

Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相析出动力学研究

赵 倩¹, 袁晓光¹, 黄宏军¹, 赵 鹏²

(1. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 沈阳市装备制造工程学校, 辽宁 沈阳 110026)

摘 要: 通过组织观察、性能检测和差热分析 (DSC) 试验, 研究了不同 Er 元素含量下 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金时效硬化曲线、TEM 组织、 β'' 相的析出激活能和 TTT 曲线, 并得到对应的 β'' 相析出动力学方程和 TTT 表达式。结果表明: Er 元素的添加促进了 β'' 相的析出, 在 540 °C 固溶 1 h+180 °C 时效 5 h 时, Al-Mg-Si-Zr-0.3Er 合金中的 β'' 相细小均匀的弥散析出; 随 Er 元素含量增加, 合金硬化速率明显加快, 软化速率降低, 合金 β'' 相析出激活能降低, 分别为 96.3、93.6 和 84.9 kJ/mol; 析出动力学方程分别为: $Y_{Er0.1}=1-\exp[-1.534 \times 10^{13} t^{1.5} \exp(-17382.7/T)]$ 、 $Y_{Er0.2}=1-\exp[-5.865 \times 10^{12} t^{1.5} \exp(-16895.3/T)]$ 、 $Y_{Er0.3}=1-\exp[-2.965 \times 10^{11} t^{1.5} \exp(-15324.9/T)]$; TTT 曲线方程分别为: $T_{Er0.1}=17382.7/[30.4+1.5 \ln t - \ln \ln(1-Y)^{-1}]$ 、 $T_{Er0.2}=16895.3/[29.4+1.5 \ln t - \ln \ln(1-Y)^{-1}]$ 、 $T_{Er0.3}=15324.9/[26.4+1.5 \ln t - \ln \ln(1-Y)^{-1}]$ 。

关键词: Al-Mg-Si 合金; β'' 相; 析出动力学; TTT 曲线

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)11-2889-06

6000 系列铝合金具有良好的综合力学性能, 广泛用于合金板材的制备^[1,2]。近些年, 为了进一步改善合金的性能, 国内外开展了大量的微合金化研究工作, 特别是向合金中加入微量 Er 元素的研究工作受到普遍关注^[3-8]。研究表明, 微量合金化元素加入后, 一方面是发挥细晶作用影响再结晶, 另一方面是通过影响时效析出行为, 改善合金性能^[9,10]。当微量合金元素对合金的析出行为产生影响时, 合金中主要强化相的析出动力学可能会发生改变。研究表明, β'' 相是 6000 系列铝合金 T6 峰时效时最主要的强化相^[11,12]。因此, 研究微合金化后铝合金中 β'' 相的析出动力学对研究微量元素对铝合金的影响至关重要。铝合金中 Er 元素含量达到一定值时, 才会形成较多的 Al/Er 化合物^[13]; Zr 元素具有异质核心的作用, 是铝合金中比较常见的细化元素^[14,15]; 如铝合金中同时添加微量 Er 和 Zr 元素, 除发挥微量元素细晶作用外, 还可以形成同时含有 Er 和 Zr 元素的复合相, 直接影响热处理后的合金性能^[16,17]。为此, 本研究以自主研发新型 Al-Mg-Si-Zr-Er 合金板材为研究对象^[18], 通过改变 Er 元素含量, 研究 Er、Zr 元素对 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金中 β'' 相析出动力学的影响, 旨在为该类型铝合金的 Er 元素微合金化提供理论依据。

1 实 验

选用实验材料为添加不同含量 Er 元素的 Al-Mg-

Si-Zr-XEr 合金, 合金成分见表 1。

合金在电阻坩埚炉内熔炼, 在石墨模具中浇铸成锭, 锭材经过 520 °C 保温 12 h 的均匀化处理, 进行挤压, 最终经热轧-冷轧成 2 mm 厚的板材。板材经 540 °C 固溶 1 h 后, 用于差热分析 (DSC), 固溶后的板材经不同时间 180 °C 时效, 用于硬度测试和组织观察。

