发生下降。这与实验结果一致。

#### 3.2 过剩元素对合金性能的影响

实验表明, 单纯的通过增加 Mg、Si 过剩原子固溶度并不能有效的提高合金的强度和导电率, 且导电率随过剩 Mg 元素含量的增加而降低的程度要大于过剩 Si。这是由于 Mg 在铝基体中固溶极限很大, 约为 17.4%, 时效后, 过量的 Mg 不会单独析出, 依然会存在于基体中引起很大程度上的晶格畸变。与之相反, 常温下, Si 元素在铝中的溶解度仅为 0.05%, 时效后大部分过剩 Si 原子以细小球化颗粒析出, 对基体的晶格畸变影响较小, 同时起到了一定的沉淀强化作用。为了验证上述分析, 通过 XRD 实验测量了不同 Mg 过量合金时效 5 h 后基体晶格常数。并以  $Mg_2Si$  恰为 0.95% (质量分数) 且无 Mg、Si 元素过量时的合金的晶格常数为参照, 度量了合金畸变程度随 Mg 过量程度的关系, 见图 5。结果表明, Si 过量引起的基体晶格畸变程度要小于等量 Mg 过量引起的晶格畸变, 验证了上述分析。

时效后, 虽然过量的 Mg 元素依然会存在于基体中增加对位错的阻碍作用, 提高合金的强度, 但过量的 Mg 元素会显著降低  $Mg_2Si$  在基体中的溶解度, 使

强化相容易从基体中析出并长大粗化,如图 1d 金相组织及图 6 所示,使合金强化效果不明显,这与 L. F. Mondolfo<sup>[2]</sup>研究结果相符合。而少量过剩 Si 元素的存在,易与合金中的 Fe 元素形成 AlFeSi 三元相,有利于降低 Fe 元素的不良影响。

3.3 过量 Mg 对合金时效热力学参数的影响

峰值时效时, Mg 过量-0.13%合金,析出的 β''相最为细小和密集, Mg 过量 0.15%后, β''相在形态上发生粗化,密度上有所减小,而合金的强化效果与粒子密度成正相关,这使 Si 过量合金时效强化效果强于 Mg 过量的 3 种合金。这与过剩元素对合金形核参数的影响有关。

实验通过差热分析研究了过剩原子对析出相形核率的影响。图 7 给出了 3 种 Mg 过量程度不同的合金经热挤压冷拉拔后的 DSC 曲线。在 100~500 °C 范围内,3 种合金有 5 个类似的放热峰。根据文献研究<sup>[10,11]</sup>, Peak 1~5 分别对应着 Mg、Si、Mg-Si 原子团簇、GP 区、β''相、β'相、β 相的析出。且在 DSC 曲线中, Mg 过剩由 0.25%~-0.13%过程中, β''相的析出区间也逐渐增大。

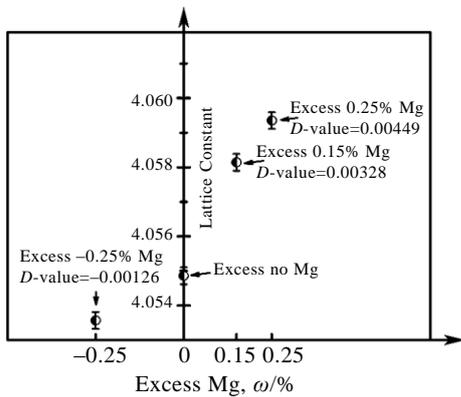


图 5 过剩元素含量与基体晶格畸变的关系

Fig.5 Relationship between excess elements and lattice constants

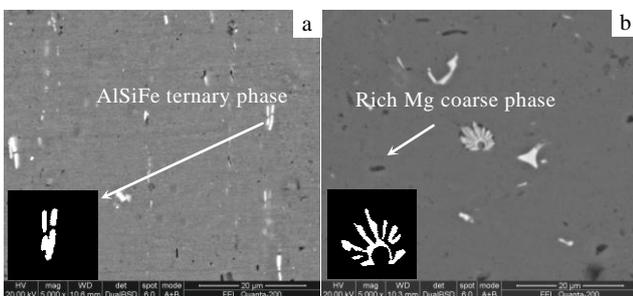


图 6 合金中的粗大相

Fig.6 Coarse phases in alloys: (a) excess -0.13%Mg and (b) excess 0.25%Mg

由上节分析知, β''相为最重要的强化相<sup>[12,13]</sup>。根据 Avrami-Johnson-Mehl<sup>[13,14]</sup>公式, β''相的等温转变动力学可表示为:

