

均匀化退火对 5052 含 Er 铝合金显微组织的影响

张 静, 唐 聪, 赵婧婧, 左汝林

(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要: 利用光学显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜等手段研究了单级、双级和三级均匀化热处理对新型 5052 含 Er 铝合金显微组织的影响。结果表明, 合金经 560 °C/30 h 高温均匀化热处理后, 铸态组织中存在的非平衡共晶相大部分发生回溶, 未溶的共晶相是 Al₃Fe 和 Al-Fe-Er 等富 Fe 相, 第 2 级较低温的均匀化热处理有利于富 Fe 共晶相的球化和尺寸细化。研究结果还显示, 均匀化制度显著影响析出相的析出行为。560 °C/30 h 单级均匀化后的缓冷过程中有大量杆状 β' (Al₃Mg₂) 和球状 Al₃(Er, Zr)、Al₃Zr 相析出, 但分布、尺寸很不均匀, 析出相的总体积分数最高, 为 7.4%; 第二级均匀化有利于细小均匀的 Al₃(Er, Zr)、Al₃Zr 纳米析出相形成, 其中第 2 级均匀化温度为 150 °C 时更有利于其弥散形核, 析出相数量密度最高 (20.3 μm⁻¹)、尺寸最细小 (平均半径 14 nm); 采用三级均匀化处理可以在控制粒子尺寸的前提下, 获得较高的数量密度。

关键词: 5052 含 Er 铝合金; 均匀化; 显微组织; 析出相

中图分类号: TG166.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3491-07

5XXX 系铝合金是以 Mg 为主要合金元素的一种不可热处理强化铝合金。由于其高的比强度, 良好的加工成形性、耐蚀性和焊接性而广泛应用于航空航天、汽车、船舶及建筑等行业。5052 铝合金是应用最多的 5XXX 系合金之一, 其传统的强化手段有固溶强化和形变强化。近年来, 大量研究证明微合金化是提高该合金力学性能的有效手段。在众多的微合金元素中, Sc 是公认的微合金化效果最好的合金元素^[1-3], 这是因为向铝合金中添加微量的 Sc 可以形成稳定的纳米级颗粒相 Al₃Sc, 它可成为合金铸造过程中的异质形核剂从而细化晶粒、提高铝合金的室温力学性能。另外, 这种具有 L1₂ 结构的纳米级第二相与 α-Al 保持良好共格关系, 可有效钉扎位错和晶界, 从而提高合金的高温稳定性和再结晶温度。然而, Sc 的价格非常昂贵, 寻找价格相对低廉且具有类似微合金化效果的合金元素以取代 Sc 成为了近年来的研究热点。大量研究证明, 重稀土元素 Er 具有与 Sc 相当的微合金强化效果^[4-7]。与 Sc 类似, Er 可与 Al 形成具有 L1₂ 结构的纳米级 Al₃Er 粒子, 这种颗粒相和 α-Al 保持共格关系, 可有效钉扎位错和亚晶界, 稳定亚结构, 提高铝合金的高温抗蠕变性和再结晶温度。如果同时向合金中加入 Er 和 Zr 元素能够形成新的 Al₃(Er, Zr)三元相, 由于

Zr 原子在 α-Al 中扩散速率很低且主要分布于 Al₃(Er, Zr) 的表层, 使得 Al₃(Er, Zr) 具备比 Al₃Er 更好的热稳定性, 在高温环境下不易长大、粗化, 从而在铝合金热变形过程中能更有效地阻碍位错和亚晶界的运动, 抑制再结晶行为^[8-10]。

合金在铸造过程中由于非平衡结晶造成铸锭中出现大量的非平衡凝固组织, 这些缺陷不利于合金后续的热变形加工。为此, 在热变形加工前通常要对铸锭进行均匀化热处理来消除枝晶偏析, 溶解分布在枝晶间的诸如 Al₃FeSi、Mg₂Si 和 α-AlFeMnSi 等非平衡共晶相。除此之外, 对于添加了微量稀土元素的铝合金, 通过优化均匀化热处理工艺, 还能够控制析出相在组织中的析出行为和分布情况。大量研究表明, 铝合金中细小析出相的形貌、大小、数量和分布对合金的热变形行为以及室温力学性能均有着重要影响。一般来说, 在铝合金高温变形过程中, 组织中粗大的第二相可以激发再结晶晶粒形核, 在退火和热变形过程中提高再结晶晶粒的体积分数; 而细小的、与 α-Al 保持共格关系的纳米级颗粒相, 如 Al₃Er、Al₃Zr 以及 Al₃(Er, Zr) 等, 则对位错和晶界有很强的钉扎作用, 这种钉扎力可用 Zener 拖拽力模型进行描述^[11,12]。