采用 HB-3000 型布氏硬度计对不同处理态合金板材进行硬度测试; 配有能谱分析系统的 JEM-2100F 型透射电镜观察分析合金的微观形貌; 采用 Perkin-Elmer 7C 型差热分析仪进行 DSC 实验。

2 结果与分析

2.1 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金板材 DSC 曲线和 β'' 相析出激活能

图 1 为固溶后 Al-Mg-Si-Zr-XEr (X=0.1%, 0.2%, 0.3%, 质量分数) 合金板材 DSC 曲线。可以看出, 不

表 1 实验 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys ($\omega/\%$)

Alloy No.	Er	Si	Mg	Mn	Cu	Zr	Al
1	0.11	1.03	0.78	0.22	0.81	0.16	Bal.
2	0.22	1.02	0.80	0.19	0.79	0.15	Bal.
3	0.32	1.04	0.79	0.21	0.79	0.15	Bal.

收稿日期: 2015-11-02

基金项目: 辽宁省第三批特聘教授支持计划

作者简介: 赵 倩, 女, 1984 年生, 博士生, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-25499088, E-mail: qian2006118@126.com

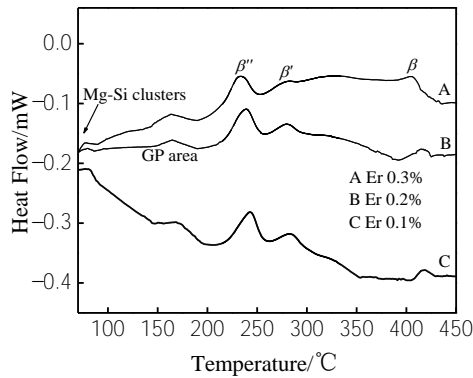


图 1 固溶后 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金板材 DSC 曲线
Fig.1 DSC curves of Al-Mg-Si-Zr-XEr alloy sheets after as-quenched temper

同 Er 元素含量下 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的 DSC 曲线比较相似, 合金固溶淬火态的析出过程都为: Mg、Si 原子团簇化 (峰 1)、形成 GP 区 (峰 2) 以及 β''、β' 和 β 析出 (峰 3、峰 4 和峰 5) [19,20], 所不同的是随着 Er 元素含量的增加, 各析出峰发生左移, 移向较低温度, 这说明 Er 元素促进了 Al-Mg-Si-Zr-Er 合金中各强化相的时效析出, 改变了合金的析出行为。β''相是 Al-Mg-Si 合金 T6 峰时效时最主要的强化相[11,12]。因此, 计算合金 β''相析出激活能是研究铝合金析出动力学的重点。

对于等温转变动力学, 可用 Avrami-Johnson-Mehl[21-23]模型来进行研究:

$$Y = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (1)$$

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

式中, Y 代表时间 t 内新增加的体积分数, 参数 k、n 分别与形核类型和长大方式有关, k₀ 为常数, Q 为激活能, R 为摩尔气体常数, T 为温度。

对式(1)求时间的导数, 可得到析出相体积分数转变率的表达式(3):

$$\frac{dY}{dt} = kf(Y) \quad (3)$$

式中: f(Y)是含有 Y 的隐函数, 且

$$f(Y) = n(1-Y)[- \ln(1-Y)]^{\frac{n-1}{n}} \quad (4)$$

Y 对 T 的表述, 可根据 DSC 实验结果获得:

$$Y = A(T)/A_f \quad (5)$$

式中, A(T)为温度 T 时, 基线与 DSC 曲线峰之间所含面积, A_f为整个峰值面积。

另外, 转变速率 $\frac{dY}{dt}$ 也可以表示成:

$$\frac{dY}{dt} = \left(\frac{dY}{dT}\right)\left(\frac{dT}{dt}\right) = \phi\left(\frac{dY}{dT}\right) \quad (6)$$

式中: φ 为升温速率, 本 DSC 实验中 φ=10 °C/min, 根据式(2)、(3)和(6)可得:

$$\ln\left[\left(\frac{dY}{dT}\right)\left(\phi/f(Y)\right)\right] = \ln k_0 - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

根据形核及长大机制确定 n 值, 获得 f(Y)的表达式, 然后做 $\ln\left[\left(\frac{dY}{dT}\right)\left(\phi/f(Y)\right)\right]$ 对 1/T 的线性关系图, 根据直线斜率即可求出析出相的激活能, 进而建立动力学方程。

