

# 稀有元素 Er 对 Al-Si-Fe-Co 合金组织与性能的影响

唐 鹏<sup>1,2,3</sup>, 刘裔源<sup>1</sup>, 黄惠毅<sup>4</sup>, 胡治流<sup>1</sup>, 赵艳君<sup>1,2</sup>

(1. 广西大学, 广西 南宁 530004)

(2. 广西有色金属及特色材料加工重点实验室, 广西 南宁 530004)

(3. 广西南南铝航空交通铝合金新材料与应用研究院, 广西 南宁 530031)

(4. 南南铝业股份有限公司, 广西 南宁 530200)

**摘 要:** 利用 OM, SEM/EDS, XRD、室温拉伸及磨损等试验研究了稀有元素 Er 对 Al-Si-Fe-Co 合金组织和性能的影响。研究表明, Er 元素可有效细化 Al-Si-Fe-Co 合金的富铁第二相; 当添加量为 0.5% 时(质量分数, 下同),  $\alpha$ -Al 晶粒细化, 共晶硅细化效果最佳, 其抗拉强度为 160.8 MPa, 延伸率为 1.89%, 相比于未添加 Er 的合金分别提高了 5.0% 和 19.6%。但是, 当过量添加 Er 元素时, 会析出针状  $\text{Al}_3\text{Er}$  相, 对块状富铁相的变质效果弱化, 并使合金的强度和塑性降低。同时, 随着 Er 含量增加, 使得第二相组织的分布更为均匀, 并导致合金的硬度上升, 磨损率和摩擦系数出现下降。

**关键词:** Al-Si-Fe-Co 合金; 铒元素; 显微组织; 细化变质; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3528-08

铝在使用过程中热力学稳定、氧化量少, 是一种易回收的金属材料。与原铝相比, 再生铝生产的单位能耗不到电解铝的 5%, 且生产过程排放的气体、消耗的水资源、形成的废渣更少; 以再生铝为原材料加工铝制品可显著降低生产成本, 具有良好的社会和经济效益<sup>[1-3]</sup>。但再生铝在回收和加工过程中, 杂质元素种类繁多, 尤其是铝硅合金中杂质铁元素, 在合金反复重熔时, 易形成硬脆的金属间化合物<sup>[4]</sup>。当铁含量较高(>1.3%)时, 易形成粗大长针状  $\beta$ -Fe 相( $\beta$ - $\text{Al}_3\text{FeSi}$ ), 由于其割裂基体导致应力集中形成裂纹源, 使合金的力学性能急剧降低<sup>[5]</sup>。在工业生产中, 常通过添加高纯的原铝降低再生铝中的杂质铁含量, 但这样会造成原铝的浪费; 此外, 也有通过电磁除铁、陶瓷孔过滤等方式净化熔体中的杂质元素, 但其操作繁琐, 且成本较高。而通过外加微量元素调控杂质相形态, 如将针状  $\beta$ -Fe 相变质为网状  $\alpha$ -Fe 相, 操作简单<sup>[6]</sup>, 但其形貌调控工艺尚未成熟。因此, 有必要系统研究微量元素调控富铁合金相形貌的技术及机理, 这对再生铝进入工业循环生产具有重要的工程意义。

Co 作为富铁相形貌调控用元素得到了一定的研究。沙萌等发现<sup>[7]</sup>, Co 可改变 Fe 相形貌, 当 Fe/Co=1:1.5 时, 长针状富铁相变短并转变为块状相。其研究了

0.7% 铁含量的 Al-Si 合金, 而再生铝中由于铁的富集, 如 ADC12 压铸铝合金, 其铁含量已至 1.5%, 实际上铁含量还会更高<sup>[8]</sup>。通过 Co 变质的 Al-Si-Fe 合金, 其第二相形貌粗大, 且易聚集并形成团簇, 其力学性能并未达到商用合金要求。据报道<sup>[9]</sup>, Co 对 Si 相作用较弱, 无法细化共晶硅, 而共晶硅是铝硅合金的基体相, 即使富铁相细化效果较好, 对合金力学性能的提升也有限, 需在调控富铁相形貌的同时细化共晶硅组织, Al-Si-Fe-Co 合金也有待进一步优化。稀土元素被广泛用于合金相调控, Ce<sup>[10]</sup>、Y<sup>[11]</sup>、Sm<sup>[12]</sup>等已被用来调控铝合金的第二相形貌, 从而提升力学性能。据报道<sup>[13]</sup>, 稀土元素 Er 对合金第二相调控有明显效果, 且对 Al-18Si 合金中初晶和共晶硅相均有变质的作用。黄元春等<sup>[14]</sup>报道了 Er 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中的存在形式及其“遗传效应”。Tang 等<sup>[15]</sup>针对 Al-10Si-0.8Fe-xEr 合金的组织与性能的关联性进行了报道。上述研究表明, Er 对第二相有较好的细化变质效果。基于 Al-Si-Fe-Co 合金组织有待优化, 其力学性能无法达到商用铝合金要求, 故在调控 Al-Si-Fe-Co 合金第二相形貌后, 尝试微量添加稀土元素 Er, 对富铁相和共晶硅形貌同时调控, 进一步提升铝合金的力学性能。

本实验以 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co(Fe/Co=1:1.5)合金

收稿日期: 2019-10-24

基金项目: 国家自然科学基金(51661004); 广西自然科学基金(2017GXNSFAA198271); 广西创新驱动项目(AA17202011-1, AA18242003); 广西生态型铝产业协同创新中心项目(20190255)

作者简介: 唐 鹏, 男, 1980 年生, 博士, 讲师, 广西大学资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004, 电话: 0771-3232200, E-mail: tp@gxu.edu.cn

为对象, 依次递增增加稀土 Er 元素含量, 探索 Er 元素对 Al-Si-Fe-Co 合金的组织、拉伸性能、摩擦磨损性能的影响, 并通过 OM、XRD、SEM/EDS、拉伸断口及摩擦表面形貌变化等试验, 分析合金组织与性能的关联性, 探索 Er 元素对 Al-Si-Fe-Co 合金均匀化及强化作用机制, 以期为 Al-Si-Fe-Co 系铝合金的研究及其商业应用提供实验及理论依据。