收稿日期: 2016-11-30

基金项目: 国家国际科技合作专项 (2011DFR50950); 重庆大学大型仪器设备开放基金

作者简介: 张 静, 女, 1970 年生, 博士, 教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65111167, E-mail: jingzhang@cqu.edu.cn

$$P_z = \frac{3V_f\gamma}{r} \quad (1)$$

式中, V_f 代表析出相的体积分数, r 代表析出相的半径, γ 代表析出相对晶界或亚晶界的钉扎能。可以看出, 析出相对晶界及亚晶界的钉扎作用强度与其体积分数成正比、与其半径成反比。当 V_f/r 比值超过一定临界值, Zener 拖拽力足够大, 就能完全限制住再结晶晶界的运动。这 2 种相反的作用机制共同决定了铝合金的热变形行为。针对这种情况, 人们在传统的单级高温均匀化热处理工艺之上开发出了双级甚至三级均匀化热处理工艺, 旨在获得尺寸细小且数量密度高、分布均匀的 Al_3Zr 、 Al_3Er 和 $Al_3(Er, Zr)$ 粒子, 来提高铝合金的再结晶温度, 改善热成型性和室温力学性能^[7,9,13,14]。尽管关于均匀化热处理对微合金化 Al-Mg 合金显微组织的影响方面已有文献研究, 但是针对添加有微量合金元素 Er 的 5052 新型铝合金, 关于均匀化热处理影响其显微组织的研究还鲜有报道。本实验系统研究不同的均匀化热处理对该合金显微组织的影响, 旨在优化这种新型铝合金的均匀化热处理工艺, 为实际生产提供理论依据。

1 实验

合金实际化学成分如表 1 所示, 采用模铸成型。对铸态合金取样分别进行单级、双级和三级均匀化热处理, 具体工艺参数如表 2 所示。对不同均匀化态和铸态的合金分别取样进行金相显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM) 和透射电子显微镜 (TEM) 组织观察, 分析非平衡共晶相和析出相的形貌、大小、数量和分布情况。其中光学金相试样经过研磨、电解抛光和阳极复膜 (试剂为 4.2 mLHBF₄+200 mLH₂O, 电压为 20 V) 制得, 于偏振光下拍摄金相照片。TEM 试样经机械研磨至厚度约 50 μm , 再电解抛光减薄, 电解液为 25% HNO₃+ 75% CH₃OH, 液氮冷却, 温度 -40 $^{\circ}\text{C}$ 。透射电子显微镜型号为 Tecnai G2 F20 S-TWIN。采用 Image Pro Plus 分析软件对 TEM 组织中的细小析出相进行数量密度、平均尺寸以及体积分数的统计分析。

2 结果与讨论

2.1 铸态显微组织

铸态 5052 含 Er 铝合金显微组织如图 1 所示。可

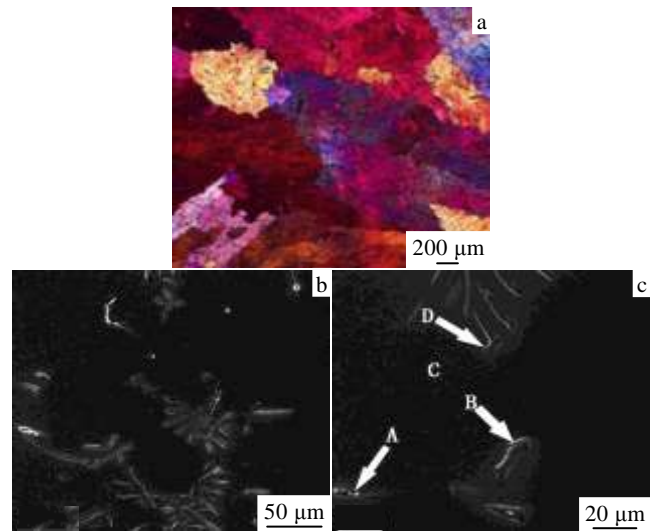
表 1 实验用合金化学成分

Mg	Si	Fe	Cr	Mn	Zr	Ti	Er	Al
----	----	----	----	----	----	----	----	----

2.27 0.083 0.665 0.1 0.026 0.14 0.02 0.3 Bal.

