

喷射成形 7055 铝合金初生相在形变前 预热处理中的演变行为

冯 迪^{1,3}, 韩仲杰¹, 李吉臣¹, 张 豪², 夏卫生³, 范 曦², 汤志浩²

(1. 江苏科技大学, 江苏 镇江 212003)

(2. 江苏豪然喷射成形合金有限公司, 江苏 镇江 212003)

(3. 华中科技大学, 湖北 武汉 430074)

摘 要: 采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)以及 X 射线衍射(XRD)研究了喷射成形 7055 铝合金初生相在形变前预热处理过程中的演变规律。结果表明: 初生相为 AlZnMgCu 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相, 其中晶内相呈小尺寸棒状, 晶界相为 AlZnMgCu 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的共生组织, 呈粗大不规则状。低温($\leq 400^\circ\text{C}$)调控时, 由于合金元素扩散能力弱, 初生相少量回溶, 但相中 Zn 元素质量分数明显降低; 中温($\leq 450^\circ\text{C}$)调控时, 小尺寸晶内初生相基本回溶, 但是粗大晶界相演变为椭圆状的 Al_2CuMg 相(S 相); 高温(470°C)调控使晶内晶界初生相完全回溶且避免了 Al_2CuMg 相(S 相)的大量出现。单、双级调控效果比较表明, 双级调控下初生相的演变规律取决于第二级热处理温度。

关键词: 喷射成形; 7055 铝合金; 形变前预热处理; Al_3Zr 弥散相; Al_2CuMg 相

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4253-09

7055 铝合金因良好的韧性、强度和耐腐蚀性能而在航空航天领域得到广泛应用, 如用于大飞机机翼壁板和水平尾翼的生产制造^[1-3]。半连续铸造是典型的铝合金铸锭生产方法, 但采用半连续铸造的高 Zn 铝合金铸锭表现出严重的铸造热裂倾向以及显著的成分偏析^[4], 因此 7055 铝合金半连续铸造扁锭的合金元素总量偏低, 制约了材料综合性能的充分发挥^[5,6]。喷射成形技术是目前最先进的凝固技术之一, 其原理是将熔融态金属在惰性气氛下雾化形成颗粒流, 随后喷射到沉积盘上, 并在其表面附着沉积形成铸坯^[7-9]。喷射成形技术可大大提高合金元素的含量, 并在很大程度上消除宏观成分偏析和热裂纹, 细化铸锭晶粒, 明显提升材料的工艺性能和服役性能。

航空铝合金板材的传统制备流程包括铸锭均匀化、热轧、固溶淬火、预拉伸和时效处理^[10,11]。由于喷射成形铸锭优异的成分均匀性, 以往的板材制备流程往往省略均匀化热处理环节。研究表明, 以 Al_3Zr 粒子为代表的共格弥散相是抑制再结晶的重要存在^[12], 而弥散相的析出恰恰是在均匀化中发生的^[13]。因此, Al_3Zr 弥散相的缺失而导致的高再结晶程度抵消了因高合金元素、晶粒细化所带来的强韧性提升, 制约了

喷射成形 7055 铝合金性能的发挥。研究表明, 半连续铸造 7055 铝合金的初生相为 AlZnMgCu 相, 该相在均匀化时会向 Al_2CuMg 相(S 相)演变, 而固溶热处理的关键在于得到过饱和固溶体的同时控制固溶再结晶程度。均匀化处理后产生的高密度高熔点的 S 相显著增加了固溶难度, 导致再结晶程度增大而降低合金的强度和耐蚀性能。因此, 在均匀化热处理中应避免 S 相的大量出现^[14,15]。

由于喷射成形材料不存在半连续铸锭的宏观偏析, 同时微观偏析程度很低。因此, 喷射成形铸锭热处理前高温热处理的主要目的仅仅是促使 Al_3Zr 粒子析出。为了以示区别, 本研究将喷射成形 7055 铝合金的均匀化热处理重新定义为“形变前预热处理”, 进而研究喷射成形 7055 铝合金的初生相在该热处理过程中的演变规律以及 Al_3Zr 粒子析出行为和调控制度。本研究针对前者研究目标开展相关工作, 以期获得合适的调控温度, 避免生成难溶的 Al_2CuMg 相(S 相), 降低固溶处理难度, 研究结果对含 Zr 的喷射成形 AlZnMgCu 合金的性能提升具有普遍意义。

1 实 验

收稿日期: 2019-12-18

基金项目: 国家自然科学基金(51801082); 江苏省大学生创新创业训练计划项目(201910289095Y)

作者简介: 冯 迪, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, E-mail: difeng1984@just.edu.cn

实验材料为江苏豪然喷射成形合金有限公司提供的喷射成形 7055 铝合金锭坯,成分见表 1。热处理试样尺寸为 20 mm×20 mm×10 mm。

首先对喷射态样品进行差热扫描量热分析(DSC),得到低熔点非平衡共晶相的熔化温度为 475.4 ℃。考虑热处理设备的温度波动,为避免过烧,本研究预设的形变前单级和双级预热处理制度参数如下:单级温度为 300, 400, 450 和 470 ℃,保温时间分别为 12 和 24 h。双级制度包括:300 ℃/12 h+470 ℃/12 h、400 ℃/12 h+450 ℃/12 h 和 400 ℃/12 h+470 ℃/12 h。所有样品热处理后空冷至室温。

在 ZEISS 光学显微镜和 Merlin Compact 型场发射扫描电镜上观察合金的晶粒组织及第二相形貌,并进行能谱分析以明确初生相的成分变化。在 XRD-6000 型 X 射线衍射仪上进行热处理前后的物相分析,测量步宽为 1°/min,扫描范围为 15°~90°,使用 MDI Jade6.5 进行物相的定性分析。采用 JEM-2001F 型透射电镜进行热处理前后的显微组织观察。加速电压为 200 kV,透射电镜样品直径为 3 mm,厚度为 0.08 mm,在含 HNO₃ 体积分数为 20% 的甲醇溶液中进行双喷减薄,温度控制在-25 ℃ 以下,电压为 15~20 V。