图 2 是 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β''相析出峰及其激活能计算过程图。表 2 是 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的 β''相析出动力学参数计算结果。可以看出, 随着 Er 元素含量的增加, β''相析出峰移向较低温度 (图 2a), Y-T 关系图呈“S”形 (图 2b), 反映 β''相析出体积分数随温度升高的变化情况; dY/dt 对于 T 的曲线 (图 2c), 反映了 β''相转变速率; 一般认为, β''相为二维针状形态[24], 是从过饱和和基体中形核并在二维方向长大的析出物, 文献[25]指出, 其 Avrami-Johnson-Mehl 方程中的参数 n 取值为 1.5, 将 n=1.5 代入式(4)并根据式(7), 可作出 $\ln\left[\left(\frac{dY}{dT}\right)\left(\phi/f(Y)\right)\right]$ 与

1/T 的关系图 (图 2d), 由直线斜率可求得 Q, 由截距也可求得常数 k₀, 最终可获得 β''相转变的体积分数随时效温度和时间变化的函数关系式, 见表 2。由表 2 可知, 随 Er 元素含量增加, Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的 β''相激活能明显降低, 其中 Al-Mg-Si-Zr-0.3Er 合金的 β''相激活能仅为 84.9 kJ/mol, 比普通 Al-Mg-Si 合金的 β''相激活能低[25,26], 这进一步说明了 Er 元素的添加对主强化相 β''相的促进作用。

2.2 β''相 TTT 曲线的绘制

在绘制 TTT 曲线时, 需要分别确定析出相的起始和终止转变曲线。对表 2 中 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的 β''相析出动力学方程取对数可得到如表 3 所示的 β''相 TTT 表达式。取体积分数 Y=5% 和 Y=95% 表示析出相转变开始及终止, 将这 2 个体积数值分别代入表 3 中 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的 TTT 表达式, 就得到了转变开始和终止时温度随时间变化的函数关系式。以时间为横坐标, 温度为纵坐标作图, 即可得到 β''相 TTT 曲线, 如图 3 所示。

由图 3 可以看出, 随 Er 元素含量的增加, Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β''相的转变开始线和转变终止线均向左下角偏移, 即促进了 Al-Mg-Si 合金中 β''相的析出。由图 3 可以推算出 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金在各时效温度下 β''相的开始转变时间和转变终止时间。表 4 为时效温度为 180 °C 时, 不同 Er 元素含量的铝合金 β''相的开始转变时间和转变终止时间。由表 4 可以推测出, 时效温度为 180 °C 时, 含 Er 元素 0.1% 和 0.2% 的铝合金峰时效时