## 1 实验

采购市售的 Al-10Si、Al-10Co、Al-75Fe、Al-10Er 中间合金, 以 Al-10Si-1.5Fe-2.3Co- $X$ Er( $X=0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, \%$ )为标准进行熔炼配制。首先, 将 Al-10Si 合金放入石墨坩埚, 同时加覆盖剂(NaCl+KCl), 将坩埚电阻炉设置为 750 °C, 升温待合金熔化后, 加入 Al-75Fe、Al-10Co 合金, 充分搅拌并保温 10 min; 其次, 将电阻炉温度设置为 850 °C, 升温待温度稳定后, 加入锡纸包覆的 Al-10Er 合金, 充分搅拌并保温 30 min; 然后将电阻炉温度设置为 720 °C 降温并稳定后, 加  $C_2Cl_6$  精炼剂, 静置 10 min。扒渣, 将熔体浇注至 200 °C 预热金属型模具( $\Phi 25 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$ )中, 待试样冷却至室温, 用直读光谱仪测试成分, 具体见表 1。

金相试样用 0.5% HF 溶液腐蚀, 采用蔡司光学显微镜(OM, Axio Observer. A1)观察并分析金相变化。用日立扫描电镜(SEM, Hitachi TM4000Plus)及自带能谱仪(EDS, IXRF Modle 550i)观察试样形貌和分析元素组成。用 X 射线衍射仪(XRD, Rigaku D/Max

2500v/pv)进行物相分析。在 Instron 8801 试验系统上进行拉伸测试, 拉伸速率 1 mm/min, 试样制作采用 ASTM E8M-04 标准。采用 MM-2000 型摩擦磨损试验机测磨损性能, 试样尺寸为 30 mm $\times$ 7 mm $\times$ 8 mm, 摩擦副尺寸为外径 40 mm, 内径 20 mm, 厚度为 15 mm 的圆环, 材料为 TG20 型硬质合金(硬度为 HRC65); 磨损测试参数取转速 200 r/min, 载荷 200 N, 时长为 30 min (6000 转)。

## 2 实验结果

### 2.1 Er 含量对 Al-Si-Fe-Co 合金显微组织的影响

图 1 为 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co- $X$ Er 合金的金相组织, 其中右上角是放大的金相图片。从图中可见, 其主要由块状或者短棒状的铁钴相, 细针状共晶硅及树枝状  $\alpha$ -Al 晶粒组成。在低倍图中, 可见 Er 对 Al-Si-Fe-Co 合金中块状或者短棒状第二相形貌影响不大, 第二相为块状、粗长针状分布, 随着 Er 元素含量增加, 第二相均匀分布程度有显著差异。在高倍图中, 可见  $\alpha$ -Al 晶粒得到一定细化, 但随着 Er 含量增加,  $\alpha$ -Al

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the alloys ( $\omega/\%$ )							
Sample No.	Si	Fe	Co	Er	Zn	Cu	Al
0#	10.78	1.51	2.27	0	-	-	Bal.
1#	10.7	1.50	2.26	0.11	<0.01	<0.01	Bal.
2#	10.43	1.49	2.24	0.29	<0.01	<0.01	Bal.
3#	9.99	1.49	2.24	0.52	<0.01	<0.01	Bal.
4#	10.87	1.48	2.23	0.71	<0.01	<0.01	Bal.

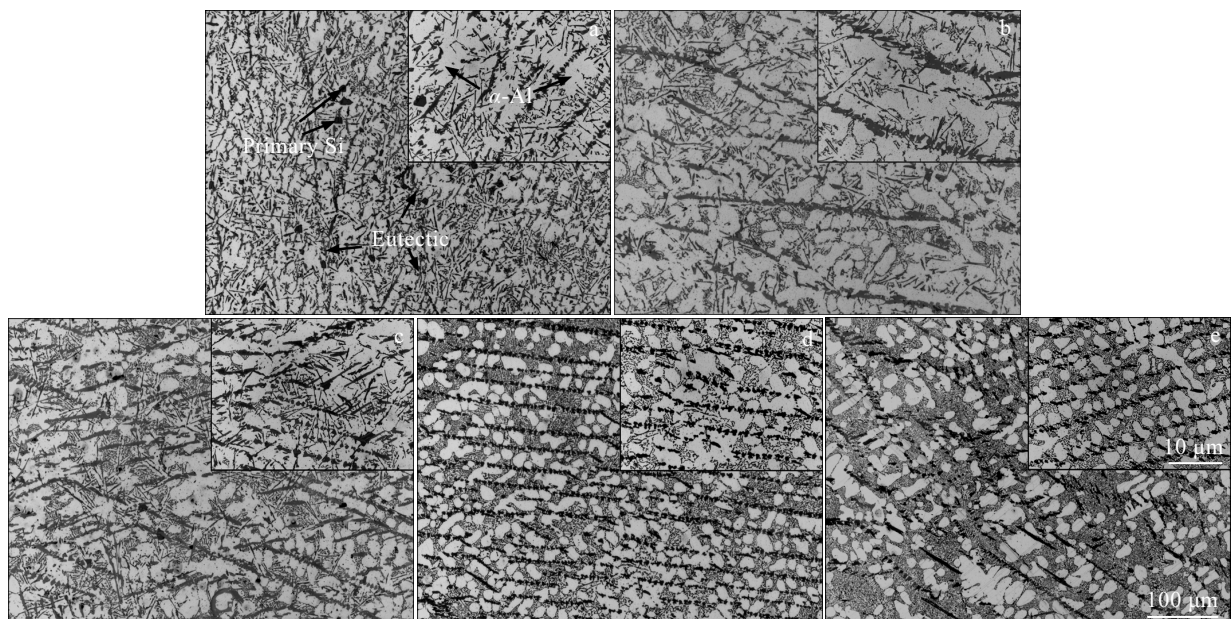


图 1 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co- $X$ Er 合金的金相组织

Fig.1 Optical microstructures of the Al-10Si-1.5Fe-2.25Co- $X$ Er alloys: (a)  $X=0$ , (b)  $X=0.1$ , (c)  $X=0.3$ , (d)  $X=0.5$ , and (e)  $X=0.7$

