2055 铝锂合金双级均匀化工艺

张　龙，郑子樵，李劲风，刘　晴，桑冯建
(中南大学，湖南 长沙 410083)

摘　要：利用金相显微镜、差示扫描量热仪，扫描电镜研究了 2055 铝锂合金的均匀化处理工艺。结果表明：该合金适宜的均匀化处理制度为 470 ℃/8 h+530~535 ℃/22~24 h。铸态合金树枝晶结构明显，由于 Cu 元素在晶界的大量偏析，形成了含少量 Mg、Zn、Ag、Fe、Mn 元素的 AlCu 相和 Al_2Cu 相的共晶相以及 AlCuFeMn 第二相粒子。铸态合金的过烧温度为 522.7 ℃。一级均匀化过程中，主要是含 Cu、Zn、Mg、Ag 等元素的低熔点共晶相先行溶解；二级均匀化时主要是 Al_2Cu 相回溶至基体，残余第二相的粒长在 15 μm 左右，主要是含 Cu、Fe 和 Mn 元素的难溶相。第二级均匀化制度与均匀化动力学曲线匹配较好。

关键词：2055 铝锂合金；均匀化工艺；第二相；枝晶组织
中图法分类号：TG146.2^{+}1　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2016)11-3015-08

铝锂合金因其低密度，高比强度和比刚度等优异性能，在航空航天等领域应用十分广泛[1]。最近，国产大飞机 C919 即将总装，机身结构采用的铝锂合金因而倍受关注。本工作研究的 2055 合金属于第 3 代铝锂合金，由美铝公司在 2011 年注册，目前公开的文献报道[2]显示其可以作为飞机机身框、梁和机翼纵梁材料，用来代替传统的 7055 等高强合金，与这些合金相比，2055 合金在抗拉强度，各向异性与断裂韧性等关键指标上与传统合金几乎相同，但密度却减小了近 6%，这点在航空航天领域具有非常重要的意义。由于 2055 合金属国外开发的最新牌号铝锂合金，目前国外关于 2055 铝锂合金的研究报道很少，主要围绕在飞行器上的应用进行了板材力学性能、断裂韧性以及疲劳裂纹扩展与析出相方面的研究[2]；国内本课题组研究了不同时效制度[3]和微合金化元素[4]对 2055 合金组织性能的影响，为国内该合金的基础研究积累了大量数据。目前国内外还没有关于 2055 铝锂合金均匀化处理工艺研究的报道，而通过均匀化手段消除合金元素枝晶偏析和非平衡共晶相是获得良好后续加工和服役性能的重要前提[5-8]。

Li[9]和林毅[10]分别研究了 Al-Cu-Li-Mn-Zr-Ti 铝锂合金和 2099 铝锂合金的一级均匀化处理工艺，合金铸态组织中主要存在的共晶相是 Al_2Cu, 随着均匀化温度的提高枝晶组织消失，最后残余第二相粒子主要是含 Cu、Fe、Mn 元素的相。此外许多研究者[11-15]在研究均匀化处理工艺的同时还进行了动力学分析，其实验效果与均匀化动力学曲线的结果吻合得很好。

本工作主要通过研究均匀化过程中合金枝晶组织与第二相粒子的变化来优化出该合金的双级均匀化处理制度，并通过均匀化动力学方程对其进行检验，从而为国产工业化 2055 铝锂合金的均匀化提供可靠的数据支持。

1　实　验

实验所用铸锭由西南铝业生产，合金采用 DC 铸造法铸造，试样取自合金圆锭靠近浇口部的中心位置，取样尺寸为 20 mm×15 mm×10 mm，合金成分见表 1。

对该合金采用如下方案进行均匀化制度：(1) 470 ℃/8 h；(2) 470 ℃/8 h+510 ℃/24 h；(3) 470 ℃/8 h+520 ℃/24 h；(4) 470 ℃/8 h+530 ℃/24 h；(5) 470

表 1　2055Al-Li 合金成分
Table 1　Chemical composition of 2055 Al-Li alloy (*ω*/%)

Li	Cu	Mg	Zn	Ag	Mn	Zr	Ti	Si	Fe	Na	Al
1.30	3.76	0.42	0.38	0.44	0.28	0.11	0.05	0.03	0.06	0.0003	Bal.

收稿日期：2015-11-04
基金项目：国家高技术研究发展计划（“863”计划）项目（2013AA032401）
作者简介：张　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，电话：0731-88830270，E-mail: 1009877405@qq.com

℃/8 h+530 ℃/36 h；(6) 470 ℃/8 h+540 ℃/24 h。均匀化结束之后冷至室温。均匀化处理在盐浴炉中进行，一级均匀化结束之后随炉升温至二级均匀化的温度。