表 2 均匀化热处理制度

No.	Homogenization heat treatment regimes
1#	560 $^{\circ}\text{C}/30$ h, furnace cooling
2#	560 $^{\circ}\text{C}/30$ h+150 $^{\circ}\text{C}/10$ h, air cooling
3#	560 $^{\circ}\text{C}/30$ h+300 $^{\circ}\text{C}/10$ h, air cooling
4#	560 $^{\circ}\text{C}/30$ h+150 $^{\circ}\text{C}/10$ h+300 $^{\circ}\text{C}/10$ h, air cooling



Point	Content, $\omega/\%$			
	Al	Si	Fe	Er
A	90.73	7.15		2.12
B	67.32		31.83	0.86
C	99.60			0.40
D	73.62		25.28	1.10

图 1 铸态 5052 含 Er 铝合金的显微组织及图 1c 中各点的 EDS 能谱分析结果

Fig.1 Microstructures and EDS analysis results of the points in Fig.1c for as-cast 5052-Er aluminum alloy: (a) anodic film formation and (b, c) SEM images

见, 合金呈明显的树枝晶组织形态, 其显微组织由 α -Al 和分布在晶界上的非平衡共晶相组成, 晶粒粗大, 平均晶粒尺寸接近 500 μm 。借助 SEM 观察 (图 1b、1c), 这些非平衡共晶相多为汉字状形貌, 能谱分析结果 (图 1d) 显示这些非平衡共晶相包含 Al-Fe-Er 和 Al-Si-Er 等三元相。另外, 在 α -Al 中还检测到少量的 Er 元素。这表明在铸态合金中, Er 的存在形式有 2 种: 一种是形成 Al-Fe-Er 等合金化合物, 另一种是固溶于 α -Al 中。组织中粗大的富 Fe 相沿晶界连续分布, 这种杂质相质脆且尺寸大, 在合金热变形过程中容易引起热裂纹, 降低材料的塑性和断裂韧性, 须采用均匀化热处

理溶解这些非平衡共晶相, 消除成分偏析以改善合金的热成型性。

2.2 均匀化热处理态显微组织

2.2.1 不同均匀化热处理对非平衡共晶相的影响

4 种不同均匀化热处理态合金的光学显微组织如图 2b, 2e 所示。可以看出, 铸态合金 (图 2a) 经过均匀化热处理后非平衡共晶相数量出现不同程度减少, 部分非平衡共晶相经 560 °C 高温均匀化热处理后已回溶至 α -Al 中。在透射电镜下观察 (图 3), 4 种均匀化态组织中仍残留有黑色粗大的块状或针状未溶第二相, 尺寸从几微米到几十微米, 能谱 (EDS) 分析显示这些第二相是 Al_3Fe 和 Al-Fe-Er 等富 Fe 平衡相, 其熔点高, 不易溶解于 Al 基体。这些富 Fe 相来源有 2 种: 一是铸造凝固过程中直接形成的; 二是在高温均匀化过程中由 Al_mFe 、 α -AlFeSi 等亚稳相逐渐溶解并转化而来^[15]。这些粗大的脆性富 Fe 相在铝合金热变形过程中一方面容易引起热裂纹; 另一方面, 当合金变形量足够大时, 这些富 Fe 相会破碎成更小的颗粒, 而这些颗粒由于具有足够大的尺寸足以诱发动态再结晶晶粒形核, 最终导致合金在热变形过程中出现局部动态再结晶等变形不均匀性现象^[16]。已有文献报道, 可以借助均匀化热处理或微合金化来使这些富 Fe 相球化或尺寸减小, 减弱其对合金热变形行为的影响。值得注意的是, 在 2 种双级均匀化态合金组织中, 均观察到少量颗粒状的 Al-Fe-X (X=Si, Cr, Mg, Er) 三元含 Fe 相, 尺寸小于 0.5 μm , 有的呈四边形 (图 3c), 有的呈规则六边形 (图 3e), 尺寸和长宽比明显低于 Al-Fe 二元相。这说明在这 2 种双级均匀化热处理过

程中, 富 Fe 相出现了球化。这是由于在双级均匀化的第二级较低温均匀化热处理过程中一部分固溶于 α -Al 中的 Si、Mg 和 Cr 等合金元素在 Al_3Fe 和 Al-Fe-Er 等富 Fe 相中析出并取代了其中的部分 Fe 原子, 形成了新的 Al-Fe-X 三元化合物, 形貌也发生了明显变化。总体而言, 4 种不同均匀化状态合金中富 Fe 相的成分差异不大。