晶粒间距逐渐变大, 树枝晶越来越不明显。由图 1a 可见, 未加入 Er 时共晶硅呈细小、长短不一针状分布于基体中, 有的长度甚至比铁钴相的短棒状长度略长; 添加 0.1% 的 Er 之后, 共晶硅相得到了一定程度的细化, 但小针状共晶硅相仍然在, 如图 1b 所示; 随着元素 Er 含量增多, 共晶硅的细化更加明显, 且圆粒状组织增多; 当含量为 0.5% 时, 共晶硅最为细小, 达到最佳细化效果, 如图 1d 所示; 但 Er 含量大于 0.5% 时细化效果不再显著, 甚至出现粗大的长针状物相, 如图 1e 所示。

## 2.2 Er 含量对 Al-Si-Fe-Co 合金力学性能的影响

### 2.2.1 拉伸性能及分析

图 2 为添加不同 Er 含量对合金室温力学性能的影响。图中可见, Er 的添加有利于提升合金的抗拉强度, 随着合金中 Er 含量增加, 合金抗拉强度有所提高。当 Er 含量为 0.5% 时, 合金的抗拉强度达到最大值 160.8 MPa, 相比于未添加 Er 的 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co 合金提高 5% 左右; 随着 Er 含量的进一步加大, 抗拉强度有所下降。合金的塑性随 Er 的增加也得到增强, 在 Er 含量为 0.1% 到 0.3% 之间的提高最为明显; 达到 0.5% Er 含量时, 断后延伸率达到最大值, 为 1.89%, 相比于未添加 Er 的合金提高了 19.6%。因此, 在该合金中添加 Er 元素对合金材料的塑性提升比对材料强度的提高要明显。同时过量的 Er 也会导致合金材料的塑性降低。加 Er 后, 合金硬度均有降低, 可能与合金中富 FeCo 化合物的均匀性及  $\alpha$ -Al 二次枝晶间距增大有关。随着 Er 元素的继续添加, 硬度值有所回升。但

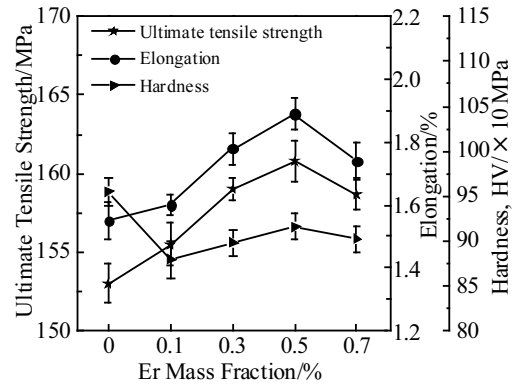


图 2 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的室温抗拉强度、延伸率和硬度

Fig.2 Ultimate tensile strength, elongation and hardness of Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys at room temperature

Er 含量为 0.5% 时, 合金 HV 硬度升高至 916 MPa, 随后硬度降低。

图 3 为试样拉伸后的断口形貌。添加 0.1% Er 的断口形貌(图 3b)与原始合金的断口形貌(图 3a)相比变化很小; 当 Er 添加量为 0.3% 时, 有细小韧窝分布于断口形貌中, 韧窝中间掺杂着凸起的棱状断面, 如图 3c 所示; 当 Er 添加量达到 0.5% 时, 断口中的韧窝状数量增多且较小, 如图 3d 所示。可能是由于共晶硅的组织细化, 但其合金中初生硅、富铁相等第二相并未得到很好细化, 以至于其抗拉强度提高较小, 而由共晶

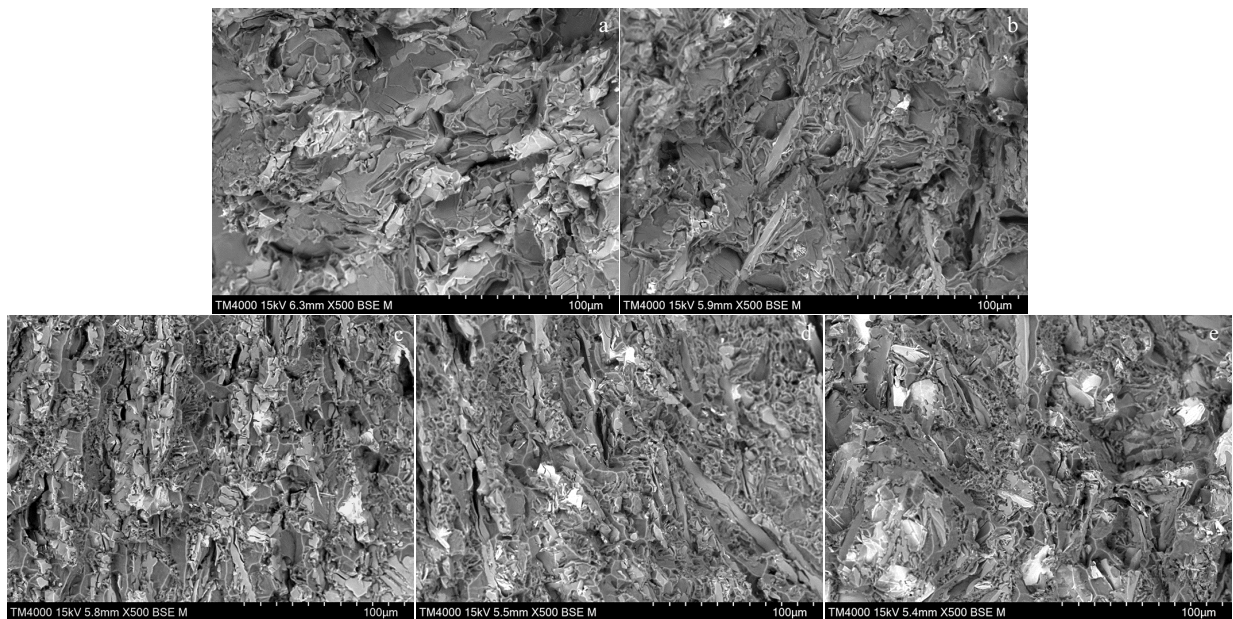


图 3 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys: (a) X=0, (b) X=0.1, (c) X=0.3, (d) X=0.5, and (e) X=0.7