用于观察铸态和均匀化态组织的金相样和扫描电镜试样制作方法如下：先在 80#、400#、800#、1200#水磨砂纸上按序进行预磨，然后在 400#、800#、1200#金相砂纸上打磨，之后在绒布上用清水抛光，最后采用凯勒试剂（2.5%HNO_3+1.5%HCl+1%HF+95%H_2O, 体积分数）对试样表面进行腐蚀，腐蚀时间大约 30 s，扫描电镜试样不腐蚀。在 LeicaEC3 光学显微镜下观察并摄取金相组织(OM)。合金枝晶组织中一次枝晶间距按照国标 GB/T14999.7 的方法测定。合金不同状态背散射电子 (BSE) 照片和能谱数据在 Quanta-200 环境扫描电镜下获得。使用差示扫描量热仪 SDT-Q600 分别得到铸态试样和均匀化试样的 DSC 曲线，升温速率为 10 ℃/min。

2　结果与讨论

2.1　合金铸态组织特征

图 1 为铸态合金的微观组织形貌。从图中可以看到，铸态合金组织呈明显的树枝晶特征，晶界和枝晶臂上存在大量的共晶相，枝晶臂间距在 225 μm 左右，间距比较大，主要是由于试样取自铸锭心部，心部合金温度梯度较低，冷却速度较小造成的。由图 2b 可以清晰的看见连续而密集的枝晶网状结构。

图 2 是铸态枝晶组织背散射电子照片。对图中 A、B、C、D 4 点进行能谱分析，得到其化学成分如表 2 所示。晶界处主要偏聚着含有少量 Zn、Mg、Ag、Fe、Mn 元素的共晶相， B、D 点化合物与 Al_2Cu 相及 Al_2CuMg 相原子比相差明显，因此称它们为含少量 Mg、Ag、Zn、Fe、Mn 元素的 AlCu 相；A 点的化学成分接近 Al_2Cu 相，但也含少量 Ag、Zn、Fe、Mn 元素；C 点即为 Al_2Cu 相。

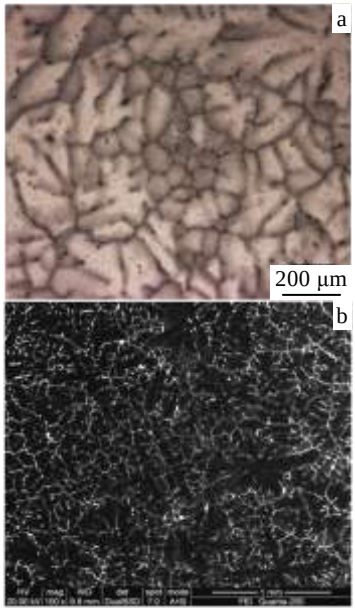

图 1　2055 铝锂合金铸锭微观组织

Fig.1　Microstructures of as-cast 2055Al-Li alloy: (a) OM image and (b) BSE image

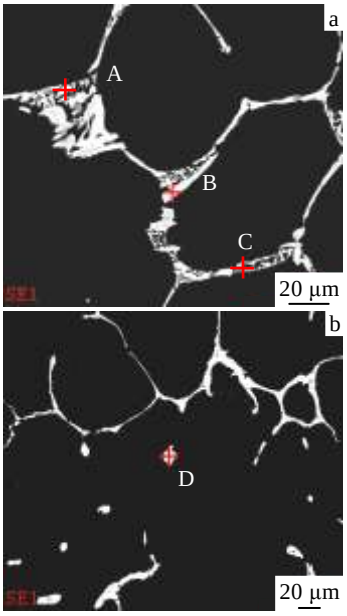

图 2　2055Al-Li 合金铸态试样背散射电子照片

Fig.2　Backscattered electron images of as-cast 2055Al-Li alloy: (a) dendritic grain boundary and (b) intragranular particles

图 3 为铸态合金中主要元素的面扫描分布图。图片显示在铸态合金中 Cu 元素大量偏聚在晶界处，少量偏聚在晶内共晶相上，Mg 和 Zn 在晶界上也存在少量偏聚，Ag 元素偏聚不明显。此外，部分晶界区域能观察到 Fe、Mn 元素在相同的地方偏聚，推断此处会形成 AlCuFeMn 相。Lin[16]认为它的形成源于熔体凝固过程中熔点比 Cu 高，但含量及溶解度远低于 Cu 的 Fe、Mn 从熔体中先行析出，成为富 Fe、Mn 第二相粒子的形核核心，随着温度的降低，Cu 原子陆续沉积在这些核心上，从而形成了 AlCuFeMn 相。图中晶界偏析程度的不同主要和溶质分配的不均以及元素扩散速率的大小有关，合金中 Cu 含量最高且晶粒长大过程中，晶界与液相形成的凹槽为溶质原子在晶界富集提供了有利条件[17]，因而晶界处形成了大量 AlCu 相和 Al_2Cu 相，它们的存在会严重影响合金性能。所以，需要一种均匀化制度消除该合金铸锭中的微观偏析和宏观的枝晶组织。

2.2　DSC 曲线分析

图 4 是铸态试样与不同均匀化处理之后试样的

表 2　图 2 中第二相化学成分

Table 2　Chemical composition of intermetallic phase in Fig.2 (at%)