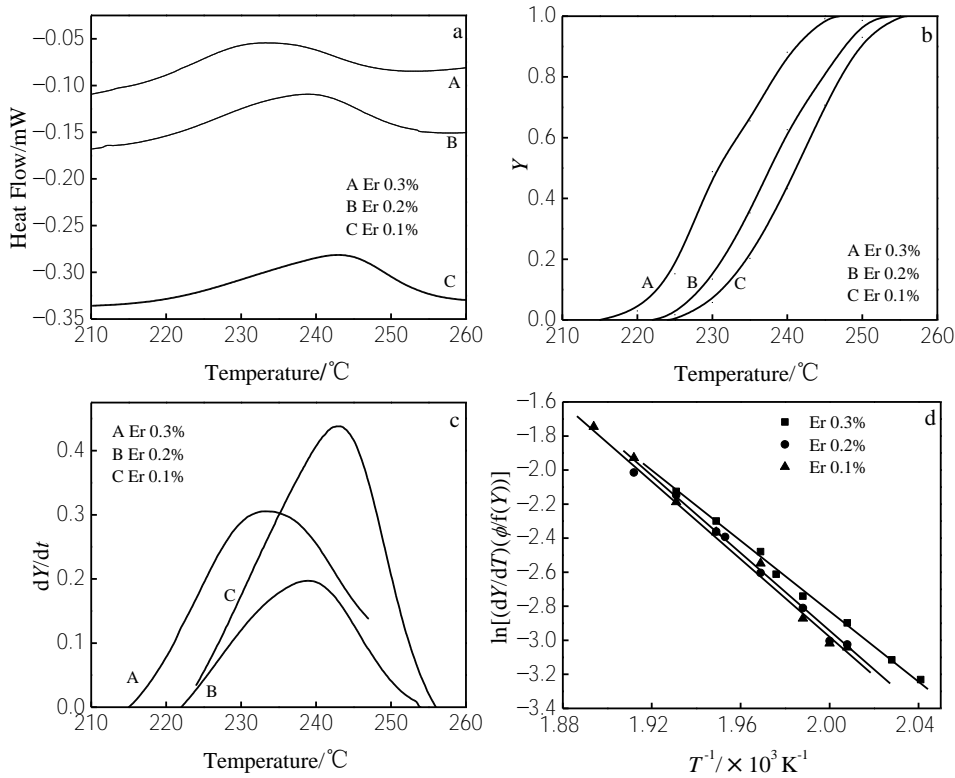


图 2 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相析出峰及其激活能计算过程图

Fig.2 β'' phase formation peaks for Al-Mg-Si-Zr-XEr alloy sheets and the determination of activation energy for β'' phase formation (Y-volume fraction, T-temperature, ϕ -heating rate): (a) β'' phase formation peaks, (b) Y-T curves, (c) dY/dt-T curves, and (d) $\ln[(dY/dT)(\phi/f(Y))]-1/T$ curves

表 2 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相的析出动力学参数

Table 2 Kinetics parameters for β'' precipitation of the Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys

Er content, X/%	Q/kJ mol ⁻¹	k ₀ /× 10 ⁸ min ⁻¹	Kinetics expressions
0.1	96.3	6.168	$Y=1-\exp[-1.534 \times 10^{13} t^{1.5} \exp(-17382.7/T)]$
0.2	93.6	3.252	$Y=1-\exp[-5.865 \times 10^{12} t^{1.5} \exp(-16895.3/T)]$
0.3	84.9	0.4446	$Y=1-\exp[-2.965 \times 10^{11} t^{1.5} \exp(-15324.9/T)]$

表 3 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相的 TTT 表达式

Table 3 TTT expressions for β'' phase of the Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys

Er content, X/%	TTT expressions
0.1	$T=17382.7/[30.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$
0.2	$T=16895.3/[29.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$
0.3	$T=15324.9/[26.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$

间约为 7 h, 而含 Er 元素 0.3%的铝合金峰时效时间仅约为 5 h。为了验证这个结论的正确性, 进一步研究了 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金时效硬化性, 并分析了合金 TEM 显微组织。

2.3 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金时效硬化曲线和 TEM 显微组织

图 4 是不同 Er 元素含量铝合金 180 °C 人工时效硬化

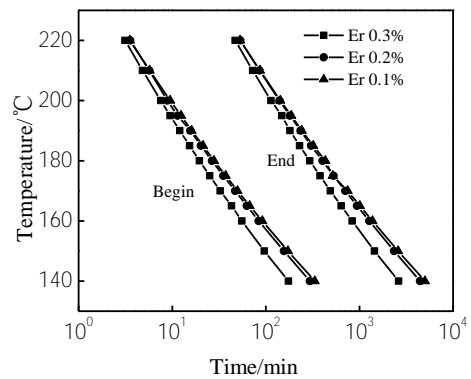


图 3 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相的 TTT 曲线

Fig.3 TTT curves for β'' phase transformation of Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys

表 4 180 °C 时效时, Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相开始转变时间和转变终止时间

Table 4 Begin and end time for β'' phase transformation of the Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys aged at 180 °C

Er content, X/%	Begin time/min	End time/min
0.1	27.94	423.11
0.2	26.68	403.43
0.3	19.49	294.12