硅细化所导致的韧窝使得合金塑性提升，因此表现出合金添加 Er 后其塑性提升的幅度大于强度的提高幅度。另一方面，也说明高铁铝硅合金中富铁化合物相的形貌结构是决定合金拉伸性能的关键因素。当 Er 过量添加时，使拉伸断口中的亮色组织增多，如图 3e 所示，使抗拉强度有所下降。可能是合金中针状富 Er 相出现，对合金基体产生割裂作用，在拉伸应力作用下容易产生裂纹源，降低合金强度及塑性。

2.2.2 摩擦磨损性能及分析

图 4 为合金磨损量和摩擦系数与 Er 含量的关系图。当添加 Er 后合金磨损量加大，而继续添加 Er，磨损量开始下降。当 Er 含量 $\geq 0.5\%$ 时，磨损量不再降低，此时相比于未添加 Er 的合金磨损量增大了 0.025 g。而随着 Er 的添加，平均摩擦系数增大，当 Er 含量为 0.1%时，平均摩擦系数达到 0.78，并随着 Er 含量的增多而逐渐下降，当 Er 含量为 0.7%时，平均摩擦系数最低，为 0.76，但是还是比未添加 Er 元素 0#合金的摩擦系数（0.69）大。

图 5 为不同 Er 含量合金的瞬时摩擦系数曲线。图 5a 为 Al-Si-Fe-Co 合金的瞬时摩擦系数的变化曲线，其值在 0.65~0.70 之间变化，摩擦过程中波动相对稳定。图 5b 为加入 0.1%Er 元素后合金的瞬时摩擦系数曲线，图中有几个明显的大波浪，整体波动比较大，在分隔的 300 s 左右的短时间内曲线波动存在一定的

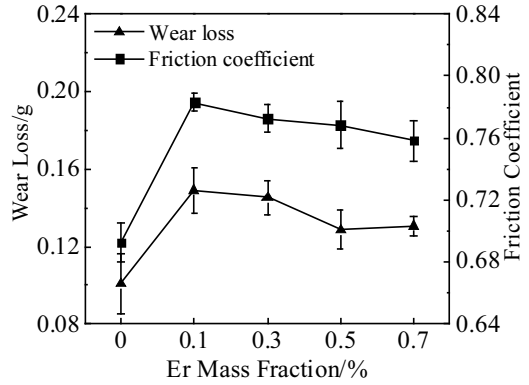


图 4 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的磨损量和摩擦系数  
Fig.4 Wear losses and friction coefficients of Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys

规律性，磨损也较为均匀。图 5c 为添加 0.3%Er 合金的摩擦系数，前 750 s 波动少，磨损稳定，后 750 s 随着材料的掉落，磨损的波动开始变大；Er 含量达到 0.5%时，随着共晶硅的细化，磨损过程也相对变得平稳，平均系数在 0.76 左右波动，如图 5d 所示。图 5e 为 Er 元素添加量达到 0.7%的合金的摩擦系数，该合金材料在 300 s 到 600 s 这段时间内的磨损波动突然变大，之后趋于相对稳定。针状富 Er 相的出现导致材料的均匀性有所变化，因而出现较大的波动。总体来说，