2 实验结果

2.1 喷射态组织

图 1 为喷射态 7055 铝合金的显微组织。由图 1a 可知,喷射态晶粒尺寸为 30~60 μm,近似等轴晶。高密度黑色斑点即为初生相,其中晶内相在金相显微镜下呈细小点状弥散分布,而晶界上第二相沿晶界呈现长条状,勾勒出晶粒的形貌和大小。部分晶界处可观察到不规则形状的黑色孔洞。这些孔洞为“喷射孔隙”,是一种典型的喷射组织缺陷,热处理无法消除。因此喷射成形材料需要进行诸如热等静压或挤压等致密化处理。

由图 1b 可知,扫描电镜背散射模式下的晶内相表现为短棒、细长条以及椭球等多种形状。EDS 能谱分析结果见表 2。由表可知:虽然晶内相的形状存在差异,但其成分相差不大,Zn/Cu 和 Zn/Mg 的范围分别为 2.4~3.1 和 1.0~1.5。但是晶界相的 Zn、Mg 和 Cu 元素含量明显增加,这说明合金元素在晶界处仍然存在微观偏析,已测晶界相的 Zn/Cu 为 2.2, Zn/Mg 约为 1.0。晶内和晶界相的元素原子比相差不大。

表 1 喷射成形 7055 铝合金化学成分								
Table 1 Chemical composition of 7055 aluminum alloy by spray forming (wt%)								
Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Fe	Mn	Ti	Al
8.4	1.8	2.6	0.1	≤0.1	≤0.15	≤0.05	≤0.06	Bal.

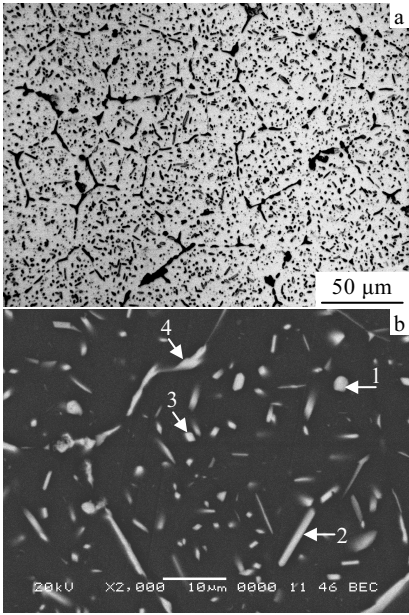


图 1 喷射态 7055 铝合金的显微组织
Fig.1 OM (a) and SEM-BSE (b) images of as-sprayed 7055 aluminum alloy

表 2 图 1b 中初生相的 EDS 分析							
Table 2 EDS analysis of primary phases in Fig.1b							
No.	Content/at%				Potential phase	Zn/Cu	Zn/Mg
	Al	Zn	Mg	Cu			
1	76.1	9.9	9.8	4.2	AlZnMgCu	2.4	1.0
2	86.9	6.3	4.8	2.0	AlZnMgCu	3.1	1.3
3	92.0	4.0	2.7	1.3	AlZnMgCu	3.1	1.5
4	63.8	14.7	14.7	6.8	AlZnMgCu	2.2	1.0

图 2 为喷射态 7055 铝合金的 X 射线衍射图谱。结果表明该样品组织由 Al(α 相)和 MgZn₂ 相构成。结合 EDS 分析可知,合金组织中主要以 AlZnMgCu 相为主。因此,初生的 AlZnMgCu 相应具有 MgZn₂ 的相结

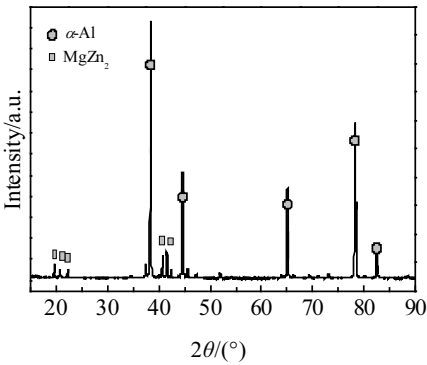


图 2 喷射态 7055 铝合金的 XRD 图谱
Fig.2 XRD pattern of as-sprayed 7055 aluminum alloy

构, 即 Cu 和 Al 原子进入 MgZn_2 相置换部分 Zn 原子, 最终形成 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 结构相, 也被称为 MgZn_2 扩展相^[16,17]。

2.2 单级预热处理下初生相的演变

图 3 为合金热处理后的 SEM 照片。由图 3a 和 3b 可知: 300 °C 下初生相回溶量很少, 形貌也未发生变化, 组织特征与喷射态相似; 当热处理温度为 400 °C 时, 晶内相粗化且体积分数明显下降(图 3c 和 3d)。升高温度至 450 °C 时, 粗大晶内相已基本如图 3e 和 3f 所示。此外, 晶内出现少量细小的点状相; 当热处理温度为 470 °C 时, 粗大的初生晶内相和晶界相都回溶彻底, 只存在极少数尺寸约为 10 μm 的棒状晶界, 点状相的数量和尺寸也稍有增加(图 3g 和 3h)。对比相同温度下 12 和 24 h 热处理后的组织可知, 热处理时间对初生相的演变影响不大。此外, 图片中出现的黑色空洞为“喷射孔隙”而非过烧组织。