2.2.2 不同均匀化热处理对第二相析出行为的影响

1#样品 (560 °C/30 h, 炉冷) 单级均匀化热处理后由于采用炉冷的冷却方式, 冷却速度慢, 合金元素能够充分扩散析出, 所以在组织中观察到大量的析出相。图 4a, 4b 中形貌为球状的纳米级颗粒为 $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$ 和 Al_3Zr , 数量很多, 但是尺寸差异较大, 且分布很不均匀, 图 4a 中的粒子是 $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$, 平均直径 50 nm, 而在图 4b 中观察到的细小颗粒尺寸仅有几个纳米。这是由于慢冷过程中, 固溶于 α -Al 中的 Er、Zr 等元素能够充分脱溶析出, 在温度较高时, $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$ 和 Al_3Zr 形核析出并会出现一定长大, 如图 4a 所示; 当降温至较低温度, 析出的 $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Zr})$ 和 Al_3Zr 粒子尺寸细小, 且仅集中在位错周围 (图 4b 白色圆圈所示), 此时由于温度较低、Er 和 Zr 元素在 α -Al 中的扩散速率又很小, 使得粒子不易长大。这些纳米颗粒相由于分布不均, 容易导致合金在热变形或退火过程中出现局部动态再结晶现象, 不利于组织均匀性和合金热成型性。另外, 还在组织中观察到许多杆状析出相 (图 4c), 尺寸从几纳米到几十纳米不等, 能谱检测显示为 Al-Mg 相。研究表明^[17], 过饱和 Al-Mg 固溶体时效时脱溶析出的顺序是: $\text{sssa} \rightarrow \text{GP zones} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (\text{Al}_3\text{Mg}_2)$, 其中

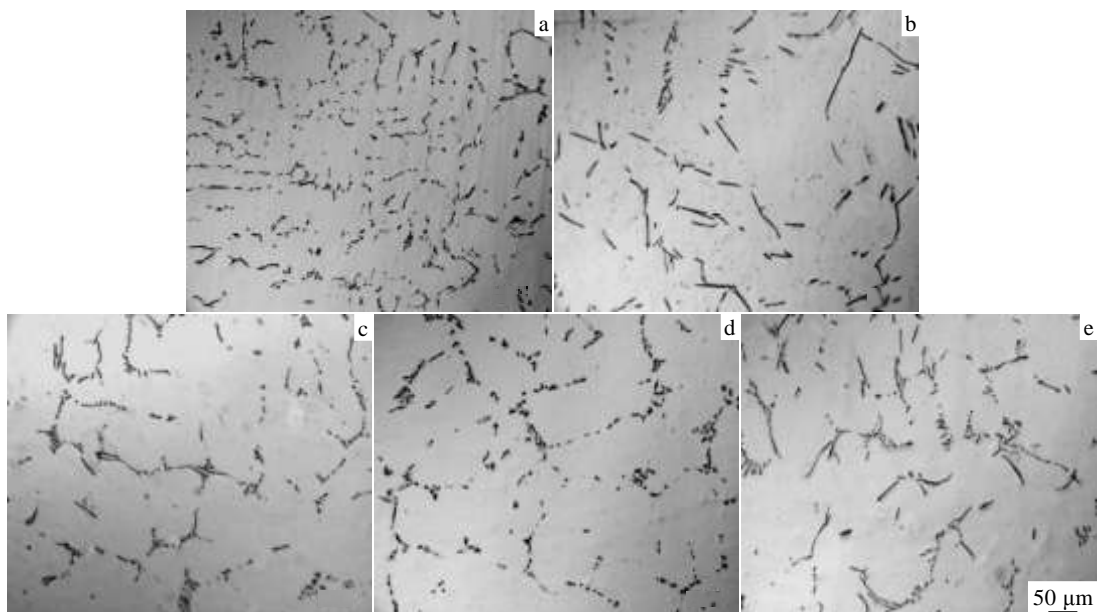


图 2 不同状态 5052 含 Er 铝合金的光学显微组织

Fig.2 Optical micrographs of 5052-Er alloys under different heat treatments: (a) as-cast, (b) 1#, (c) 2#, (d) 3#, and (e) 4#