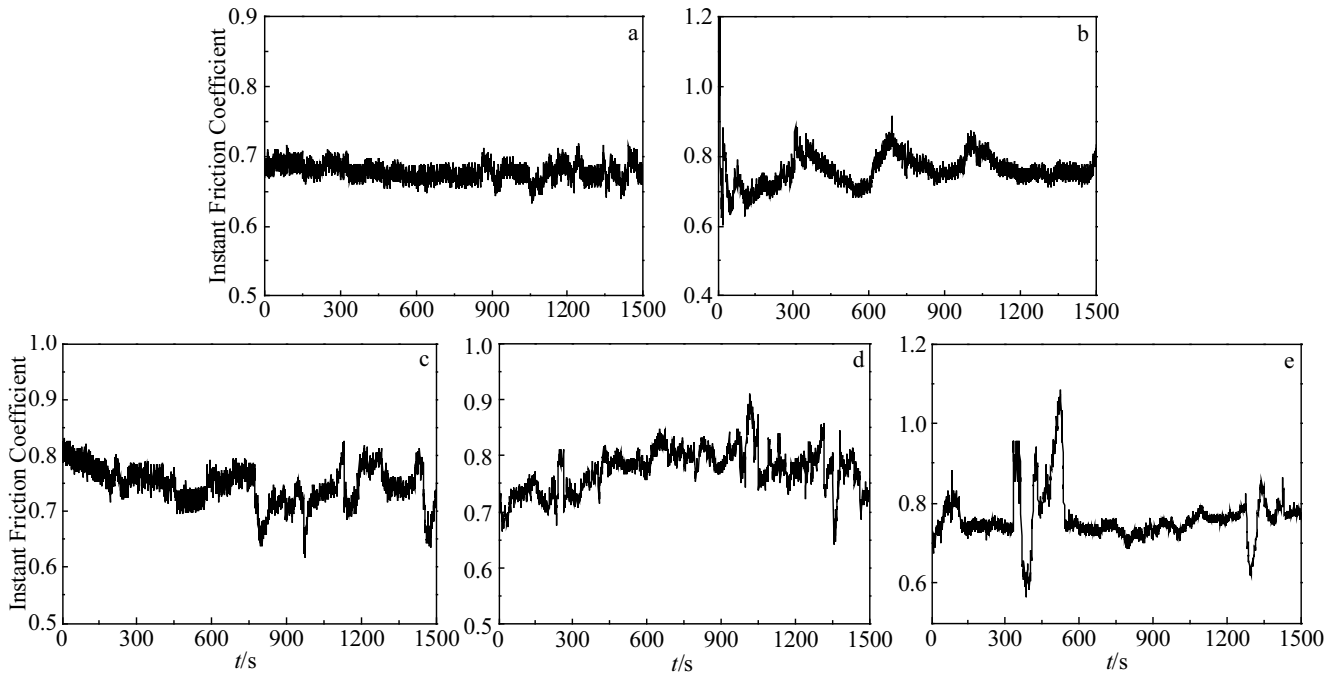


图 5 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的瞬时摩擦系数

Fig.5 Instant friction coefficients of the Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys: (a) X=0, (b) X=0.1, (c) X=0.3, (d) X=0.5, and (e) X=0.7

相比于未添加 Er 的原始合金的瞬时摩擦系数曲线(图 5a), 添加 Er 后的合金共晶硅的细化并不能使合金材料的耐磨性能得到提高, 反而有所降低, 可见在高铁变质铝硅合金中添加 Er 元素并不能使该合金材料的耐磨性能得到明显的提高。

图 6 为添加 Er 前后合金的磨损表面形貌图。原始合金磨损表面平整而光滑, 沟纹细小而浅, 其磨损方式主要以机械擦伤为主, 如图 6a 所示。当 Er 含量为 0.1% 时, 磨损形貌中可见右侧较为光滑, 犁沟纹较浅与原始合金(图 6a)类似, 而左半边出现了较深的沟壑, 可能是掉落的硬质相磨削所致。说明该 Er 含量下的组织细化不均匀, 在磨损过程中磨损的不均匀性与图 5b 中的曲线变化一致, 如图 6b。添加 0.3% Er 合金材料磨损面, 出现长条状剥落痕, 与磨损后半段合金材料软化有关, 说明该合金的高温耐磨作用相对较差, 如图 6c 所示。当 Er 含量为 0.5% 时, 因合金中的共晶硅细化效果较好, 材料中共晶硅的均匀性有所改善, 磨损面平整, 刮痕较少且浅, 如图 6d 所示; 一定程度上减少了磨损量, 在磨损过程中的波动也相对较为平稳, 其平均摩擦系数也相对有所减小, 具体如图 4 所示。随着 Er 含量达到 0.7% 时, 其磨损形貌中的小颗粒增多, 在颗粒掉落后使其瞬时摩擦系数呈现出跳跃性突增和突减, 磨粒在压力磨损过程中起到磨损介质的作用使磨损加剧, 针状富 Er 相的析出是颗粒增多的直接原因, 如图 6e 所示。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 显微结构分析

为进一步确认合金中第二相的成分组成, 对添加 Er 元素的合金试样在扫描电镜下拍摄电镜图片, 并对组织中的主要物相进行 EDS 能谱分析, 结果如图 7 所示。

从图 7 中可见, 选区 1 主要由 Al 和 Si 元素组成, 其原子比接近共晶硅, 可初步判断该细小针状第二相为共晶硅组织, 而大块状为初生硅组织。由选区 2 可见, 其元素有 Al、Si、Fe 和 Co, 主要呈粗大方块状, 是原始合金中主要的铁钴第二相组织。选区 3 中的主要元素是 Al 和 Er, 其原子比接近 3:1, 判断为  $Al_3Er$  相, 在原始合金中加入 Er 元素后, 出现了大量的  $Al_3Er$  相, 细化了  $\alpha-Al$  的晶粒度。选区 4 的元素是 Al、Si 和 Er, 说明加入的 Er 元素与合金中的 Si 相作用, 形成了新相。图 7 中各点的 EDS 结果如表 2 所示。

为进一步确定在 Al-Si-Fe-Co 合金中加入微量 Er 元素后第二相组织的变化, 对原始合金和加入 0.5%Er 的合金进行 XRD 分析。图 8 中  $X=0$  谱线为 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co 合金 XRD 图谱。图 8 中  $X=0.5$  谱线为 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-0.5Er 合金的 XRD 图谱。对比可知, 含 0.5% Er 合金中出现  $Al_3Er$  相和  $AlEr_4Si_3$  相, 也证明图 7 中的点状和棒状相为富 Er 相, 其他的相结构没有明显变化。同时  $Co_3Fe_7$  相也出现在了含 Er 合金中, 但在图 7 的 SEM 中并未明显发现该物质。