进一步的组织观察和成分分析如图 4 和表 3 所示。

在不同热处理条件下, 残余初生相的种类存在较大差异。300 °C 调控后, 残余相虽然仍为 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相, 但是 Zn 元素含量大幅度降低, 其 Zn/Cu 和 Zn/Mg 都小于 0.01。而在 400 和 450 °C 条件下, 初生相已完全转变为 $\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{S})$ 相(见表 3), 这与 SEM 观察一致。470 °C 保温后(图 4d), 残留的粗大相数量很少, 且在晶界上呈较为规则的小块状, 边缘较为尖锐, 能谱分析表明其为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相。这说明在 470 °C 的高温条件下, 绝大部分初生相都已回溶入基体且未发生明显的 S 相演变行为。由于 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相为常见的高温杂质相, 在铸锭中一旦形成就无法消除, 可以判断该含 Fe 相也应该是在初生相而不是在热处理中生成的。因此, 喷射成形 7055 铝合金的初生相中也包括 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相, 因其体积分数低且与晶界处的 AlZnMgCu 相伴生, 在晶界相未回溶之前很难被观察和检测到。

对单级热处理后的合金进行 X 射线物相分析, 并将其与喷射态 XRD 图谱作为比较, 结果见图 5。由

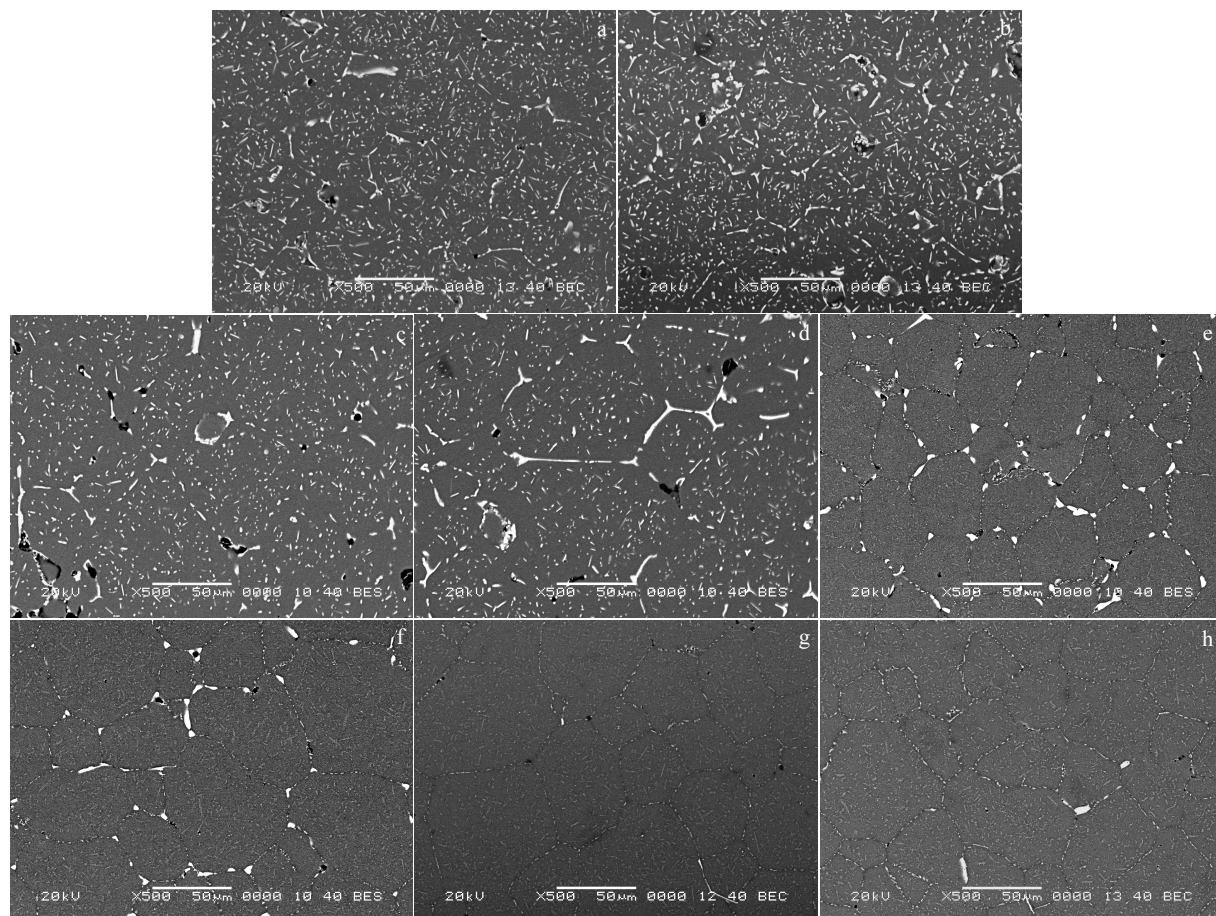


图 3 合金单级预热处理后的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the alloy after single stage pre-heat treatment: (a) 300 °C/12 h, (b) 300 °C/24 h, (c) 400 °C/12 h, (d) 400 °C/24 h, (e) 450 °C/12 h, (f) 450 °C/24 h, (g) 470 °C/12 h, and (h) 470 °C/24 h