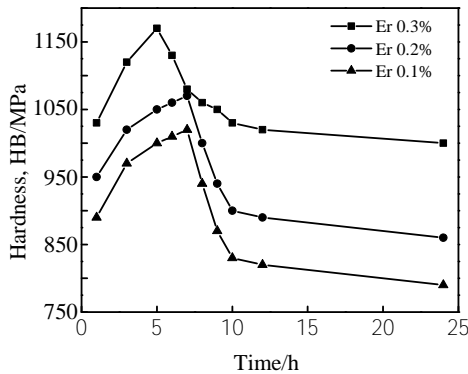


图 4 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 180 °C 时效硬化曲线

Fig.4 Hardness-time curves of Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys aged at 180 °C

曲线。可以看出,随着时效时间延长,不同 Er 元素含量的铝合金硬度均逐渐增加,达到峰值后缓慢下降。但是,随着 Er 元素含量的增加,含 Er 元素 0.3% 的 Al-Mg-Si-Zr-Er 合金硬度明显高于含 Er 元素 0.1% 的铝合金,且硬化速率明显加快,软化速率降低。含 Er 元素 0.3% 的合金在 5 h 时即达到峰值硬度 (HB) 1170 MPa, 而含 Er 元素 0.1% 的铝合金在 7 h 时峰值硬度 (HB) 只有 1020 MPa。这一结果与图 3 中 TTT 曲线所显示的 β'' 相析出时间基本接近,说明图 3 结果可信度较高。

图 5 是不同 Er 元素含量下合金板材 T6 热处理 (540 °C 固溶 1 h, 180 °C 时效 5 h) 后的 TEM 组织。由图 5 不难发现,在 540 °C 固溶 1 h+180 °C 时效 5 h 时,在含 Er 元素 0.3% 的铝合金中,β'' 相已经充分析出,形成了大量细小弥散的针状析出相 (图 5c), 而含 Er 元素 0.2% 和 0.1% 的铝合金中的 β'' 相析出并不明显 (图 5a 和图 5b)。这一现象同样说明了 Er 元素的添加对 β'' 相的析出产生了促进作用,与析出动力学和 TTT 曲线研究结果一致。对于时效硬化型铝合金来说,其硬度与时效析出相的性质、数量和尺寸等特征有关,Er 元素的添加促进了强化相的析出,这也同时解释了合金力学性能随 Er 元素含量增加而提高的原因。

一般来说,稀土元素在铝合金中主要以 3 种形式存在:固溶在基体中、偏聚在相界晶界和枝晶界、固溶在化合物中或以化合物的形式存在。稀土元素含量较低时,

主要以前 2 种形式存在,稀土元素含量较高时,后 1 种形式为主要。研究表明,Er 元素在 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金中的存在形式与这一规律基本相符,Er 元素含量变化时,Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金中均可形成 Al/Er 化合物,Er 元素含量的高低并不影响 Al/Er 化合物的产生,只能影响其含量^[27]。与普通 Al-Mg-Si 合金相比,本合金在添加了 Er 元素的同时还添加了 Zr 元素,合金中就存在一定数量的 Al₃(Er, Zr)/Al₃Er 相^[28],特别是 Al-Mg-Si-Zr-0.3Er 合金中 Al₃(Er, Zr)/Al₃Er 相含量相对较高^[29]。通过对 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相析出动力学和 TTT 曲线研究以及合金时效硬化曲线和 TEM 显微组织的分析发现,随 Er 元素含量的增加,促进了合金 β'' 相的析出,也就是说含 Er 元素化合物 Al₃(Er, Zr)/Al₃Er 相对合金 β'' 相的析出起到促进作用。Al₃(Er, Zr)/Al₃Er 相与铝基体之间本身就存在着一定的错配度,这就会引起 Al₃(Er, Zr)/Al₃Er 相附近的基体发生晶格畸变,而形成的高密度亚结构,引起能量松弛,有可能成为强化相 β'' 的优先形核位置,在时效过程中将促进 β'' 相析出^[29]。