Element	Point A	Point B	Point C	Point D
Al	68.14	75.34	68.04	77.36
Cu	30.12	19.99	31.96	14.92
Mg	0.00	0.00	0.00	7.72
Zn	1.17	2.09	0.00	0.00
Ag	0.37	2.34	0.00	0.00
Fe	0.14	0.14	0.00	0.00
Mn	0.06	0.11	0.00	0.00
Zr	0.00	0.00	0.00	0.00
Closest phase	Al_2Cu(Zn, Ag, Fe, Mn)	AlCu(Zn, Ag, Fe, Mn)	Al_2Cu	AlCu (Mg enriched)

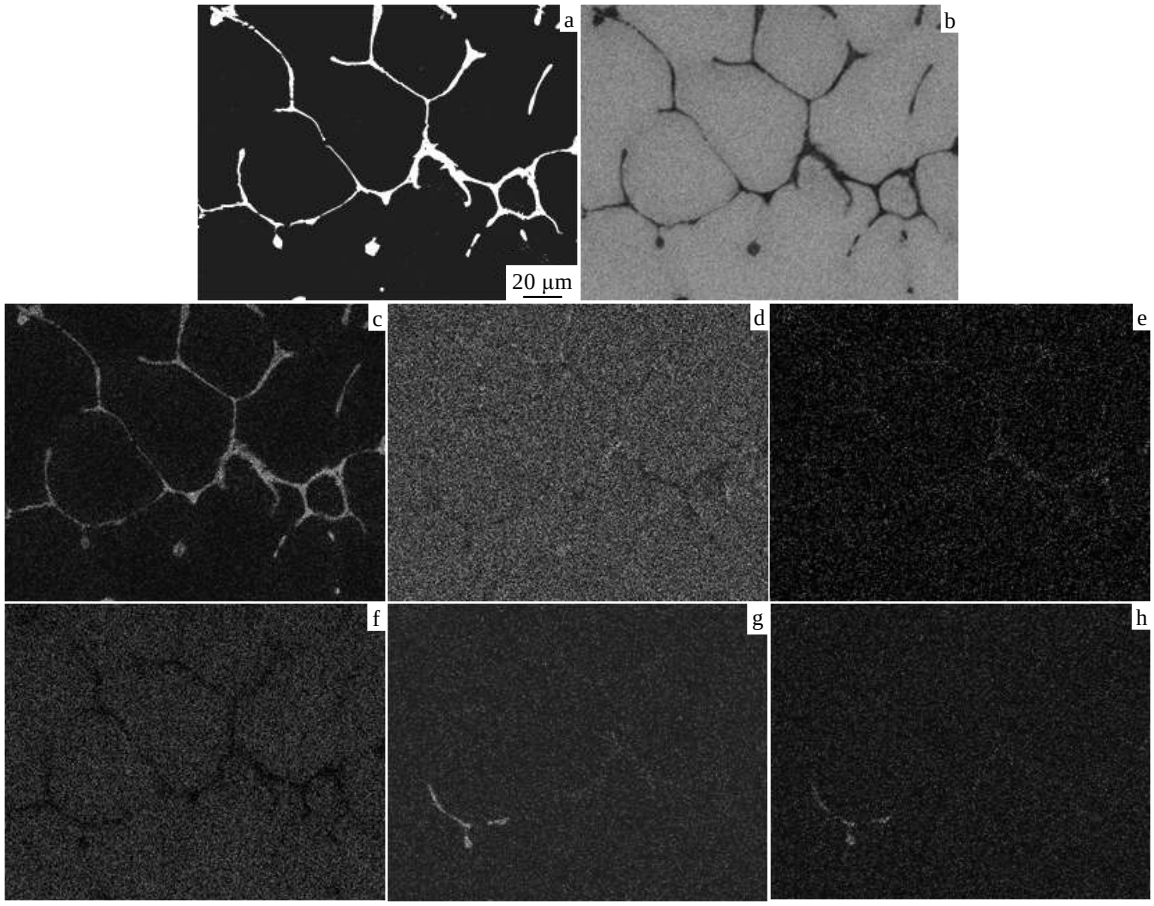

图 3　铸锭合金 BES 组织及 EDS 主要元素面扫描分布

Fig.3　Backscattered electron image (a) and EDS main elements distribution in as-cast alloy: (b) Al, (c) Cu, (d) Mg, (e) Zn, (f) Ag, (g) Fe, and (h) Mn

DSC 曲线。由图 4a 可知，铸态试样出现第 1 个和第 2 个熔化峰的温度分别是 522.7、541 ℃，即铸态合金的过烧温度为 522.7 ℃，从合金的铸态组织成分可以推断第 1 个峰可能是含 Zn、Mg、Ag 等元素的低熔点共晶相溶解而产生的。表明一级均匀化温度必须低于 522.7 ℃，方能保证合金不发生过烧。

一级均匀化温度选为 470 ℃，保温 8 h，从图 4b 中可以看到一级均匀化之后出现第 1 个熔化峰的温度变为 535.2 ℃，可以推断经过一级均匀化之后大部分低熔点共晶相得到溶解，但合金中较高熔点的相还存在，所以经第一级均匀化之后，合金过烧温度提高到 535.2 ℃。因此，二级均匀化时，应采用 535.2 ℃以下温度进行均匀化，合金不会发生过烧。