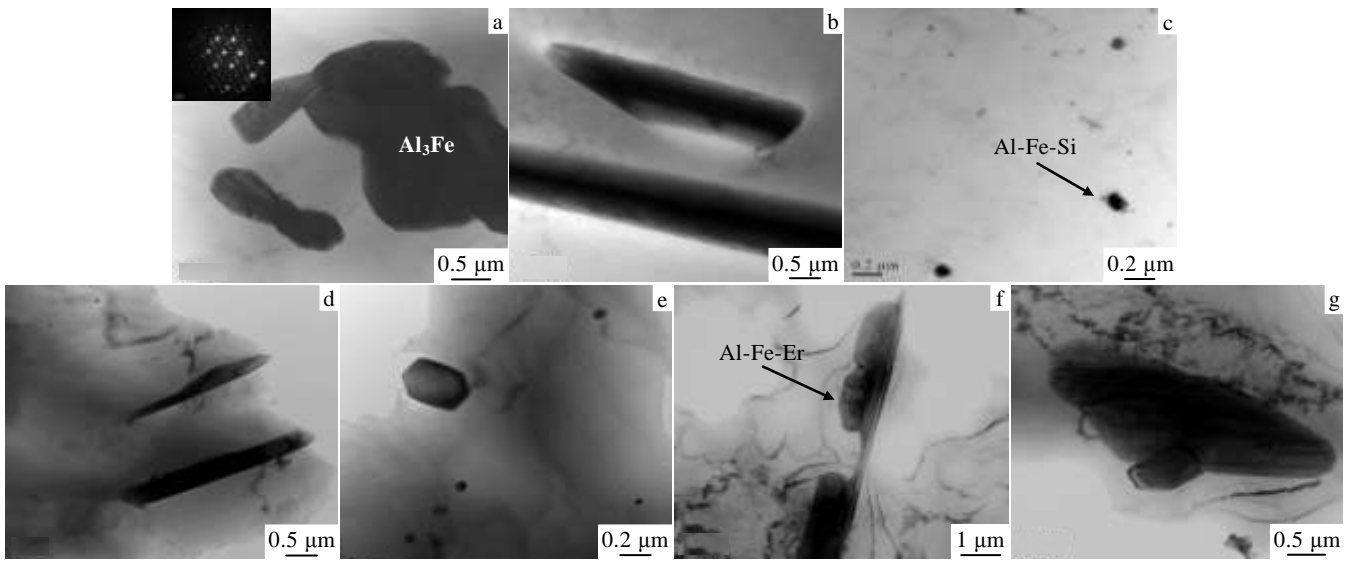
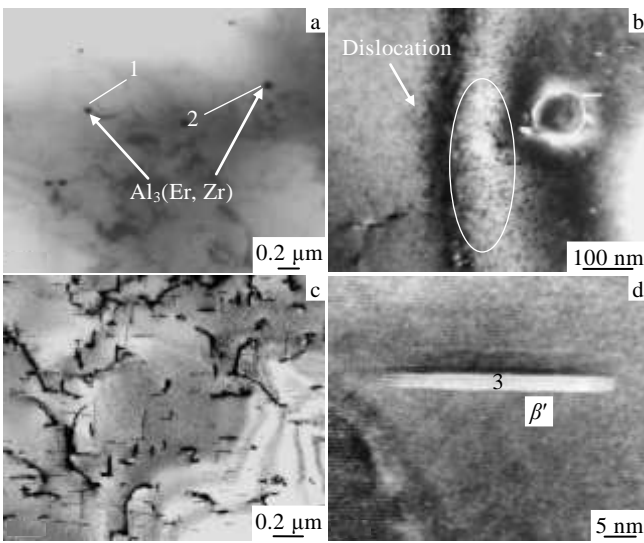


图 3 不同均匀化态 5052 含 Er 铝合金中共晶相的 TEM 照片

Fig.3 TEM images of eutectic phases in 5052-Er alloys under different homogenization treatments:

(a) 1#, (b, c) 2#, (d, e) 3#, and (f, g) 4#



Point	Content/at%				Precipitates
	Al	Mg	Zr	Er	
1	81.71		16.76	1.53	Al ₃ (Er, Zr)
2	81.47		17.14	1.39	Al ₃ (Er, Zr)
3	69.45	30.55			β'(Al ₃ Mg ₂)