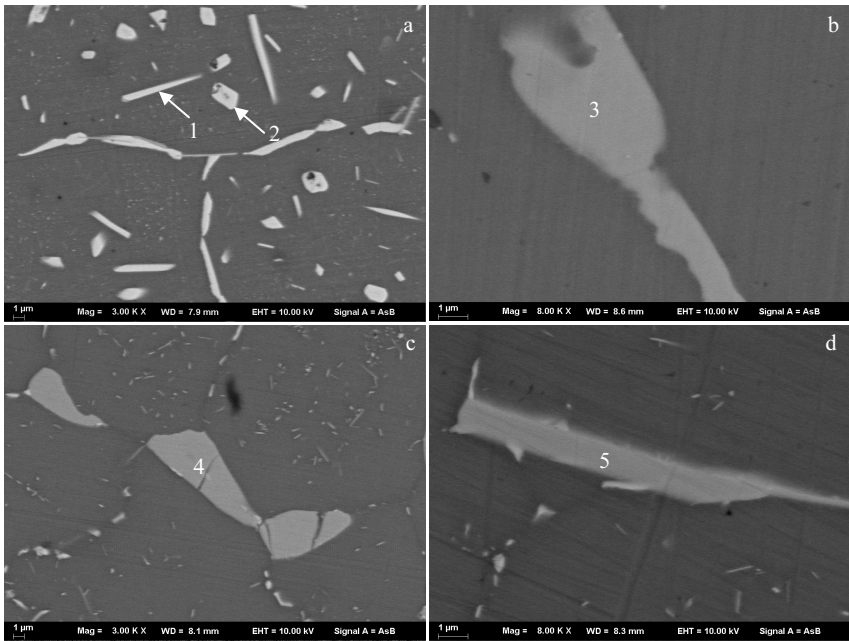


图 4 单级热处理后的第二相形貌

Fig.4 Morphologies of the second phases after single stage pre-heat treatment: (a) 300 °C/12 h, (b) 400 °C/12 h, (c) 450 °C/24 h, and (d) 470 °C/24 h

表 3 图 4 中残余初生相的 EDS 分析
Table 3 EDS analysis of the residual primary phase in Fig.4

No.	Content/at%					Potential phase	Zn/Cu	Zn/Mg
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe			
1	40.4	0.10	34.7	24.8	-	AlZnMgCu	0.004	0.003
2	24.0	0.15	52.5	23.4	-	AlZnMgCu	0.006	0.003
3	47.1	-	25.7	27.2	-	Al ₂ CuMg	0	0
4	46.0	-	24.9	29.2	-	Al ₂ CuMg	0	0
5	67.3	-	1.0	22.4	9.2	Al ₇ Cu ₂ Fe	0	0

图可知,合金各状态的组织依然以 α -Al相和Mg(Zn, Cu, Al)₂相为主。随着热处理温度的升高, Mg(Zn, Cu, Al)₂相衍射峰强度逐渐降低,这说明初生相溶入基体数量逐渐增加。值得注意的是, 450 °C图谱中 Mg(Zn, Cu, Al)₂相的衍射峰最不明显, 而 470 °C下反而出现了相对较多的 Mg(Zn, Cu, Al)₂相。

图 6 所示为 450 °C/24 h 和 470 °C/24 h 处理后的组织 TEM 照片, 表 4 为部分第二相的成分分析。结果表明: 因为 470 °C下初生相的回溶更为充分(粗大晶界相也基本消失), 使得基体溶质原子饱和度增大, 因此在空冷过程中有更高密度和更大相对尺寸的纳米第二相出现。除相对细小的纳米弥散沉淀相之外, 合金还存在尺寸较大的第二相(图 6a 中约为 1 μ m, 图 6b 中约为 400 nm), EDS 分析表明其成分也为 AlZnMgCu。

但是值得注意的是, 该类第二相中 Zn/Cu>3。与表 2 和表 3 中数据对比可断定此类尺寸级别的第二相并不是喷射态初生相的回溶残余。

2.3 双级预热处理下初生相的演变

图 7 为合金样品双级预热处理后的组织 SEM 照片。由图 7a, 7c 和 7e 可知: 当第 2 级调控温度为 470 °C时, 无论第 1 级温度高低, 残余相的形貌及分布特征都极为相似, 且与单级 470 °C下组织类似, 即晶内初

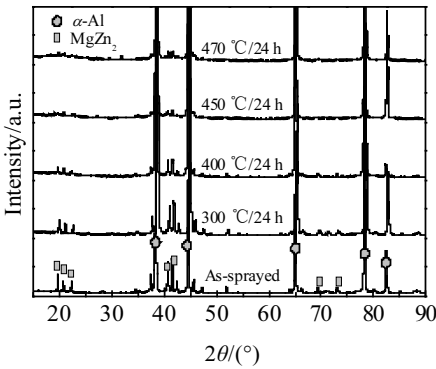


图 5 单级预热处理后的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of alloy after single stage pre-heat treatment

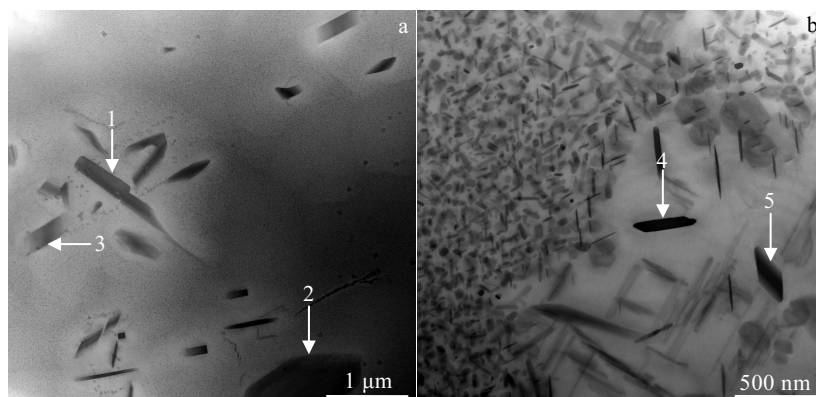


图 6 单级预热处理后合金的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of the alloy after single stage pre-heat treatment: (a) 450 °C/24 h and (b) 470 °C/24 h

表 4 图 6 中单级预热处理第二相的 EDS 分析

Table 4 EDS analysis of the second phase after single-stage pre-heat treatment in Fig.6