经 470 ℃/8h 一级均匀化之后，分别在 510 ℃/24 h (c 曲线)、520 ℃/24 h (d 曲线)、530 ℃/24 h (e 曲线)、540 ℃/24 h (f 曲线)进行二级均匀化，出现第 1 个熔化

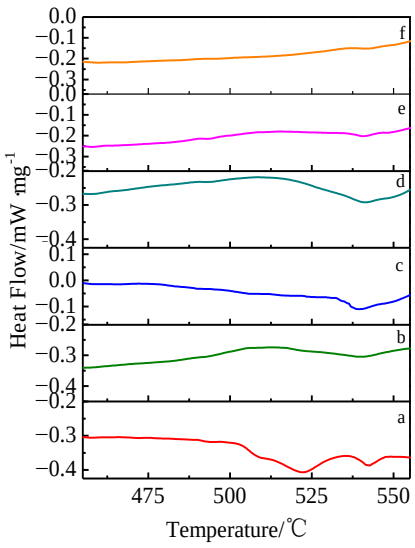

图 4　铸态和均匀化之后合金的 DSC 曲线

Fig.4　DSC curves of as-cast and homogenized alloy: (a) as-cast, (b) 470 ℃/8 h, (c) 470 ℃/8 h+510 ℃/24 h, (d) 470 ℃/8 h +520 ℃/24 h, (e) 470 ℃/8 h+530 ℃/24 h, and (f) 470 ℃ /8 h+540 ℃/24 h

峰的温度分别是 540、540.4、537.6、635.1 ℃。530 ℃以下温度均匀化时，熔化峰的大小依次减弱，证明熔化潜热释放减少，较高熔点的共晶相逐渐回溶至基体，在 530 ℃时还存在少量较高熔点的化合物，但 540 ℃时已不存在，此时 635.1 ℃即为合金的熔点。

2.3　均匀化后的金相组织

经一级和二级均匀化之后试样的金相组织见图 5 所示。可见，470 ℃/8 h 一级均匀化之后共晶相断续分布在晶界处，枝晶网状组织有所减少但不明显，合金的一次枝晶间距约为 230 μm。在二级均匀化过程中随着均匀化温度的升高，枝晶网状组织开始明显减少，晶界粗大相从之前的断续分布开始变得更加离散，且有少量疏松显现，与此同时，晶界开始变细薄，说明大量可溶共晶相已经回溶至基体。

对比分别经 530 ℃/24 h 和 530 ℃/36 h 均匀化后的金相照片，发现晶界处未产生变化，晶粒并未明显长大，说明二级均匀化延长保温时间并不能明显改变合金组织。由 Fick 第一定律和 Fick 第二定律[18]可推导得到式（1）：

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \tag{1}$$

式中，$\frac{\partial C}{\partial t}$表示单位时间内合金元素浓度的改变；$\frac{\partial C}{\partial x}$表示该合金元素沿扩散方向 x 的浓度梯度；D 为扩散系数，与合金元素有关。实验证明[19]：扩散系数 D 与温度有以下关系：

$$D = D_0 \exp\left[-Q/(RT)\right] \tag{2}$$

式中，Q 是原子扩散激活能。由式(1)和式(2)可知：温度 T 与扩散系数 D 成指数关系变化，D 的变化从而强烈影响$\frac{\partial C}{\partial t}$，进而加速合金的均匀化过程。由此可见，温度的影响远大于延长保温时间对均匀化的影响。经