图 4 单级均匀化态 5052 含 Er 铝合金中析出相的 TEM 照片和标注点 EDS 能谱分析结果

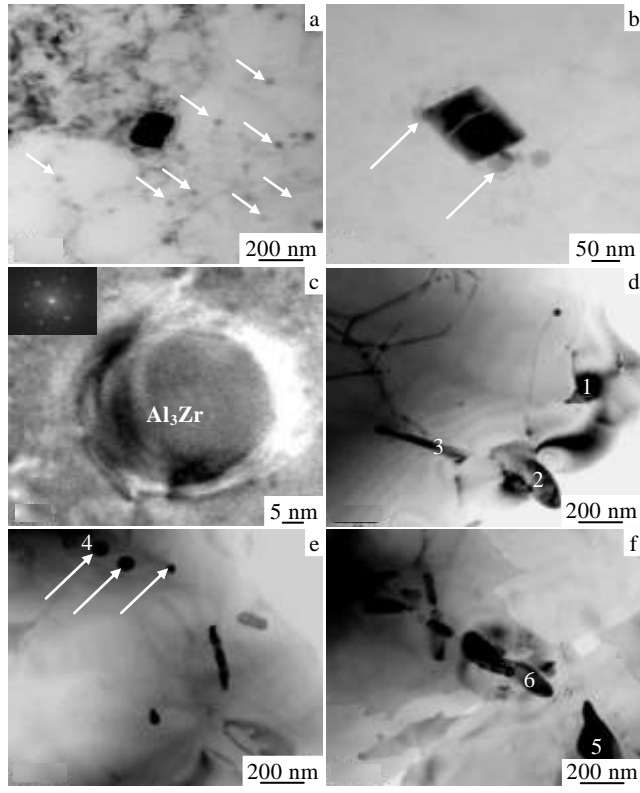
Fig.4 TEM images (a~d) and EDS analysis results of the precipitates

marked points in Fig.4a and 4d) in 5052-Er alloy with single-step homogenization treatment

sssα 指 Mg 在 Al 中的过饱和固溶体, GP zones 和 β'' 仅存在于 Mg 的质量分数高于 13% 的情况下。借助高分辨透射电镜观察发现 (图 4d), 这种杆状相与基体保持半共格关系, 平均尺寸 20 nm, 可以确定是 β' 亚稳相, 成分接近 Al₃Mg₂, 它是 Al-Mg 合金中最主要的强化相, 具有密排六方结构, 晶格参数 a=1.002 nm, c=1.636 nm, 主要在 50~200 °C 温度区间形成。

双级均匀化态合金的 TEM 组织照片如图 5 所示。对 2# (560 °C/30 h+150 °C/10 h, 空冷) 样品, 由图 5a, 5b 可以明显发现基体中分布着数量众多的球状析出相, 相互间尺寸差异小 (如表 3 所示, 具有最小的平均半径方差), 粒子平均半径 14 nm, 数量密度高达 20.3 μm⁻¹。借助能谱分析及选区电子衍射可以确定这些球状粒子是 Al₃Zr (图 5c)。大量研究证明, 这种纳米级颗粒在铝合金热变形过程中能有效钉扎位错和亚晶界, 抑制再结晶晶粒的形核及长大, 提高铝合金的热稳定性和室温力学性能。这种颗粒相尺寸越细小, 数量密度越高, 分布越均匀, 对铝合金回复和再结晶的抑制能力越强。J. D. Robson 等人^[18]在研究合金元素对 Al₃Zr 析出行为的影响时发现, Mg、Zn、Cu 等合金元素的添加能提高 Al₃Zr 析出动力学, 其中以 Mg 元素的作用最显著。在相同条件下, Al₃Zr 的析出数量随 Mg 在 Al

基体中的溶解度的增加而增加。相比较 1#单级均匀化试样, 2#双级均匀化试样中没有发现含 Mg 析出相, 而观察到数量众多的 Al₃Zr 粒子, 这说明 Mg 元素在 α-Al 中固溶度的增加的确能促进 Al₃Zr 的沉淀析出。



Point	Content/at%			Precipitates
	Al	Zr	Er	
1	84.26	14.73	1.01	Al ₃ (Er,Zr)
2	73.60	24.97	1.43	Al ₃ (Er,Zr)
3	96.02	3.98		Al ₃ Zr
4	88.77	3.54		Al ₃ Zr
5	85.92	14.08		Al ₃ Zr
6	87.64	10.79	1.57	Al ₃ (Er,Zr)

图 5 双级均匀化态 5052 含 Er 铝合金中析出相的 TEM 照片及标注点 EDS 能谱分析结果

Fig.5 TEM images (a~f) and EDS results analysis of the precipitates (marked points in Fig.5d, 5e, 5f) in 5052-Er alloys with different two-step homogenization treatments: (a~c) 2# and (d~f) 3#

表 3 不同均匀化态合金中析出相的统计结果

Table 3 Statistical results of the precipitates in alloys undergone different homogenization treatments

Homogenization treatments	Number density/ μm ⁻¹	Mean radius/ nm	Variance of the mean radius/ nm ²	Volume fraction/ %
---------------------------	-------------------------------------	--------------------	---	-----------------------