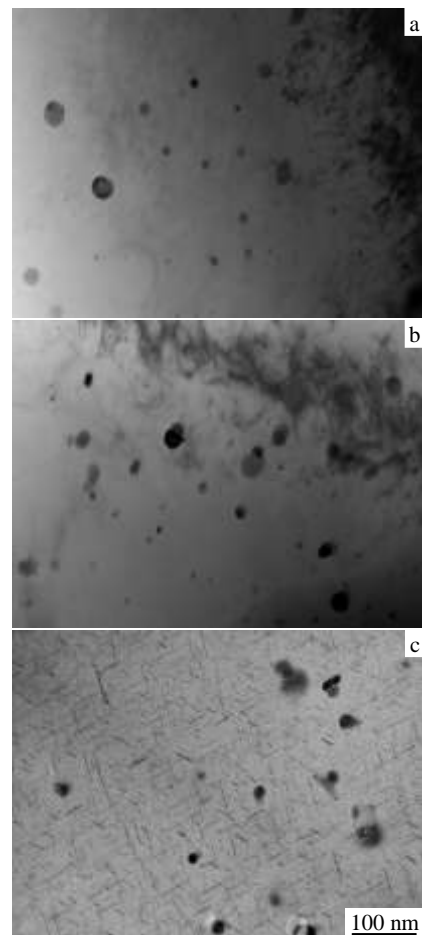


图 5 Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 TEM 照片

Fig.5 TEM images of Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys: (a) X=0.1%, (b) X=0.2%, and (c) X=0.3%

3 结 论

1) Er、Zr 元素的添加促进了 Al-Mg-Si-Zr-XEr ($X=0.1\%$, 0.2% , 0.3%) 合金中 β'' 相析出。随 Er 元素含量增加, 合金 β'' 相析出激活能降低, 分别为 96.3、93.6 和 84.9 kJ/mol。

2) Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金 β'' 相析出动力学方程分别为: $Y_{Er0.1}=1-\exp[-1.534\times 10^{13}t^{1.5}\exp(-17382.7/T)]$ 、 $Y_{Er0.2}=1-\exp[-5.865\times 10^{12}t^{1.5}\exp(-16895.3/T)]$ 、 $Y_{Er0.3}=1-\exp[-2.965\times 10^{11}t^{1.5}\exp(-15324.9/T)]$ 。

3) Al-Mg-Si-Zr-XEr ($X=0.1\%$, 0.2% , 0.3%) 合金 β'' 相 TTT 曲线方程分别为: $T_{Er0.1}=17382.7/[30.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$ 、 $T_{Er0.2}=16895.3/[29.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$ 、 $T_{Er0.3}=15324.9/[26.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$ 。

4) 在 180 °C 时效过程中, 随着时效时间的延长, Al-Mg-Si-Zr-XEr 合金的硬度随 Er 元素含量的增加而提高, 时效硬化速率明显增加。在 540 °C 固溶 1 h+180 °C 时效 5 h 时, Al-Mg-Si-Zr-0.3Er 合金中弥散析出细小均匀的 β'' 相。