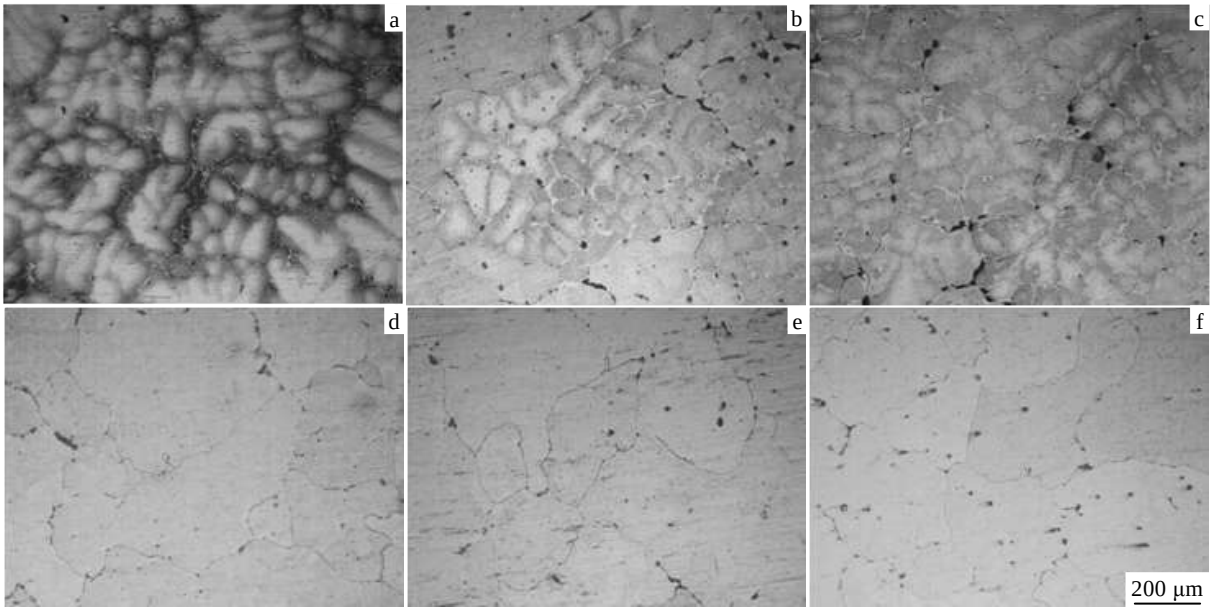

图 5　合金均匀化之后的金相组织

Fig.5　OM microstructures of homogenized alloy: (a) 470 ℃/8 h, (b) 470 ℃/8 h+510 ℃/24 h, (c) 470 ℃/8 h+520 ℃/24 h, (d) 470 ℃/8 h +530 ℃/24 h, (e) 470 ℃/8 h +530 ℃/36 h, and (f) 470 ℃/8 h +540 ℃/2 4 h

540 ℃/24 h 二级均匀化后，金相照片上能够观察到三角晶界熔化和复熔球，说明此时合金试样已发生过烧，与 DSC 测试结果一致。

2.4　均匀化过程中晶界共晶相的变化

图 6 为一级和二级均匀化之后合金的背散射电子照片，对图中标定的各点进行能谱分析，得到化合物中各元素原子分数列于表 3。

经过 470 ℃/8 h 一级均匀化之后，金属化合物 B、C 相中只含有 Al、Cu 且 Al:Cu 接近 2:1，推断是 Al_2Cu 相，见图 6a，6b；A 相中不仅含有 Al、Cu，还含有少量 Fe、Mn 元素，可推断是 AlCuFeMn 相。说明此时合金中晶界粗大相主要是 Al_2Cu 相和 AlCuFeMn 相。

510 ℃/24 h 第二级均匀化之后，Al_2Cu 粗大共晶相得到溶解；520 ℃/24 h 均匀化之后，晶界第二相粒子主要含 Cu、Fe、Mn 元素；第二级均匀化温度提高至 530 和 540 ℃时残余第二相粒子为 AlCuFeMn 相而且数量并未进一步减少。

结合铸态组织化学成分和均匀化后试样的能谱分析结果表明，在 DSC 曲线中在 522.7 ℃出现的第 1 个熔化峰主要是含少量 Zn、Mg、Ag 等元素的低熔点共晶相 AlCu 相熔化而产生的。一级均匀化之后，低熔点共晶相得到溶解；二级均匀化之后，DSC 曲线中出现在 540 ℃左右的熔化峰主要是由于 Al_2Cu 相溶解产生的，经 530 和 540 ℃二级均匀化后存在的少量 Al_2Cu 相不再以粗大相的形式存在，DSC 曲线比较平滑，只剩下难熔的棒状和圆斑状的 AlCuFeMn 相，其尺寸在 15 μm 左右。

2.5　均匀化过程中元素偏析变化分析

合金经 470 ℃/8 h 一级均匀化后元素偏析变化的 EDS 元素面扫描如图 7 所示。470 ℃/8 h 一级均匀化后合金和铸态合金相比，Cu 元素在枝晶间偏析状况的改变不明显， Fe、Mn 元素的偏聚状况基本没有得到