$$Y = 1 - \exp(-kt^n) \tag{1}$$

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

式中: Y 代表时间 t 内新增的体积分数, k、n 分别为形核率参数和与晶核长大方式有关的参数,对于亚稳定相 n 取值为 1.5<sup>[14,15]</sup>。k<sub>0</sub>为常数, Q 为激活能, R 为摩尔气体常数, T 为温度。结合图 7 分峰后计算得到 β''相随时间的转换率,进而由与公式(1),(2)算得形核率、激活能与温度的关系,经式(2)拟合得到 3 种不同合金中 β''相的 TTT 转化图,见表 2 及图 8。

结果表明,随着过剩 Si 含量的增加, β''相的形核率参数成增大态势。时效过程中, Si、Mg 元素同空位的相互作用与 β''相的析出密切相关。资料显示<sup>[16]</sup>, Si 元素的空位结合能高于 Mg 元素的空位结合能 (0.19 eV),拥有更强的空位结合能力,使得在 Mg 元素过量 -0.13%时,溶质原子扩散的更快,形核率参数 k 变大(见表 2)。形核率参数 k 变大,使 β''相的形核数量增加,合金中的 β''相析出更加彻底和弥散,使得 Si 过量合金的抗拉强度快速提高,这与金曼等人的研究结果趋于一致<sup>[17]</sup>。与此同时,随着 Mg 过量程度由 0.25%下降到 -0.13%时, TTT 图中 β''相的开始转变线

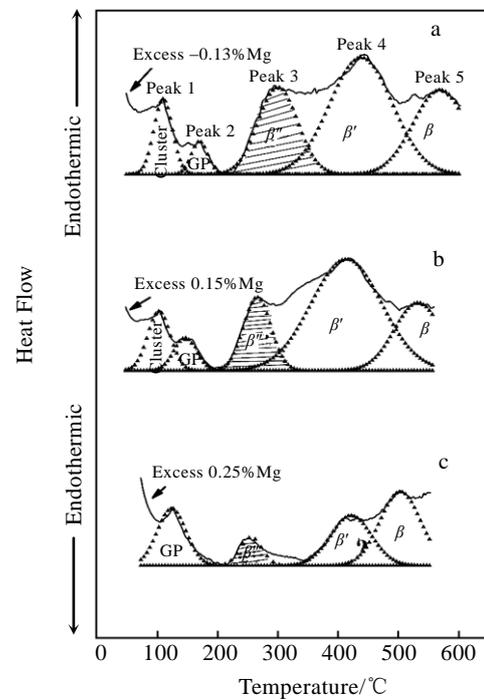
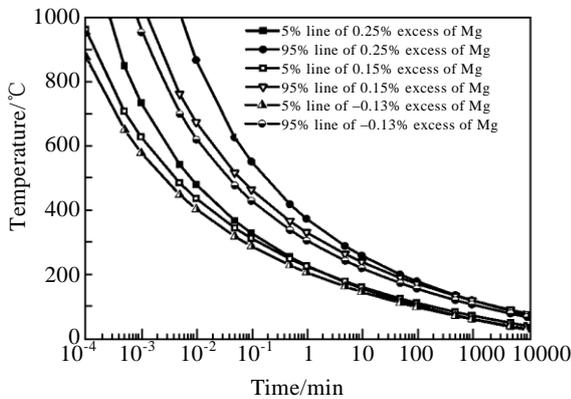


图 7 合金 DSC 曲线

Fig.7 DSC curves of as-quenched alloys: (a) excess -0.13%Mg, (b) excess 0.15%Mg, and (c) excess 0.25%Mg

表 2  $\beta''$ 相动力学参数Table 2 Kinetic parameters of  $\beta''$ 

Compositions of test alloys	Excess -0.13%Mg	Excess 0.15%Mg	Excess 0.25%Mg
Nucleation rate parameters, $k/\times 10^7 \text{ min}^{-1}$	53.9	4.18	4.01

图8  $\beta''$ 相的 TTT 转换图Fig.8 TTT-diagram of  $\beta''$  in alloys

及转变终了线向左下角偏移,加快了 $\beta''$ 相的析出速率,因此 Si 过量合金在 2 h 时便达到峰值时效。

## 4 结论

1) 合金中过量的 Si 会增加 $\beta''$ 相的形核率,促进了 $\beta''$ 相的析出数量和析出速率,使时效后强度峰值出现在 2 h 左右,快于 Mg 过量合金的 5 h。

2) Mg 过量合金时效处理后,大量的过剩 Mg 元素依然存在于基体中,在增加基体畸变程度的同时还会降低强化相在基体中的溶解度,使强化相容易从基体中析出并长大粗化,这对合金时效强化的效果和导电率有不利影响。

3) Si 过量合金时效处理后,在基体中固溶度较低的过剩 Si 会脱离基体而以球化颗粒状析出,减小了基体的晶格畸变,有利于导电性能的提高;并可与合金中的 Fe 元素反应,提高合金的时效强化效果。

4) 实验条件下导电率和抗拉强度均达到最佳的合金为 Mg 过量-0.05%的实验合金,成分组合为 Mg 含量 0.58%, Si 含量 0.35%。抗拉强度为 185 MPa,导电率为 59.5% IACS。

## 参考文献 References

- [1] Ye Hongsheng(叶鸿声). *Electric Power Construction*(电力建设)[J], 2010, 31(12): 14
- [2] Mondolfo L F. *Aluminium Alloys Structure and Properties* [M]. London: London-Boston Worths, 1976: 134
- [3] Gupta A K, Lloyd D J, Court S A. *Materials Science and Engineering*[J], 2001, A316: 11
- [4] Gupta A K, Lloyd D J, Court S A. *Materials Science and Engineering*[J], 2001, A301: 140
- [5] Maruyama N, Uemori R, Hashimoto N *et al. Scripta Materialia*[J], 1996, 36(1): 89
- [6] Edwards G A, Stiller K, Dunlop G L *et al. Acta Materialia*[J], 1998, 46(11): 3893
- [7] Sedat Karabay. *Materials and Design*[J], 2008, 29: 1346
- [8] Jiang D, Wang C. *Materials Science and Engineering*[J], 2003, A352: 19
- [9] Li Puchao(李普超), Wang Mingpu(汪明朴). *Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 1998, 29(3): 262
- [10] Tsao C S, Chen C Y, Jeng U S *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(17): 4621
- [11] Matsuda K, Ikeno S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(8): 2007
- [12] Esmaili S, Wang X, Lloyd D J *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(13): 751
- [13] Esmaili S, Lloyd D J. *Materials Characterization*[J], 2005, 55(4-5): 307
- [13] Wei Fang(魏芳), Li Jinshan(李金山), Chen Changqi(陈昌麒). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(8): 1348
- [14] Yena A K, Gupta A K, Upta A K *et al. Acta Metallurgica and Materialia*[J], 1989, 37(3): 885
- [15] Chen S P, Mussert K M, Zwaag G V D. *Journal of Materials Science*[J], 1998, 33(18): 4477
- [16] Li Hai(李海), Wang Xiuli(王秀丽). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2001, 21(9): 2028
- [17] Jin Man(金曼), Shao Guangjie(邵光杰). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(1): 1

## Effects of Excess Mg and Si on the Properties of 6101 Conducting Wire and Its Mechanism

Ye Yulong, Yang Zhao, Xu Xuexuan, Shi Xiaocheng, Huang Honghua

(Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The effects of excess Mg and Si on the conductivity and mechanical properties of 6101 conducting wire were studied by conductivity measurement, tensile test, XRD and microstructure analysis. The results show that for the alloys with 0.15% excess of Mg after aging, Mg still exists in the matrix and causes lattice distortion. In addition, the solubility of precipitates is significantly reduced and the precipitates easily turn to coarse phases. The changes restrict the improvement of conductivity and mechanical properties. To the alloys with 0.13%, 0.05% excess of Si after aging, the excess Si separates from the matrix, which decreases the degree of lattice distortion and promotes the precipitation of  $\beta$ . Besides, excess Si reduces the bad effect of Fe by forming AlSiFe ternary phase. Excess Si is good for improving the conductivity and mechanical properties of the alloys.

**Key words:** Al-Mg-Si Alloy; excess Si, Mg; conductivity; mechanical properties

---

Corresponding author: Yang Zhao, Ph. D., Associate Professor, School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: zyang@csu.edu.cn