参考文献 References

- [1] Wong K M C, Daud A R, Jalar A. *J Mater Eng Perform*[J], 2009, 18(1): 62
- [2] Engler O, Hirsch J. *Mater Sci Eng*[J], 2002, 336(1-2): 249
- [3] Booth-morrison C, Seidman D N, Dunand D C. *Acta Mater*[J], 2012, 60(8): 3643
- [4] Li H, Gao Z, Yin H *et al. Scr Mater*[J], 2013, 68(1): 59
- [5] Karnesky R A, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Mater*[J], 2009, 57(14): 4022
- [6] Wen S P, Gao K Y, Li Y *et al. Scr Mater*[J], 2011, 65(7): 592
- [7] Vo N Q, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Mater*[J], 2014, 63: 73
- [8] Huang Lanping(黄兰萍), Chen Kanghua(陈康华), Li Song(李松). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(10): 1778
- [9] Pan Qinglin(潘青林), Li Shaolu(李绍禄), Zou Jingxia(邹景霞) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(5): 972
- [10] Chen Zhiguo(陈志国), Zheng Zhijiao(郑子樵), Ringer S P. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(8): 811
- [11] Esmaeili S, Wang X, Lloyd D J *et al. Metall Mater Trans*[J], 2003, 34(3): 751
- [12] Esmaeili S, Lloyd D J. *Mater Char*[J], 2005, 55(4): 307
- [13] Yang Junjun(杨军军), Nei Zuoren(聂祚仁), Jin Tounan(金头男) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(4): 620
- [14] Zhou Chunhua(周春华), Zheng Juzheng(郑居正). *Heilongjiang Metallurgy*(黑龙江冶金)[J], 2009, 29(4): 4
- [15] Li Huizhong(李慧中), Zhang Xinming(张新明), Chen Ming'an(陈明安) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2005, 26(3): 29
- [16] Pan Yuanan(潘远安), Chen Ziyong(陈子勇), Huang Hui(黄 晖) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(1): 6
- [17] Xing Zebing(邢泽炳), Lin Shuangping(林双平), Wen Shengping(文胜平) *et al. Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 2011, 29(2): 158
- [18] Yuan Xiaoguang(袁晓光), Zhao Qian(赵 倩), Zheng Wei(郑 伟) *et al. Chinese Patent*(中国专利): 201110025847.1[P]. 2011
- [19] Tsao C S, Chen C Y, Jeng U S *et al. Acta Mater*[J], 2006, 54(17): 4621
- [20] Miao W F, Laughlin D E. *J Mater Sci Lett*[J], 2000, 19(3): 201
- [21] 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
- [22] Jena A K, Gupta A K, Chaturvedi M C. *Acta Metall*[J], 1989, 37(3): 885
- [23] Zhang Qiaoxia(张巧霞), Guo Mingxing(郭明星), Hu Xiaoqian(胡晓倩) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(12): 1604
- [24] Chakrabarti D J, Laughlin D E. *Prog Mater Sci*[J], 2004, 49(S3-4): 389
- [25] Li Hai(李 海), Wang Xiuli(王秀丽), Shi Zhixin(史志欣) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(9): 2028
- [26] Miao W F, Laughlin D E. *Metall Mater Trans*[J], 2000, 31: 361
- [27] Zhao Qian(赵 倩), Yuan Xiaoguang(袁晓光), Huang Hongjun(黄宏军) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2015, 35(11): 1222
- [28] Zhao Qian(赵 倩), Yuan Xiaoguang(袁晓光), Lin Haibo(林海波) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2015, 35(1): 19
- [29] Zhao Qian(赵 倩), Huang Hongjun(黄宏军), Yuan Xiaoguang(袁晓光) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2015, 36(11): 40

Precipitation Kinetics for β'' Phase of Al-Mg-Si-Zr-XEr Alloys

Zhao Qian¹, Yuan Xiaoguang¹, Huang Hongjun¹, Zhao Peng²

(1. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. Shenyang Equipment Manufacturing Engineering School, Shenyang 110026, China)

Abstract: The hardness-time curves, TEM microstructures, TTT curves and precipitate activation energy of β'' phase for Al-Mg-Si-Zr-XEr alloys were investigated by performance testing, microstructure observation and differential thermal analysis, and kinetics expressions and TTT expressions of β'' phase were acquired. The results show that the addition of Er element accelerates the dispersively precipitation of the β'' phase, and the fine and uniform β'' phase of Al-Mg-Si-Zr-0.3Er alloy precipitates dispersively after the solution treatment at 540 °C for 1 h followed by aging at 180 °C for 5 h. As the element Er content increases, the hardening rate of the alloy is significantly accelerated, the softening rate is decreased, and the precipitate activation energy of β'' phase is decreased, which are 96.3, 93.6 and 84.9 kJ/mol. The kinetics expressions are obtained as follows: $Y_{Er0.1}=1-\exp[-1.534\times 10^{13}t^{1.5}\exp(-17382.7/T)]$, $Y_{Er0.2}=1-\exp[-5.865\times 10^{12}t^{1.5}\exp(-16895.3/T)]$, $Y_{Er0.3}=1-\exp[-2.965\times 10^{11}t^{1.5}\exp(-15324.9/T)]$. The TTT expressions are obtained as follows: $T_{Er0.1}=17382.7/[30.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$, $T_{Er0.2}=16895.3/[29.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$, $T_{Er0.3}=15324.9/[26.4+1.5\ln t-\ln\ln(1-Y)^{-1}]$.

Key words: Al-Mg-Si alloy; β'' phase; precipitation kinetics; TTT curves

Corresponding author: Yuan Xiaoguang, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-25499088, E-mail: yuanxg@sut.edu.cn