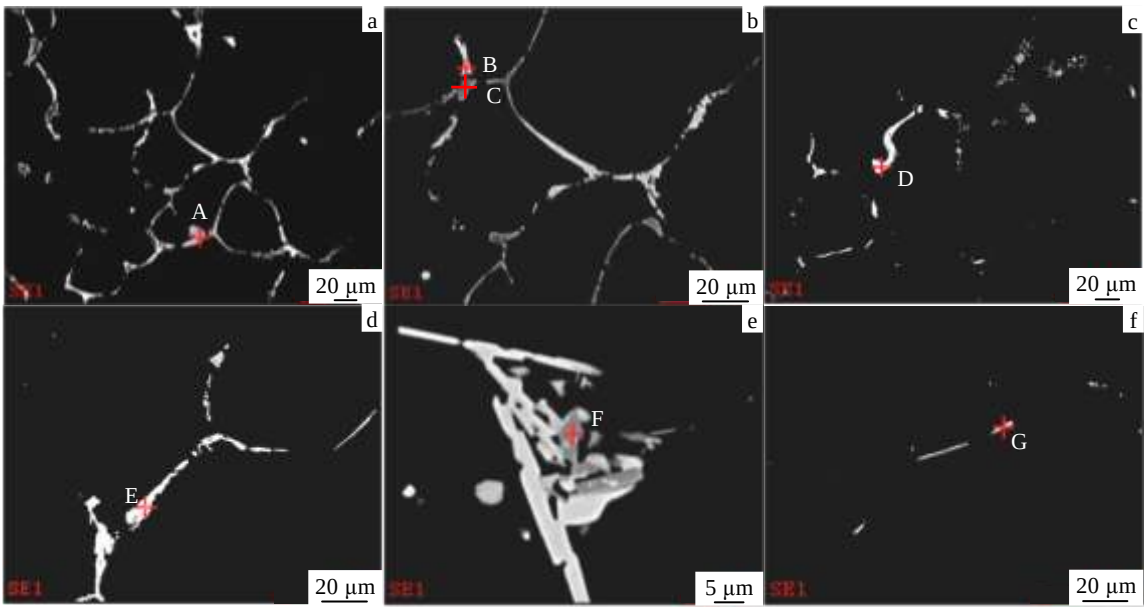

图 6　合金均匀化后的背散射电子照片

Fig.6　Backscattered electron images of homogenized alloy: (a, b) 470 ℃/8 h, (c) 470 ℃/8 h +510 ℃/24 h, (d) 470 ℃/8 h+520 ℃/24 h, (e) 470 ℃/8 h+530 ℃/24 h, and (f) 470 ℃/8 h +540 ℃/24 h

表 3　图 6 中第二相化学成分

Table 3　Chemical composition of intermetallic phase in Fig.6 (at%)

Element	Point A	Point B	Point C	Point D	Point E	Point F	Point G
Al	75.07	67.86	68.04	73.20	74.02	82.50	80.22
Cu	15.83	32.14	31.96	19.16	17.91	6.45	14.14
Mg	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Zn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ag	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Fe	6.01	0.00	0.00	5.77	6.48	1.37	4.01
Mn	3.10	0.00	0.00	1.88	1.59	9.67	1.63
Closest phase	AlCuFeMn	Al_2Cu	Al_2Cu	AlCuFeMn	AlCuFeMn	AlCuFeMn	AlCuFeMn

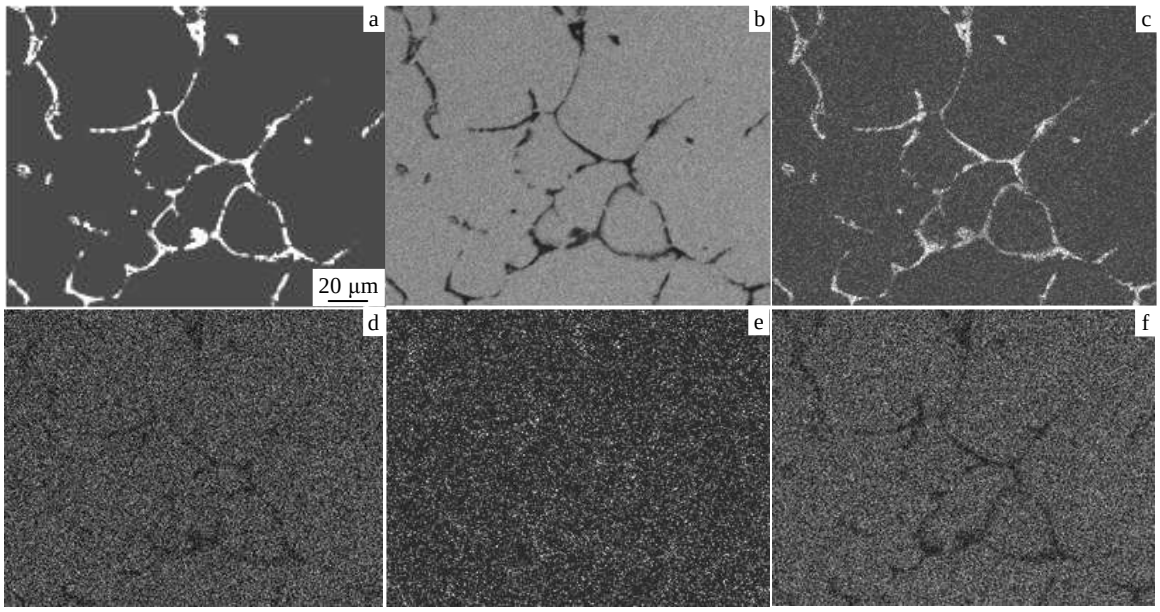

图 7　一级均匀化之后合金 BES 组织及 EDS 主要元素的面扫描分布

Fig.7　Backscattered electron image (a) and EDS main elements distribution in the first homogenized alloy: (b) Al, (c) Cu, (d) Mg, (e) Zn, and (f) Ag

改善，Zn、Mg 元素的偏聚状况有所改善，在均匀化共晶相组织的演变中也得到证实。

合金分别经 510 ℃/24 h，520 ℃/24h，530 ℃/24 h 二级均匀化之后的试样线扫描如图 8 所示。与铸态和一级均匀化态试样相比，粗大第二相数量减少，Mg、Ag 元素从晶界或枝晶界处扩散至基体，Zn 元素在基体与晶界处含量已无明显差异，残留相中主要含 Cu、Fe、Mn 元素，与均匀化过程共晶相组织的演变相互印证。由此得到各元素在相同温度条件下扩散速率的大小关系：Zn> Mg(Ag) >Cu(Fe, Mn)，即此合金最适宜的均匀化处理工艺就是保证 Cu 原子最大程度扩散的均匀化制度。