No.	Content/at%				Potential phase	Zn/Cu	Zn/Mg
	Al	Zn	Mg	Cu			
1	84.4	8.9	4.9	1.9	AlZnMgCu	4.6	1.8
2	85.2	7.8	5.1	1.9	AlZnMgCu	4.2	1.5
3	52.3	24.5	15.7	7.6	AlZnMgCu	3.2	1.6
4	14.4	42.8	29.8	13.1	AlZnMgCu	3.3	1.4
5	16.0	39.9	34.0	9.9	AlZnMgCu	4.0	1.2

生相完全消失, 存在大量的细小点状相; 晶界上残留少数长块状或不规则形状粗大相; 当第 2 级温度为 450 °C 时, 晶界上出现大量断续分布的粗大球状相, 背散射模式下出现衬度分明的第二相, 如图 7f 中点 3 和 4 处。

高倍组织(图 7b, 7d, 7f)的 EDS 分析结果见表 5。结果表明: 当热处理制度为 400 °C/12 h+450 °C/12 h 时, 晶界粗大相为 S 相(Al_2CuMg), 且暗灰色的球状 S 相中间还残存白色球形 AlZnMgCu 初生相, 但是其 Zn

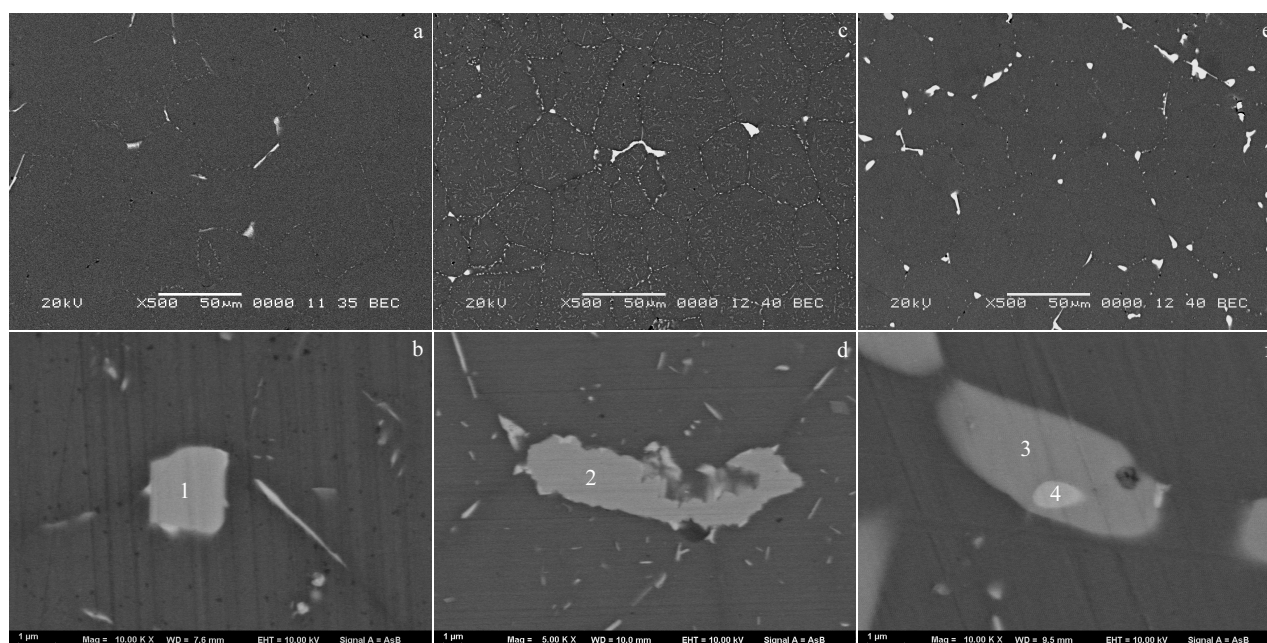


图 7 双级预热处理后的组织 SEM 照片

Fig.7 SEM images of alloy after two-stage pre-heat treatment: (a, b) 300 °C/12 h+470 °C/12 h, (c, d) 400 °C/12 h+470 °C/12 h, and (e, f) 400 °C/12 h+450 °C/12 h

表 5 图 7 中双级预热处理后第二相的 EDS 分析
Table 5 EDS analysis of the second phase after two-stage pre-heat treatment in Fig.7

No.	Content/at%					Potential phase	Zn/Cu	Zn/Mg
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe			
1	65.9	-	-	25.3	8.8	Al ₇ Cu ₂ Fe	0	0
2	66.8	-	-	23.7	9.6	Al ₇ Cu ₂ Fe	0	0
3	48.0	-	24.7	27.30	-	Al ₂ CuMg	0	0
4	33.4	0.1	39.6	26.91	-	AlZnMgCu	0.003	0.002

元素含量极低，表明该相正在向 S 相演变。两相共存的组织特征充分说明了在第 2 级处理温度为 450 ℃ 时，晶界初生相最终都演变为 S 相。当第 2 级温度为 470 ℃ 时，S 相数量极少，残余的粗大第二相多为不可回溶的 Al₇Cu₂Fe 相。这也再次说明了喷射成形 7055 铝合金的初生相中含有部分 Al₇Cu₂Fe 相，因为该相数量少且与 AlZnMgCu 相伴生而未被观察到。

图 8 的 XRD 物相分析表明：双级预热处理后的组织依然以 α-Al 相和 MgZn₂ 相为主。与单级 450 ℃ 处理样品类似，当第 2 级温度为 450 ℃ 时，图谱中 MgZn₂ 扩展相的衍射峰几乎消失，而第 2 级温度为 470 ℃ 的样品反而出现了相对较多的 MgZn₂ 相。图 9 所示为双级热处理后合金的 TEM 照片。当第二级温度为 470 ℃ 时，晶内出现细小弥散的第二相(图 9a 和 9b)，这也是因为 470 ℃ 温度下初生相回溶充分，提高了溶质原子过饱和度，在空冷过程中有大量细小的 MgZn₂ 相析出所致。对图 9 中部分第二相的能谱分析可知，其 Zn/Cu 比约为 2.5，明显不同于图 7 中几十微米粗大相的 Zn/Cu 比，这再次说明，透射电镜下观察到的第二相不是喷射态初生相的回溶残余。

综上所述，在双级预热处理时，第 1 级处理温度

和时间对合金初生相的最终演变产物影响不明显。第 2 级温度决定了初生相的回溶行为以及向 S 相的转变倾向。当第 2 级热处理温度为 450 ℃ 时，晶界初生相大量转变为球状断续分布的 S 相；当第 2 级温度升高至 470 ℃ 时，绝大部分初生相都回溶入基体，基本无 S 相出现，残余粗大相多为含铁相。

3 分析与讨论

3.1 形变前预热处理温度对初生相的影响

北京有色金属研究总院^[14,18]对一种高 Zn 含量的铸态 7A56 铝合金进行了 380 和 470 ℃ 2 种均匀化热处理，研究在不同温度下合金初生相的演变规律。结果表明：380 ℃ 时产生大量 S 相，而 470 ℃ 下仅残留 Al₇Cu₂Fe 相。进一步的研究表明 Cu 元素扩散能力最低，Zn 元素的扩散能力最强，但在不同的温度条件下，

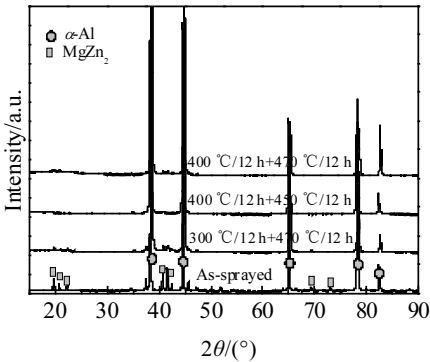


图 8 双级预热处理后合金的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of alloy after two-stage pre-heattreatment

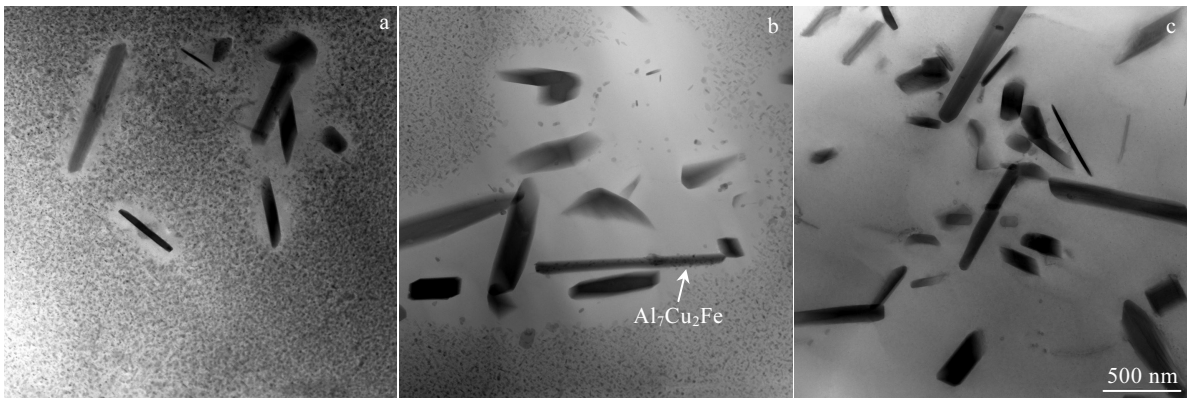


图 9 双级预热处理后合金的 TEM 照片

Fig.9 TEM images of the sample after two-stage pre-heat treatment: (a) 300 ℃/12 h+470 ℃/12 h, (b) 400 ℃/12 h+470 ℃/12 h, and (c) 400 ℃/12 h+450 ℃/12 h

Zn 元素扩散能力优势却不相同^[19,20]。380 °C 时, Cu、Mg 和 Zn 元素的扩散系数之比为 1:4:6.7, 而 470 °C 条件下, Cu、Mg 和 Zn 元素的扩散系数之比为 1:2.6:4.9。这说明低温时 Zn 元素的扩散优势明显, 因此大量的 Zn 元素快速从初生相中扩散出去, 留下含量较高的 Mg 和 Cu, 形成 Al_2CuMg 相。随着温度的升高, Zn 元素的扩散相对优势下降, 使初生相直接回溶而不会演变为 S 相。

对于喷射成形 7055 铝合金, Zn 元素在相变过程中依然扮演了重要的角色。相较于 Cu 和 Mg 原子, Zn 原子的扩散系数更高, 但在不同的热处理温度下, 元素间的扩散行为也会存在差异。因此喷射成形 7055 铝合金初生相的演变结果可分为以下 3 种情况:

(1) 当热处理温度较低时, 如本研究中的 300 和 400 °C, 各元素的扩散系数都较小。扩散行为进行得不充分, 保留了大量的初生相。但此时 Zn 原子相对 Cu 和 Mg 原子拥有绝对优势的扩散能力, 从而使 AlZnMgCu 相的 Zn 含量大幅下降($\text{Zn}/\text{Cu} < 0.01$), 甚至直接得到 S 相, 如图 4a、4b 和表 3 所示; (2) 当热处理温度增加, 如本研究中的 450 °C, Zn 原子相对其他合金元素的扩散优势更为明显, 晶内相因为合金元素含量低而基本回溶, 但是晶界高合金成分的初生 AlZnMgCu 相大量演变为无 Zn 的 S 相, 如图 3e、3f 和 4c 所示; (3) 当热处理温度继续增加, 如本研究中的 470 °C, 各合金元素的扩散系数都很高, Zn 原子相对其他合金元素的扩散优势下降。因此, 晶内相回溶程度更高, 且晶界相中 Zn、Mg 和 Cu 原子共同固溶入基体, 避免了大量 S 相的出现。

3.2 空冷过程中的析出行为

由 TEM 照片观察可知, 在高温(450 和 470 °C)

处理后, 空冷过程中会析出大量的小尺寸第二相, 这是由于高温状态下的饱和固溶体, 在缓慢冷却过程中发生沉淀析出所致。需要指出的是, 空冷析出的第二相存在尺寸相差较大的 2 种纳米相, 如图 6 和图 9 所示。对大尺寸的纳米第二相能谱分析可知其 $\text{Zn}/\text{Mg} > 1$, 因此可以断定该类第二相不是初生相的回溶残余。

图 10 所示为 300 °C/12 h+470 °C/12 h 预热处理后不同尺寸析出相的 TEM 照片及选区电子衍射花样。由图 10a 可知: 高密度的弥散析出相尺寸约为 40 nm, 而少数大尺寸纳米相轴向长度超过 500 nm。由能谱分析得知, 粗大纳米相周围存在尺寸较大的 Al_3Zr 粒子, 且粗大相本身与 Al_3Zr 粒子共生。选区电子衍射花样(图 10b)也清楚表明样品中存在 Al_3Zr 粒子。文献[21]针对一种高 Zn 的 7xxx 系喷射成形铝合金进行了固溶(485 °C/2 h, 水冷)+人工时效(120 °C/24 h)处理并进行组织观察, 结果发现铝基体中存在 2 种不同类型的 Al_3Zr 弥散相, 其中一种与 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相伴生, 形成以 Al_3Zr 为形核核心, 以 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相包围其生长的“核-壳”(core-shell)结构。本研究在热处理后采用空冷方式降温至室温, 因此该“核-壳”结构在降温过程中发生优先长大。可以推断, 空冷过程中形成的少数粗大纳米析出相是由于部分大尺寸 Al_3Zr 粒子所导致的异质形核而得到的^[22]。

图 11 为根据实验分析所绘制的喷射成形 7055 铝合金初生相在不同热处理温度下的演变示意图。470 °C 处理后的合金基体只残留极少数 S 相, 在空冷过程中再次析出的 AlZnMgCu 相因其回溶温度低而不会对固溶热处理造成影响。综上所述, 单级 470 °C 保温或第 2 级温度为 470 °C 的形变前双级预热处理参数适合喷射成形 7055 铝合金。

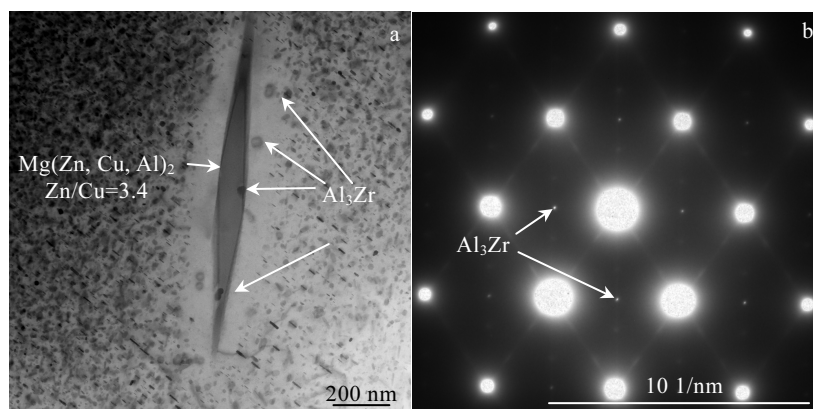


图 10 300 °C/12 h+470 °C/12 h 热处理后样品的 TEM 组织及 SAED 花样

Fig.10 TEM image (a) and SAED pattern (b) of the alloy after 300 °C/12 h+470 °C/12 h two-stage pre-heat treatment

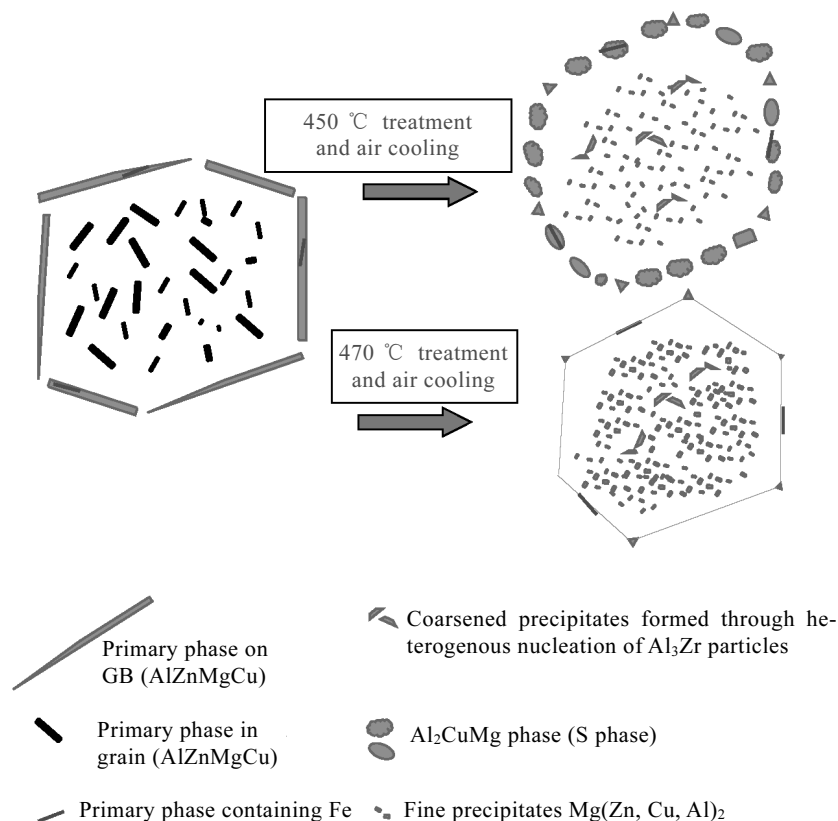


图 11 喷射成形 7055 铝合金初生相演变示意图

Fig.11 Schematic diagram of primary phase evolution of as-sprayed 7055 aluminium alloy

4 结 论

1) 喷射态 7055 铝合金的初生相主要为 AlZnMgCu 相, 该相具有 MgZn_2 相的晶体结构。晶内初生相细小且弥散分布, 少量含 Fe 相与粗大晶界初生相伴生, 晶界相上 Zn、Mg 和 Cu 元素含量高于晶内相。初生相的 Zn/Cu(原子分数比) >1 。

2) 形变前低温单级($\leq 400\text{ }^\circ\text{C}$)预热处理时, 初生相回溶少, 但 Zn 元素含量明显下降, 长时间保温会诱导 Al_2CuMg 相(S 相)出现。在中温单级预热处理($450\text{ }^\circ\text{C}$)时, Zn 元素的扩散能力增加, 粗大晶界初生相大量演变为 Al_2CuMg 相(S 相)。在高温预热处理($470\text{ }^\circ\text{C}$)时, Zn 元素的扩散优势下降, 初生相直接回溶基体, 避免了 Al_2CuMg 相(S 相)的大量出现。双级预热处理过程中初生相的演变规律取决于第 2 级处理温度。

3) 高温预热处理后, 空冷过程会产生 2 种不同尺寸的 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 沉淀析出相, 其中 500 nm 左右的析出相是以 Al_3Zr 粒子为核心异质形核产生的。

参考文献 References

[1] Azamiya A, Taheri A K, Taheri K K. *Journal of Alloys and*

Compounds[J], 2019, 781: 945

[2] Feng Di(冯 迪), Zhang Xinming(张新明), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(8): 2104

[3] Li Long, Wei Lijun, Xu Yanjin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 102

[4] Liu Bin, Lei Qian, Xie Liuqun *et al. Materials & Design*[J], 2016, 96: 217

[5] Schreiber J M, Omcikus Z R, Eden T J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 135

[6] Knight S P, Pohl K, Holroyd N J H *et al. Corrosion Science*[J], 2015, 98: 50

[7] Ma Shengchong, Zhao Yong, Pu Jihong *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 46: 304

[8] Wang Xiangdong, Pan Qinglin, Xiong Shangwu *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(8): 1484

[9] Li Zhenliang(李振亮), Yue Songbo(岳松波), Liu Fei(刘 飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3721

[10] Feng Di, Wang Guoying, Chen Hongmei *et al. Metal and*

- Materials International*[J], 2018, 24(1): 195
- [11] Feng Di(冯 迪), Zhang Xinming(张新明), Chen Hongmei(陈洪美) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(1): 100
- [12] Khvan A V, Eskin D G, Starodub K F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 743: 626
- [13] Guo Z Y, Zhao G, Chen X G. *Materials Characterization*[J], 2016, 114: 79
- [14] Xu Da, Li Zhihui, Wang Guojun *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 131: 285
- [15] Jia Pinfeng, Cao Yiheng, Geng Yidong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 612: 335
- [16] Ditta A, Wei L J, Xu Y J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 797: 558
- [17] Zhang Xinming(张新明), Lu Yanhong(陆艳红), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(8): 2154
- [18] Xie F Y, Yan X Y, Ding L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 355(1-2): 144
- [19] Xu Da, Li Zhihui, Wang Guojun *et al. Material Science Forum*[J], 2017, 898: 153
- [20] Jones D R H, Ashby M F. *An Introduction to Properties, Applications and Design*[M]. London: Butterworth-Heinemann, 2018
- [21] Liu Fei(刘 飞), Bai Pucun(白朴存), Hou Xiaohu(侯小虎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3272
- [22] Robson J D, Prangrell P B. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(4): 599
- [17] Zhang Xinming(张新明), Lu Yanhong(陆艳红), Liu Sheng-

Evolution Behavior of Primary Phase During Pre-heat Treatment Before Deformation for Spray Formed 7055 Aluminum Alloy

Feng Di^{1,3}, Han Zhongjie¹, Li Jichen¹, Zhang Hao², Xia Weisheng³, Fan Xi², Tang Zhihao²

(1. Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

(2. Jiangsu Haoran Spray Forming Alloy Co., Ltd, Zhenjiang 212003, China)

(3. Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Evolution of the primary phase of spray formed 7055 aluminum alloy during pre-heat treatment before deformation was studied by OM, SEM, TEM and XRD test. The results show that the primary phases of as-sprayed 7055 alloy are AlZnMgCu phase and Al₇Cu₂Fe phase. The AlZnMgCu phase is fine in the grain while coarsened on the grain boundary. The grain boundary phase is formed as a symbiotic microstructure including AlZnMgCu and Al₇Cu₂Fe phase. When the treatment temperature is ≤ 400 °C, the dissolution of primary phase is less due to the low diffusion coefficient. However, the Zn content has an apparent decline in both intragranular phase and grain boundary phase. When the temperature increases to 450 °C, the fine primary phase is completely dissolved, while the coarsened phases on grain boundary transform to an ellipsoid-like Al₂CuMg phase. When treated at 470 °C, inner phase has the same dissolving behavior but the transformation of grain boundary phase to Al₂CuMg is avoided. The comparison between the single stage and two stage pre-heat treatments indicates that the evolution of primary phase depends on the second pre-heat treatment temperature.

Key words: spray forming; 7055 aluminum alloy; pre-heat treatment before deformation; Al₃Zr dispersoids; Al₂CuMg phase

Corresponding author: Feng Di, Ph. D., Associate Professor, Department of Material Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, E-mail: difeng1984@just.edu.cn