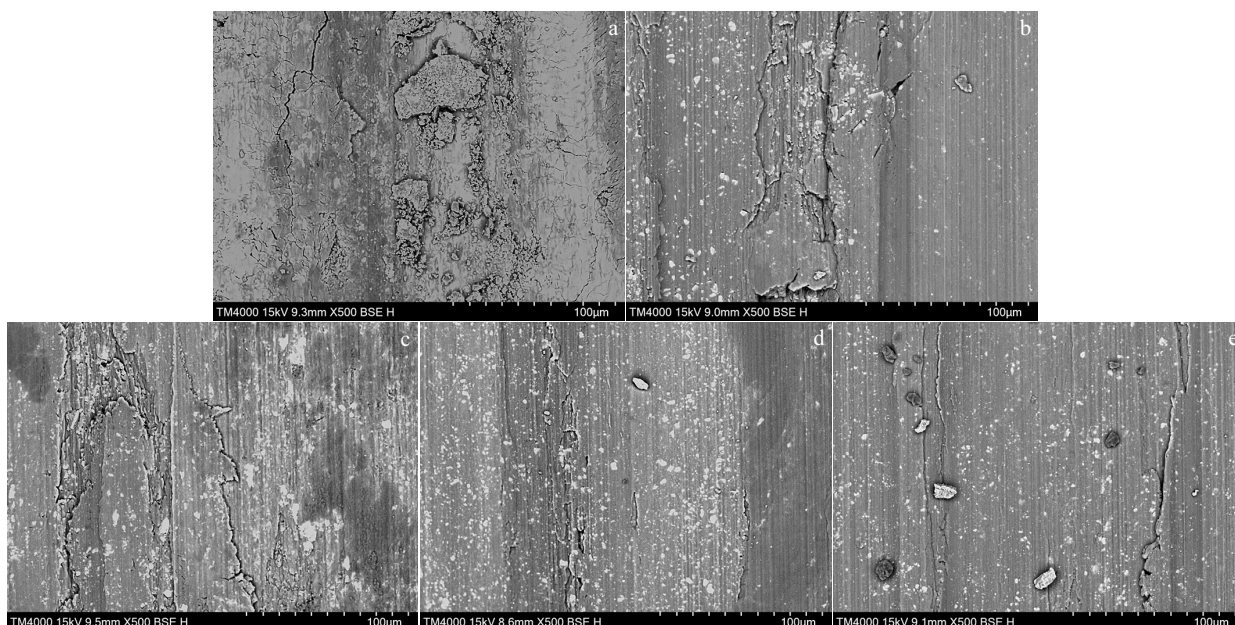


图 6 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的磨损表面形貌

Fig.6 Wear surface topographies of the Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys: (a)  $X=0$ , (b)  $X=0.1$ , (c)  $X=0.3$ , (d)  $X=0.5$  and (e)  $X=0.7$

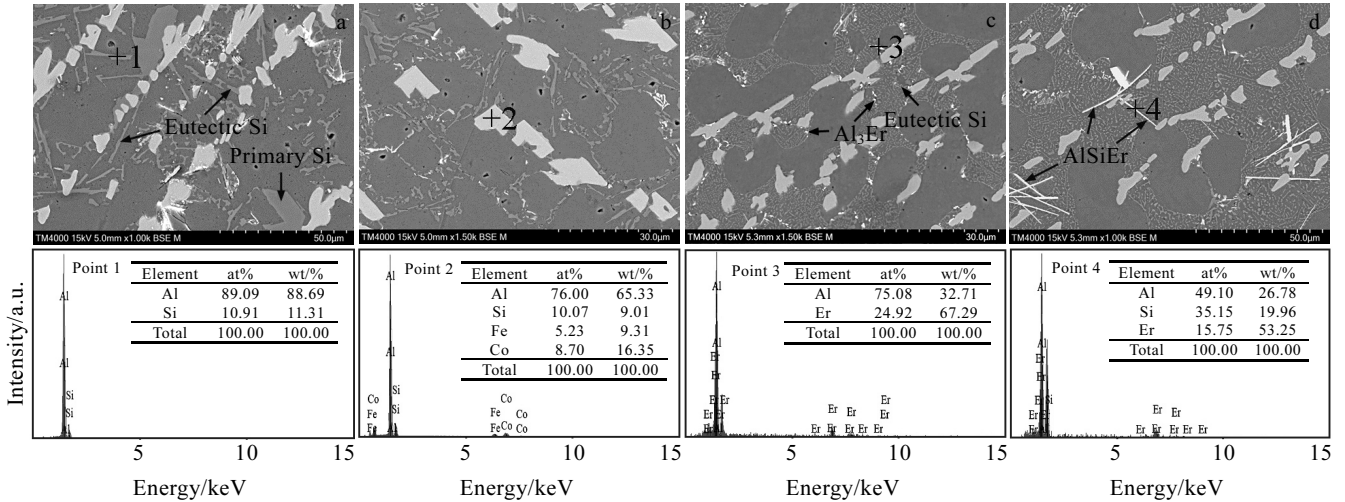


图 7 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr 合金的 SEM 形貌及对应标注点的 EDS 分析

Fig.7 SEM morphologies and EDS results of marked points for the Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloys: (a) X=0.1, (b) X=0.3, (c) X=0.5, and (d) X=0.7

表 2 图 7 中各点的 EDS 分析结果

Table 2 Results of EDS analysis at each point in Fig.7 (at%)

Point	Al	Si	Fe	Co	Er	Phase
1	89.09	10.91	-	-	-	Eutectic Si
2	76.00	10.07	5.23	8.70	-	Al <sub>15</sub> (Fe,Co) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>
3	75.08	-	-	-	24.92	Al <sub>3</sub> Er
4	49.10	35.15	-	-	15.75	AlEr <sub>4</sub> Si <sub>3</sub>

结合 EDS 和 XRD 数据, 在 Al-Si-Fe-Co 合金中加 Er 后, 合金组织中的第二相主要有: 初生硅、共晶硅、FeCo 化合物 Al<sub>15</sub>(Fe,Co)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>、Al<sub>3</sub>Er、AlEr<sub>4</sub>Si<sub>3</sub> 相。

### 3.2 Er 的作用机理及对性能影响分析

Er 是一种用于微合金化的稀土元素, 研究发现, 在高铁变质合金中添加适量的 Er 可以使合金中的共晶硅得到很好的细化效果。在未添加 Er 元素时, 共晶硅的生长有一定的生长面(111), 使其在凝固结晶长大过程中择优取向[211]。在平衡结晶界面上, 共晶硅和铝在固有的台阶上通过原子沉积在孪晶面两侧的晶面上而不断长大, 从而出现未细化的条状共晶硅相。添加 Er 稀土元素细化变质后, Er 可以吸附在 Si 相的固液界面上, 在 Si 相的生长孪晶上富集。因距离界面不同位置处的合金浓度分布不均匀, 使凝固液相线温度随之改变而形成成分过冷, 导致固有的生长台阶生长失去优势, 从而改变 Si 相原本的生长方向<sup>[3]</sup>。根据凝固驱动热力学公式<sup>[16]</sup>:

$$\Delta G_v = -\frac{\Delta H \Delta T}{T_m} \quad (1)$$

式中,  $\Delta G_v$  为相变驱动力;  $\Delta H$  为凝固潜热;  $T_m$  为平

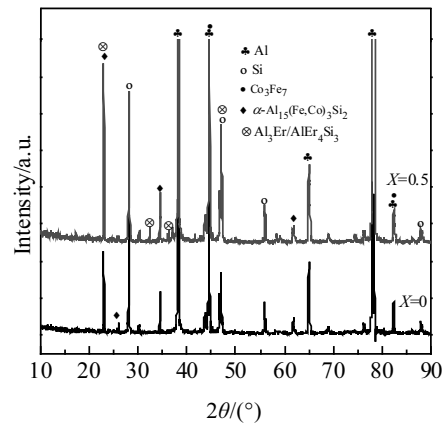


图 8 未加 Er 合金和添加 0.5%Er 合金的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of Al-10Si-1.5Fe-2.25Co-XEr alloy

衡凝固温度;  $\Delta T$  为过冷度。  $\Delta H$  和  $T_m$  对一特定金属或者合金为定值, 因此过冷度  $\Delta T$  ( $\Delta T = T_m - T$ ) 越大, 则凝固驱动力越大。铝合金中 Er 的富集阻碍铝熔体中的 Si 原子扩散, 阻止 Si 相的长大, 增大共晶硅的成分过冷, 促进大量孪晶以凹角沟槽机制生长, 由条片状转变为圆点状<sup>[17]</sup>。

研究发现<sup>[18]</sup>, Er 变质效果与共晶相界面生长速率有关系, 据共晶生长理论中生长速率与再辉温度关系:

$$V_G = \mu(\Delta T)^n \quad (2)$$

式中,  $V_G$  为生长速率;  $\mu$  为生长常数;  $\Delta T$  为共晶再辉温度。根据凝固分析, 在亚共晶铝硅合金中添加 Er 可以使共晶再辉温度增大, 一定程度上增大了共晶硅

界面生长速率。当该速率大于共晶硅形貌转变时的临界冷却速率时,使共晶硅得到变质细化<sup>[19]</sup>。值得注意的是,共晶硅的变质细化达到一定的临界值时,细化效果与共晶硅的生长速度并无关系<sup>[20]</sup>。在再生铝硅合金中首先析出的是  $\alpha$ -Al,富 Er 相析出在  $\alpha$ -Al 上,降低了  $\alpha$ -Al 的生长速率,对其生长起到一定的抑制作用,从而在 0.3%Er 含量时对合金中的  $\alpha$ -Al 相起到一定的细化作用。

Co 通过改变合金中杂质元素形成的物相结构、分布和形貌改善合金性能,而 Er 主要是通过自身形成的析出相产生晶粒细化和强化等作用来提升合金力学性能。Er 细化变质使高铁铝硅合金的抗拉性能得到小幅度的提高,而断后延伸率的提高却相对明显。Er 元素在合金中通过微合金化能够形成  $L1_2$  结构(属于面心立方结构)的亚稳析出  $Al_3Er$  相,Er 在合金中的低固溶度有利于  $Al_3Er$  相的析出,弥散分布于合金中起到弥散强化的作用,同时  $Al_3Er$  粒子与基体保持着共格关系有利于增强其稳定性,从而使合金的抗拉强度有所提升<sup>[1,21]</sup>。共晶硅的细化则是延伸率提高的关键,根据 Hell-Patch 公式晶粒细化提升合金的屈服强度,从而提高合金塑性。从添加 Er 后与添加 Co 后的合金拉伸性能的提升幅度和拉伸断口的形貌来看,图 3 所示,添加 Er 的合金断口中的突起棱状的主体晶块并未得到改善,说明富铁相是制约合金强度提高的关键因素。

通过在相同条件下对添加 Er 后的细化合金进行摩擦磨损性能测试可知,变质细化后的合金的耐磨性能有一定程度的下降。从图 6 的磨损面整体形貌来看,主要出现了犁沟、点蚀、剥落等形态,其基本摩擦方式主要以磨粒磨损为主。根据磨粒磨损模型中磨粒体积损失公式<sup>[22]</sup>:

$$\frac{dV}{dS} = K \frac{W}{H} \quad (3)$$

式中,  $S$  为磨粒滑动距离;  $V$  为试样材料在  $S$  距离下被磨损掉的体积;  $K$  为常数(由磨粒的硬度、数量等因数决定);  $W$  为磨粒所受的载荷;  $H$  为材料硬度。

可见硬度是合金耐磨性能的关键,加 Er 合金的硬度值有不同程度的降低,合金硬度的降低是材料磨损量增大的直接原因。在 Er 的添加量较少时,合金中颗粒未均匀细化,因此在相同条件下磨损层中的颗粒承受的载荷并不均匀,较大的载荷使磨粒相对于磨损面垂直移动而造成一定的冲击磨损,使磨损形貌中出现如图 6b 中的较深沟槽。当 Er 含量达到 0.5%时,合金中的共晶硅得到很好的细化效果,使合金材料中颗粒所受的载荷相对均匀,同时富 Er 相的析出,弥散分布于合金中的  $Al_3Er$  粒子在压力磨损中具有一定增加强

度的作用,合金的硬度有一定提升,使合金的耐磨性得到相对的提高。0.7%Er 含量的合金中析出的针状富 Er 相也具有抵抗合金磨损的作用,但是针状相增大了与基体的差异性,在磨损过程中更容易掉落而形成新的磨损介质,一定程度上对材料的耐磨性能不利。从研究结果来看,Er 与 Co 并未产生很好的化学复合反应,原因可能是 Er 的原子半径大小(0.245 nm)与 Co 的原子半径大小(0.167 nm)相差较大,使它们之间的反应不易发生,同时块状的富钴铁金属化合物具有相对稳定性,Er 的析出并不会抑制其生长,从而达不到细化的目的;因此,相对于 Al-10Si-1.5Fe-2.25Co 合金,添加 Er 原子之后破坏了原先合金的整体均匀性,从而使合金的硬度降低,很大程度上导致合金的耐磨性下降。

## 4 结 论

1) 通过在高铁变质铝硅合金中添加 Er 可以有效细化共晶硅相。当添加 Er 含量为 0.5%时共晶的细化效果达到最佳,同时  $\alpha$ -Al 相也有一定的细化,但效果不明显,Er 过量(0.7%)会导致针状富 Er 相的析出。添加 Er 元素对块状富铁相几乎没有任何的细化作用。

2) 细化变质后的合金塑性得到增强,抗拉强度也有所提升,但是相比于塑性的提升幅度提高较小。当 Er 含量为 0.5%时,抗拉强度最大值为 160.8 MPa,断后延伸率为 1.89%,相比于未添加 Er 的合金分别提高了 5%和 19.6%。Er 过量会导致强度和塑性有所降低。

3) 添加 Er 细化合金后,相同摩擦磨损试验条件下,耐磨性能出现了不同程度的下降。随着 Er 的添加,合金硬度也有所上升,当 Er 含量为 0.5%时耐磨性能回升到添加 Er 合金中的最佳耐磨性能,但是相比于原始合金的耐磨性还是有所降低。

## 参考文献 References

- [1] Nie Zuoren(聂祚仁), Wen Shengping(文胜平), Huang Hui(黄晖) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2361
- [2] Bolzoni L, Hari Babu N. *Applied Materials Today*[J], 2016, 5: 255
- [3] Yan Hong(闫洪), Zhang Jingqi(张敬奇), Zhang Su(张苏). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2013, 27(S2): 285
- [4] Puncreobutr C, Lee P D, Kareh K M et al. *Acta Materialia*[J], 2014, 68: 42
- [5] Ma Z, Samuel A M, Doty H W et al. *Mater & Design*[J], 2014, 57: 366
- [6] Bjurenstedt A, Casari D, Seifeddine S et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 130: 1

- [7] Sha Meng(沙 萌), Wu Shusen(吴树森), Wang Xingtao(王行涛). *Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2012, 32(1): 23
- [8] Li Jinfu(李金富), Zhou Yaohe(周尧和). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(5): 627
- [9] McDonald S D, Nogita K, Dahle A K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 422(1-2): 184
- [10] Fan Chao(范 超), Long Siyuan(龙思远), Wu Mingfang(吴明放) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3073
- [11] Wan Binbin, Chen Weiping, Liu Lusheng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 666: 165
- [12] Hu Zhi, Yan Hong, Rao Yuansheng. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 3228
- [13] Li Qinglin, Xia Tiandong, Lan Yefeng Li. *Materials Science & Engineering A* [J], 2013, 588: 97
- [14] Huang Yuanchun(黄元春), Zhang Chuanchao(张传超), Ren Xianwei(任贤魏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 2848
- [15] Tang Peng, Liu Yiyuan, Zhao Yanjun et al. *Scanning*[J], 2020(4): 1
- [16] Liu Quankun(刘全坤), Zu Fangqiu(祖方遒), Li Mengsheng(李萌盛). *Basic Principle of Material Forming*(材料成形基本原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2013
- [17] Lu S, Hellawell A. *Journal of Crystal Growth*[J], 1985,73(2): 316
- [18] McDonald S D, Dahle A K, Taylor J A et al. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2004, 35A(6): 1829
- [19] Zheng Xuebin(郑学斌). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2010
- [20] Ding Wenjiang(丁文江), Huang Liangyu(黄良余), Zhai Chunquan(翟春泉) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1983(2): 30
- [21] Zhu Sheng(朱 胜), Qiu Liu(邱 六), Wang Xiaoming(王晓明) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(18): 78
- [22] Wen Shizhu(温诗铸), Huang Ping(黄 平). *Tribology Principle*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2012

## Effect of Rare Element Er on Microstructure and Properties of Al-Si-Fe-Co Alloy

Tang Peng<sup>1,2,3</sup>, Liu Yiyuan<sup>1</sup>, Huang Huiyi<sup>4</sup>, Hu Zhiliu<sup>1</sup>, Zhao Yanjun<sup>1,2</sup>

(1. Guangxi University, Nanning 530004, China)

(2. Guangxi Key Laboratory of Processing for Non-ferrous Metal and Featured Materials, Nanning 530004, China)

(3. Guangxi Alnan Institute of Aerospace Transit Aluminum Alloy and Application, Nanning 530031, China)

(4. Alnan Aluminium Co., Ltd, Nanning 530200, China)

**Abstract:** The effects of rare element Er on microstructure and properties Al-Si-Fe-Co alloy were studied by optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM)/energy dispersive spectrometer (EDS), X-ray diffraction (XRD), room temperature tensile and frictional wear. The results show that the Er element can effectively refine the eutectic silicon structure in the high-iron aluminum-silicon alloy after Co metamorphism. When the addition amount of Er element is 0.5wt%, the eutectic silicon has the best refining effect; At the same time,  $\alpha$ -Al also obtains a certain refinement, and excessive Er will lead to the precipitation of acicular Al<sub>3</sub>Er phase, but the Er element has no obvious refinement effect on the bulk iron-rich phase. With the refinement of eutectic silicon, the plasticity of the alloy is enhanced and the tensile strength is also improved. When the Er content is 0.5wt%, the maximum tensile strength is 160.8 MPa and the elongation after fracture is 1.89% which are increased by 5.0% and 19.6%, respectively, compared to those of the alloy without Er addition. However, when excessive Er element is added, acicular Al<sub>3</sub>Er phase will precipitate out, weakening the metamorphism effect of blocky Fe-rich phase and reducing the strength and plasticity of the alloy. At the same time, with the increase of Er content, the distribution of the second phase structure becomes more uniform, the hardness of the alloy increases, and the wear rate and friction coefficient decrease.

**Key words:** Al-Si-Fe-Co alloy; Er element; microstructure; refinement and modification; mechanical properties