2.6　动力学曲线分析

由上文分析可知在均匀化过程中元素在枝晶附近的扩散规律显得格外重要，特别是 Cu 元素。根据之前的研究表明[11,14,15]，能够用余弦函数的傅氏级数分量逼近来描述沿枝晶分布的元素浓度与离枝晶间距离的关系，表达式如下：

$$C(x)=\overline{C}+A_0\cos\frac{2\pi x}{L} \tag{3}$$

式中，$\overline{C}$ 表示元素的平均浓度，L 是枝晶间距离，A_0 是初始枝晶成分偏析的浓度，A_0 由晶界和晶内浓度差表示如下：

$$A_0=\frac{1}{2}\left(C_{\max}-C_{\min}\right)=\frac{1}{2}\Delta C_0 \tag{4}$$

根据 Fick 第二定律[18,20,21]和边界条件。能得到 $A(t)$

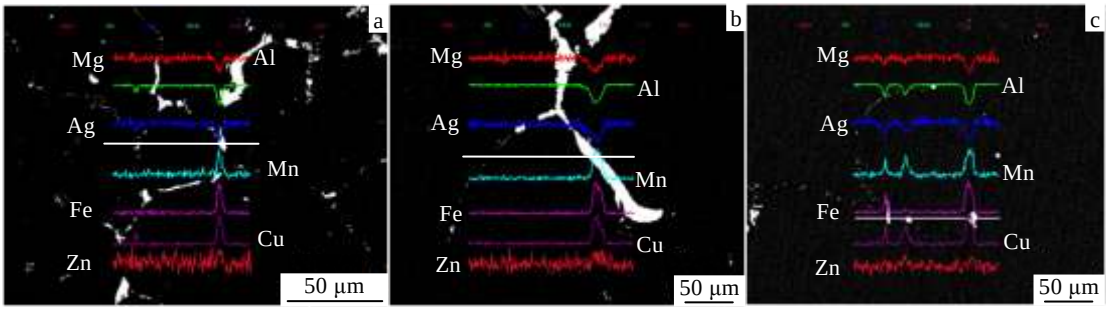

图 8　经过不同均匀化处理之后合金的 EDS 元素线扫描照片

Fig.8　EDS element line scanning images of the alloy under different conditions: (a) 470 ℃/8 h+510 ℃/24 h, (b) 470 ℃/8 h+520 ℃/24 h, and (c) 470 ℃/8 h+530 ℃/24 h

的表达式：

$$A(t)=A_0\exp(-\frac{4\pi^2}{L^2}Dt) \tag{5}$$

将(2)式带入(5)式，可以得到如下表达式：

$$A(t)=A_0\exp\left[-\frac{4\pi^2D_0t}{L^2}\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right] \tag{6}$$

设定当枝晶偏析减少到初始偏析浓度 1% 表示均匀化完成，即

$$\frac{A(t)}{A_0}=\frac{1}{100} \tag{7}$$

那么可得当如下式成立时均匀化过程完成：

$$\exp\left[-\frac{4\pi^2D_0t}{L^2}\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right]=\frac{1}{100} \tag{8}$$

对式(8)两边同时取自然对数，式(8)可变为：

$$\frac{1}{T}=\frac{R}{Q}\ln\left(\frac{4\pi^2D_0t}{4.6L^2}\right) \tag{9}$$

设定 $A=R/Q$ 和 $B=4\pi^2D_0$，则：

$$\frac{1}{T}=A\ln\left(\frac{t}{BL^2}\right) \tag{10}$$

式（10）即为均匀化动力学方程。按照 2.5 部分的分析可知 Cu 元素是控制均匀化进行程度的关键元素，查阅相关文献得到如下数据：D_0(Cu)=0.084 cm^2/s，Q(Cu)=136.8 kJ/mol，R=8.32 J/(mol·K)；上文 2.3 部分通过定量金相图谱分析得到 470 ℃/8 h 一级均匀化之后合金的一次枝晶间距为 230 μm。将数据代入均匀化动力学方程(10)得到图 9 所示动力学曲线。从图中可以得到在温度 530 ℃下进行均匀化的保温时间是 24.9 h，计算的结果和实验结果匹配较好。综合分析 DSC 曲线，金相组织和粗大共晶相变化的结果，表明在 530~535 ℃之间进行均匀化比较合理，得到合适的均匀化制度应该为：470 ℃/8 h+530~535 ℃/(22~24 h)。