1#	14.8	23	24.3	7.4
2#	20.3	14	1.6	5.1
3#	9.4	48	11.5	4.9
4#	12.4	51	4.6	4.6

在 3# (560 °C/30 h+300 °C/10 h, 空冷) 双级均匀化态试样中也可以观察到 Al₃Zr 和 Al₃(Er, Zr)等纳米球状析出相, 但是在相同放大倍数下与 2# (560 °C/30 h+150 °C/10 h, 空冷) 双级均匀化试样对比可发现, Al₃Zr 和 Al₃(Er,Zr)的数量密度有明显减少 (20.3 μm⁻¹→9.4 μm⁻¹), 平均半径增大 (14 nm→48 nm), 而析出相的总积分分数差异不大。其统计结果如表 3 所示 (仅对尺寸超过 10 nm 的颗粒进行统计)。这表明, 在 3#双级均匀化第 2 阶段 300 °C/10 h 的均匀化过程中, 从基体中析出的 Al₃Zr 和 Al₃(Er, Zr)有明显长大、粗化 (图 5d、5e), 其长大驱动力是析出相与 α-Al 总界面能的减小^[9]; 同时相较于 2#样品, 由于析出温度较高、驱动力降低, 导致形核率减小, 因而析出相的数量密度有明显减少。

图 6b 是 4# (560 °C/30 h+150 °C/10 h+300 °C/10 h, 空冷) 三级均匀化态合金的 TEM 显微组织照片。值得关注的是, 4#合金中析出相形貌呈杆状, 而经过前两级均匀化处理之后析出相呈球状 (图 6a)。这有可能是在均匀化第 3 阶段 300 °C/10 h 热处理时, 一部分 L1₂ 结构的亚稳态 Al₃Zr 和 Al₃(Er, Zr)逐渐转变为 D0₂₃ 平衡结构, 形貌也由球状逐渐转变成杆状^[9]。对析出相的统计分析显示, 4#试样中析出相的平均半径、体积分数与 3#双级均匀化态相近, 但是数量密度要高于 3#试样、而低于 2#试样。这说明合金在第 2 阶段 150 °C/10 h 均匀化过程中弥散析出的 Al₃(Er, Zr)和

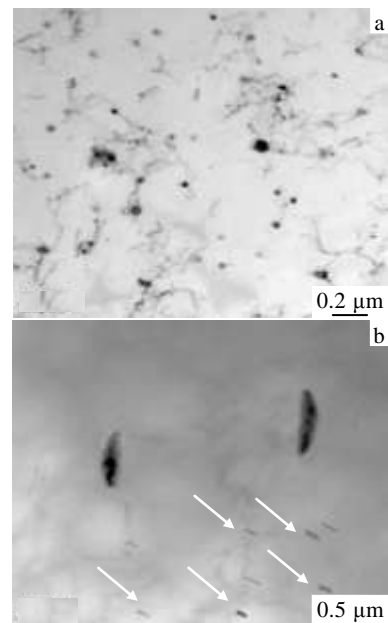


图 6 不同均匀化阶段 5052 含 Er 铝合金中析出相的 TEM 照片
Fig.6 TEM images of precipitates in 5052-Er alloys with different homogenization treatments: (a) 2# and (b) 4#

Al₃Zr 粒子在第 3 阶段 300 °C/10 h 均匀化过程中, 一部分出现长大粗化, 另一部分则重溶消失了。综合分析 2#、3#、4# 3 种均匀化态下合金析出相的差异不难总结出, 在双级均匀化的第 2 阶段, 150 °C 低温均匀化更有利于 Al₃Zr 和 Al₃(Er, Zr) 粒子的弥散形核析出而不发生粗化; 经 150 °C 低温均匀化后再升温至 300 °C, 一部分较为细小的粒子溶解并扩散至尺寸较大颗粒处, 导致析出粒子数量密度减少, 尺寸有所增大, 而析出相总体积分数无明显差异。但是, 相比于末级处理亦为 300 °C 的双级均匀化处理, 由于三级处理经历了温度较低、利于弥散形核的低温均匀化阶段, 因而三级处理可以获得更高的析出相数量密度、而粒子尺寸相当。

3 结 论

1) 铸态 5052 含 Er 铝合金呈明显的树枝晶组织形态, 其显微组织由 α -Al 和分布于晶界处的 Al-Fe、Al-Fe-Er 等非平衡共晶化合物组成。

2) 铸态 5052 含 Er 铝合金经过 560 °C/30 h 高温均匀化热处理后, 低熔点的非平衡共晶相发生回溶, 未溶解的共晶相是 Al₃Fe 和 Al-Fe-Er 等富 Fe 相; 第 2 级较低温均匀化热处理有利于富 Fe 共晶相的球化和尺寸细化。

3) 均匀化制度显著影响析出相的析出行为。560 °C/30 h 单级均匀化后的缓冷过程中有大量杆状 β' (Al₃Mg₂) 和球状 Al₃(Zr, Er)、Al₃Zr 相析出, 但分布、尺寸很不均匀, 析出相的总体积分数最高, 为 7.4%。多级均匀化态合金组织中均没有 β' (Mg₂Al₃) 析出; 双级和三级均匀化热处理有利于形成细小均匀的 Al₃(Er, Zr)、Al₃Zr 纳米球状相。其中, 第 2 级均匀化温度为 150 °C 时, 析出相数量密度最高, 达 20.3 μm^{-1} , 而平均半径仅有 14 nm, 当双级均匀化的第 2 级均匀化温度升高至 300 °C 时, 球状析出相有所长大 (平均半径 48 nm), 数量明显减少 (数量密度 9.4 μm^{-1})。三级均匀化态合金 (560 °C/30 h+150 °C/10 h+300 °C/10 h, 空冷) 中析出相的平均半径、体积分数与双级均匀化

态 (560 °C/30 h+300 °C/10 h, 空冷) 相近, 但具有较高的数量密度。

参考文献 References

- [1] Yin Z, Pan Q, Zhang Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280: 151
- [2] Huang H, Jiang F, Zhou J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 644: 862
- [3] Li B, Pan Q L, Shi Y J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(12): 3568
- [4] Li Q, Xia T, Lan Y *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2013, 588: 97
- [5] Karnesky R A, Dunand D C, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2009, 57: 4022
- [6] Fu L, Peng Y, Huang J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 149
- [7] Zhang Y, Gao K, Wen S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 610: 27
- [8] Wang S H, Meng L G, Yang S J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(7): 1449
- [9] Wen S P, Gao K Y, Huang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 574: 92
- [10] Wen S P, Gao K Y, Li Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65: 592
- [11] Nes E, Ryum N, Hunderi O. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(1): 11
- [12] Wu H, Wen S P, Wu X L *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2015, 639: 307
- [13] He L Z, Li X H, Liu X T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 7510
- [14] Guo Z, Zhao G, Chen X G. *Materials Characterization*[J], 2015, 102: 122
- [15] Shakiba M, Parson N, Chen X G. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2014, 619: 180
- [16] Vetrano J S, Bruemmer S M, Pawlowski L M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 238: 101
- [17] Starink M J, Zahra A M. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(10): 3381
- [18] Robson J D, Prangnell P B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 352: 240

Effects of Homogenization Treatment on the Microstructures of 5052-Er Al Alloy

Zhang Jing, Tang Cong, Zhao Jingjing, Zuo Rulin

(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The effects of single-step, two-step and three-step homogenization treatments on the microstructures of 5052-Er Al alloy were studied by optical microscopy, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The results show that after 560 °C/30 h high temperature homogenization treatment, most of the non-equilibrium eutectic phases in the as-cast alloy dissolve, with the remaining phases, Fe-rich phases like Al₃Fe and Al-Fe-Er. The second step treatment performing at lower temperature is found to be beneficial to the spheroidization and refinement of the Fe-rich phases. The results also show that homogenization treatment regimes have an obvious effect on the precipitation behavior of the fine precipitates. During the slow cooling process from 560 °C/30 h isothermally holding to room temperature, there are a large amount of rod β' (Al₃Mg₂) and spherical Al₃(Er, Zr) and Al₃Zr phases precipitating out of the matrix. The total volume fraction of the precipitates, 7.4%, is the highest among the four regimes conducted in this experiment. However, these precipitates distribute unevenly and their sizes differ greatly with each other. The second step treatment favors the formation of fine and homogeneously distributed precipitates of Al₃(Er, Zr) and Al₃Zr. When the second step treatment is carried out at 150 °C, the quantity density of the precipitates is the highest (20.3 μm^{-1}) with the finest particle size (average radius being 14 nm). Three-step homogenization treatment can obtain a higher quantity density while maintaining a comparable particle size with that in two-step treatment.

Key words: 5052-Er aluminum alloy; homogenization treatment; microstructure; precipitates

Corresponding author: Zhang Jing, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65111167, E-mail: jingzhang@cqu.edu.cn