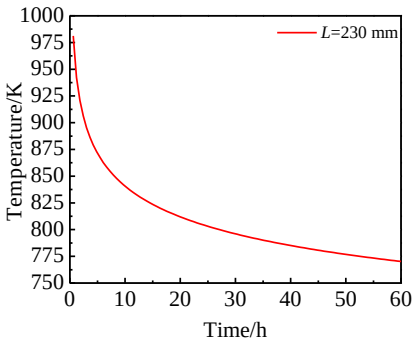

图 9　均匀化动力学曲线

Fig.9　Curve of homogenization kinetics

3　结　论

1) 该合金铸态组织存在严重的枝晶偏析。Cu、Fe、Mn 在晶界偏析较为严重，Mg 和 Zn 存在少量偏析；铸态组织中晶界处主要是含少量 Zn、Mg、Ag 等元素的 AlCu 相和 Al_2Cu 相的粗大共晶相以及 AlCuFeMn 第二相粒子。

2) 铸态合金的过烧温度为 522.7 ℃。一级均匀化过程中，主要是低熔点共晶相含少量 Zn、Mg、Ag 等元素的 AlCu 相溶解至基体；随着第二级均匀化温度的提高，高熔点相 Al_2Cu 相逐渐回溶至基体，均匀化结束后基体中还残留少量 AlCuFeMn 相，提高温度无法溶解。

3) 合金中元素的扩散速率大小关系：Zn>Mg(Ag)>Cu(Fe, Mn)；本研究的均匀化制度要消除的主要元素偏析为 Cu 元素的偏析。

4) 此次试验中最优的均匀化制度为 470 ℃/8 h+530~535 ℃/(22~24 h)，这一结果和均匀化动力学曲线匹配较好。

参考文献　　References

[1] Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Jinfeng(李劲风), Chen Zhiguo(陈志国) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2337

[2] Prasad Eswara N, Gokhale Amol A, Wanhill R J H. *Aluminum Lithium Alloys*[M]. Oxford: Oxford University Press, 2014: 50

[3] Luo Xianfu(罗先甫), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jifa(钟继发) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(7): 1833

[4] Cheng Bin(程　彬), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jifa(钟继发) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(4): 926

[5] Li Zhenliang(李振亮), Xie Jianxin(谢建新), Chen Wei(陈　伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S3): 83

[6] MIAE Aal. *Materials Science and Engine- ering A*[J], 2011, 528(22): 6946

[7] Engler O, Liu Z, Kuhnke K. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2013, 560: 111

[8] He Lizi(何立子), Li Xiehua(李谢华), Zhang Haitao(张海涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 107

[9] Li Hongying, Su Xiongjie, Yin Hao *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23: 2543

[10] Lin Yi(林　毅), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhang Haifeng(张海锋) *et al. Journal of Central South University, Natural Edition*(中南大学学报，自然科学版)[J], 2013, 44(11): 4429

[11] Deng Y, Yin Z, Zhao K *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 530(7): 71

[12] Liu Xiaoyan, Pan Qinglin, Fan Xi *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 484: 790

[13] Wang Haijun, Xu Ju, Kang Yonglin *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 585(5): 19

[14] Li Wenbin, Pan Qinglin, Xiao Yanping *et al*. *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21: 2127

[15] Zhang Fei, Shen Jian, Yan Xiaodong *et al*. *Rare Metals*[J], 2014, 33(1): 28

[16] Lin Yi, Zheng Ziqiao, Li Shichen *et al*. *Materials Characterization*[J], 2013, 84: 88

[17] Liu Quankun(刘全坤). *Materials Forming Principle*(材料成形基本原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2006: 200

[18] Samaras S N, Haidemenopoulos G N. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 194: 63

[19] Li Xuechao(李学潮). *The Material Organization and Optical Picture of Al Alloy*(铝合金材料组织与金相图谱)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010: 37

[20] Ujihara T, Fujiwara K, Sazaki G *et al*. *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2002, 312: 196

[21] Lee S C, Hwang C C, Hsieh J Y *et al*. *Journal of Crystal Growth*[J], 1999, 200: 305

Two-stage Homogenization Process of 2055 Al-Li Alloys

Zhang Long, Zheng Ziqiao, Li Jinfeng, Liu Qing, Sang Fengjian

(Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The two-stage homogenization process of 2055 Al-Li alloy was investigated by OM, DSC and SEM. The results show that the proper two-stage homogenization process of 2055 Al-Li alloy is 470 ℃/8 h+530~535 ℃/22~24 h. The dendritic structure of as-cast alloys is obvious, the intermetallic phases in as-cast alloy consist of Cu, Ag, Mg, Zn, Fe and Mn enriched eutectic aluminides, Cu enriched eutectic aluminides Al_2Cu and AlCuFeMn second phase. The overburnt temperature of the alloy is 522.7 ℃. During the first homogenization process, Cu, Mg, Zn and Ag enriched eutectic aluminides dissolve into the matrix firstly, and then Cu enriched non-equilibrium aluminides Al_2Cu gradually dissolve into the matrix except a small amount of Al-Cu-Fe-Mn phases, and the size of residual phases is about 15 μm. The second homogenization process agrees well with the homogenization kinetic analyses.

Key words: 2055Al-Li alloys; homogenization process; second phases; dendritic structure

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn