均匀化工艺对 3C 产品用 Al-Zn-Mg-(Cu)合金微观组织演变的影响①

李俊[1], 邹国童[1], 叶凌英[1], 姜科达[2], 范世通[2]
(1.中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083; 2.台山市金桥铝型材厂有限公司, 广东 江门 529261)

摘 要: 对 3C 产品用 Al-Zn-Mg-(Cu)合金开展不同条件下的均匀化工艺研究,同时利用末端淬火法和 DSC 曲线测试法探究均匀化冷却速率对微观组织的影响。结果表明,Al-Zn-Mg-(Cu)合金的适宜双级均匀化制度为 470 ℃/2 h+510 ℃/18 h,在此条件下 AlZnMg 和 $MgZn_2$ 等低熔点共晶相可以完全消除,同时 AlFeSi、AlFeMnSi 等难熔相面积分数明显减小。Al-Zn-Mg-(Cu)合金在均匀化冷却过程中,冷却速率低于 11 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相沿着晶界析出;冷却速率 0.083~0.833 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相在晶界和晶粒内部同时析出,$MgZn_2$ 相的起始析出温度为 417~451 ℃,终止析出温度为 311~355 ℃。

关键词: 铝合金; Al-Zn-Mg-(Cu); 均匀化处理; 末端淬火; 冷却速率; 微观组织演变; 析出相
中图分类号: TB302 **文献标志码**: A doi:10.3969/j.issn.0253-6099.2026.03.044
文章编号: 0253-6099(2026)03-0291-07

Effect of Homogenization Process on Microstructure Evolution of Al-Zn-Mg-(Cu) Alloys for 3C Products

LI Jun[1], ZOU Guotong[1], YE Lingying[1], JIANG Keda[2], FAN Shitong[2]
(1.*School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha* 410083, *Hunan, China*; 2.*Taishan Kam Kiu Aluminium Extrusion Co., Ltd., Jiangmen* 529261, *Guangdong, China*)

Abstract: Homogenization treatment under different conditions were carried out for Al-Zn-Mg-(Cu) alloys applied to 3C products, and the end-quenching method and DSC measurement were adopted to investigate the effect of homogenization cooling rate on microstructure. It is found that the optimal homogenization regime is 470 ℃ for 2 hours plus 510 ℃ for 18 hours. Under these conditions, low-melting eutectic phases such as AlZnMg and $MgZn_2$ are completely eliminated, while the area fraction of refractory phases like AlFeSi and AlFeMnSi significantly decreases. During the homogenization cooling, $MgZn_2$ phase precipitates along grain boundaries when the cooling rate is lower than 11 ℃/s. With the cooling rate of 0.083 - 0.833 ℃/s, the $MgZn_2$ phase precipitates both at grain boundaries and inside grains, the initial precipitation temperature of $MgZn_2$ phase ranges from 417 ℃ to 451 ℃, and the termination temperature ranges from 311 ℃ to 355 ℃.

Key words: aluminium alloy; Al-Zn-Mg-(Cu); homogenization treatment; end quenching; cooling rate; microstructure evolution; precipitated phase

随着通信与数字技术的迅速发展,3C 产品(如笔记本电脑、智能手机和手表等)不断进行技术升级和换代[1]。铝合金凭借其优越的阳极氧化效果、低密度、易加工性以及良好的导热性能,广泛用于电子产品的壳体材料[2-3]。随着便携式设备逐渐向更大屏幕、更轻质量方向发展,常用 Al-Mg-Si 合金的力学性能已无法满足行业高标准需求[4],具有更高比强度的 Al-Zn-Mg 合金逐渐成为新一代电子产品外壳的首选材料。

与航空航天和轨道交通的结构材料设计要求不同,3C 产品用铝合金的工艺设计通常要求材料具有高强度和优异的表面质量[5-6]。合金内部的第二相组织对

① **收稿日期**: 2025-12-01
基金项目: 江门市 2023 年省科技创新战略专项市县科技创新支撑(大专项+任务清单)项目(2023780200080009576)
作者简介: 李俊(1998—),男,云南大理人,博士研究生,主要研究方向为高强铝合金性能调控。E-mail:203111065@csu.edu.cn
通信作者: 叶凌英(1981—),男,吉林长春人,教授,主要研究方向为高性能铝合金组织与性能调控。E-mail:lingyingye@csu.edu.cn

材料表面质量影响较大,若在前期均匀化工艺中未能有效消除大尺寸初生相,会严重影响材料加工性能,同时在阳极氧化工艺后材料表面会出现麻点等缺陷[7]。文献[8]对 Al-Zn-Mg-(Cu)合金进行470 ℃/24 h的单级均匀化热处理,经热挤压后,合金表面存在微米级的第二相,阳极氧化后材料表面出现麻点,并最终影响材料腐蚀性能。文献[9]对Al-Zn-Mg 合金开展不同温度下的均匀化工艺研究,经最佳单级均匀化处理后,合金中仍然存在粗大片状的 AlFeMnSi 难熔相,这些相对合金的力学和腐蚀性能产生了一定影响。文献[10-11]研究表明,单级均匀化工艺仅能消除 Al-Zn-Mg-(Cu)合金中的 AlZnMg 和 $MgZn_2$ 等低熔点共晶相,但难以消除 AlFeMnSi、AlFeSi 等难熔相。此外,Al-Zn-Mg-(Cu)大尺寸铸锭均匀化处理结束后[12],由于冷却过程中不同位置的冷却速率不同,会产生类似固溶淬火处理结束后的淬火析出相,并且在后续热变形过程中此类淬火析出相难以消除,最终影响产品性能。

基于以上原因,本文提出一种强化第二相溶解的分级均匀化方法:先通过一级均匀化处理,完全消除 $MgZn_2$ 等低熔点相;然后尽可能提高二级均匀化温度,促进 AlFeMnSi、AlFeSi 等难熔相的消除,开展了合金过烧现象和第二相变化的研究,并利用末端淬火法和 DSC 曲线测试法[13-14]探究均匀化冷却速率对微观组织演变的影响,明确淬火析出相临界析出温度和冷却速率。

1 实验

实验材料为台山市金桥铝型材厂有限公司提供的 Al-Zn-Mg-(Cu)合金铸锭,其化学成分如表 1 所示。

表 1 Al-Zn-Mg-(Cu) 合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-(Cu) alloy %

Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Zr	Ti	Al
8.03	2.45	0.51	0.056	0.058	0.06	—	0.011	余量

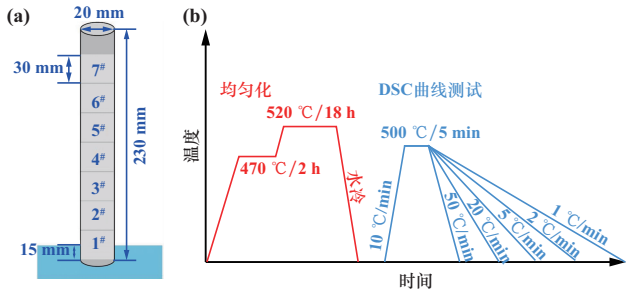
均匀化热处理在箱式空气电阻炉中进行,到达设定温度时,再将样品放入,并开始计时。不同均匀化工艺参数见表 2。

利用末端淬火法和差示扫描量热(DSC)曲线测试法观察不同均匀化冷却速率对 Al-Zn-Mg-(Cu)合金淬火析出相的影响。末端淬火操作过程如下:在铝合金铸锭上切取尺寸为 Φ20 mm × 230 mm 的圆棒,均匀化热处理后,3 s 内将试样一端置于室温水(≈25 ℃)中进行末端淬火,浸入深度为 15 mm。末端淬火法示意图如图 1(a)所示。DSC 曲线测试过程如下:在经过均匀化处理的铝合金铸锭上切取尺寸为 Φ2 mm × 1 mm 的圆片,利用耐驰 DSC300 进行测试。DSC 曲线测试法具体实验流程如图 1(b)所示。采用 Tescan MIRA4 LMH 扫描电镜观察抛光样品并分析相成分。

表 2 不同均匀化工艺参数

Table 2 Parameters of different homogenization processes

均匀化工艺	工艺参数	
	第一级	第二级
HT1	470 ℃/0.5 h	—
HT2	470 ℃/1 h	—
HT3	470 ℃/2 h	—
HT4	470 ℃/4 h	—
DHT1	470 ℃/2 h	490 ℃/18 h
DHT2	470 ℃/2 h	500 ℃/18 h
DHT3	470 ℃/2 h	510 ℃/18 h
DHT4	470 ℃/2 h	520 ℃/18 h
DHT5	470 ℃/2 h	530 ℃/18 h
DHT6	470 ℃/2 h	540 ℃/18 h



(a) 末端淬火法;(b) DSC 曲线测试法

图 1 不同均匀化冷却速率对淬火析出相影响实验方法

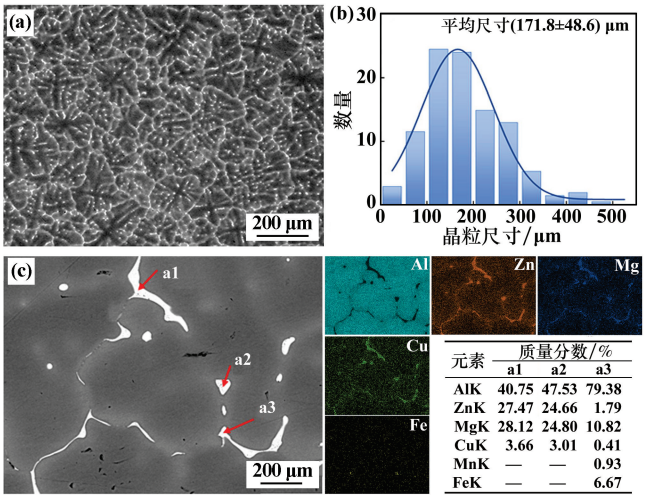
Fig. 1 Testing methods for effect of different homogenization cooling rates on precipitated phases after quenching

2 实验结果及讨论

2.1 铸态合金微观组织分析

Al-Zn-Mg-(Cu)铸态合金微观组织如图 2 所示。可见其表现出严重的枝晶偏析,α-Al 被枝晶间区域的金属间化合物包围,主要呈近等轴状,平均晶粒尺寸为(171.8±48.6) μm。组织中主要有呈树枝状和球状的白色相,EDS 分析结果表明,白色相富含 Zn、Mg 和 Cu,此外还有部分相富含 Mg、Fe 和 Zn,这与文献[11]报道相符。面扫描结果显示,主要元素 Zn、Mg 和 Cu 在晶界处富集,由晶界向晶内富集减少,因此需要对铸态合金进行均匀化处理以消除严重的枝晶偏析[15]。

Al-Zn-Mg-(Cu)铸态合金 DSC 曲线如图 3 所示。DSC曲线存在一个明显的吸热峰,主要由共晶 $MgZn_2$



(a) 扫描照片;(b) 尺寸分布图;(c) 面扫描结果

图 2　Al-Zn-Mg-(Cu) 铸态合金微观组织

Fig. 2　Microstructure of as-cast Al-Zn-Mg-(Cu) alloy

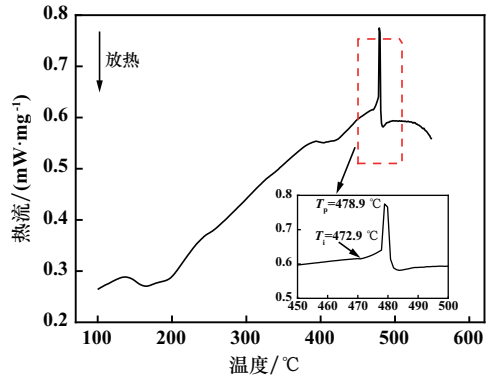


图 3　Al-Zn-Mg-(Cu) 铸态合金 DSC 曲线

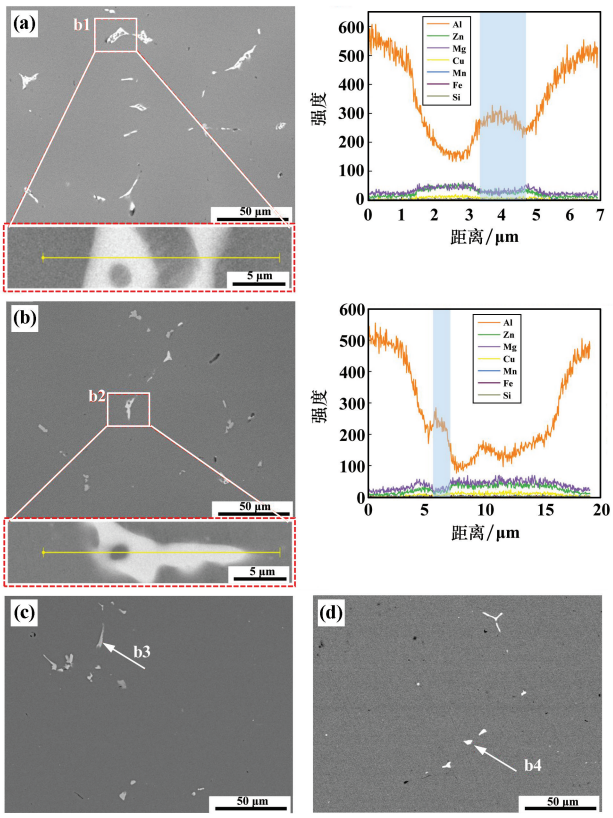
Fig. 3　DSC curve of as-cast Al-Zn-Mg-(Cu) alloy

相的溶解引起,此外,$MgZn_2$ 相的起始溶解温度 T_i 为 472.9 ℃,峰值温度 T_p 为 478.9 ℃。为了避免均匀化过程中发生过烧,最高均匀化温度不能超过 472.9 ℃。

2.2　均匀化制度优化

2.2.1　均匀化时间

470 ℃下,不同均匀化时间处理后样品 SEM 图像如图 4 所示,标记处的 EDS 分析结果如表 3 所示。Al-Zn-Mg-(Cu)合金经 0.5 h 和 1 h 处理后,大部分共晶相得以消除,但剩余的共晶相呈现鱼骨状,如 b1 和 b2 区域,经过线扫描分析发现,共晶相内部已经出现了溶质元素的溶解,相比于共晶相外部的元素分布,内部的 Mg、Zn 和 Cu 元素明显减少。随着均匀化时间延长至 2 h 和 4 h,鱼骨状共晶相已经完全溶解,只保留了针状和球状的高熔点相,结合表 3 的 EDS 结果发现,其主要为 Al_3Fe 相。



(a) HT1;(b) HT2;(c) HT3;(d) HT4

图 4　不同均匀化时间处理后样品 SEM 图像

Fig. 4　SEM images of samples treated with different homogenization time

表 3　图 4 中不同区域第二相的 EDS 结果

Table 3　EDS results of second phase in different regions in Fig. 4

位点	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si
b1	74.33	15.84	7.03	2.68	—	0.09	0.03
b2	67.63	18.21	10.05	4.02	0.03	0.04	0.02
b3	78.99	2.05	0.88	0.69	1.19	14.00	2.20
b4	77.05	1.61	0.74	0.59	1.12	15.44	2.72

不同均匀化时间处理后样品的 DSC 曲线如图 5 所示。可以发现,470 ℃下,经 0.5 h 和 1 h 均匀化处理后样品的 DSC 曲线在 479 ℃左右均出现了吸热峰,相比于均匀化处理 0.5 h 样品的吸热峰,均匀化处理 1 h 样品的吸热峰更小(如图中虚线方框所示);均匀化处理 2 h 和 4 h 样品的 DSC 曲线在 479 ℃附近均未出现吸热峰,表明共晶相已经消除,这与 SEM 观察结果一致。因此,为了彻底消除共晶相,均匀化时间最短为 2 h。

2.2.2　双级均匀化温度

通常 Al-Zn-Mg-(Cu)合金经单级均匀化处理后,仍然会存在含 Fe、Mn 的高熔点相,这些高熔点相在服役过程中会严重影响材料性能,因此为了进一步消除

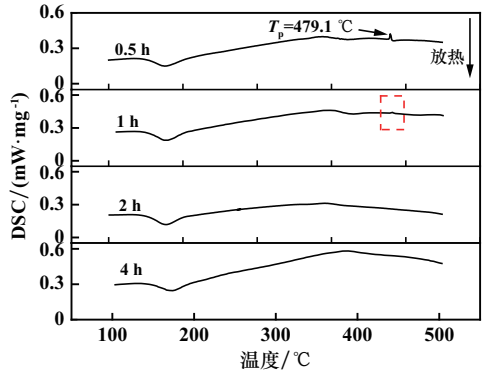
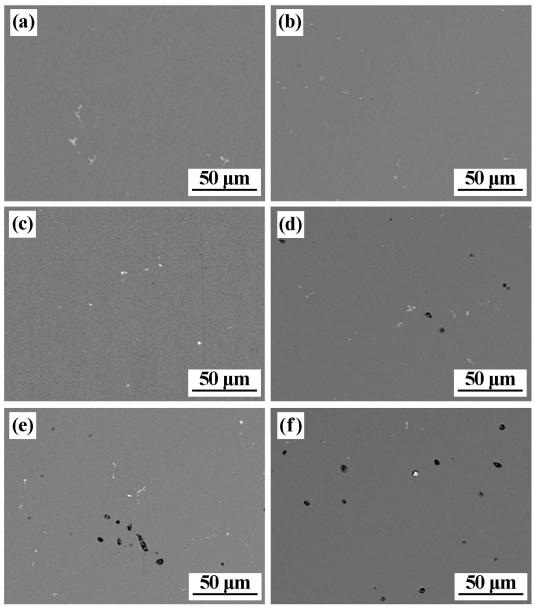


图 5 不同均匀化时间处理后样品的 DSC 曲线

Fig. 5 DSC curves of samples treated with different homogenization time

高熔点相,采用双级均匀化处理:一级均匀化处理主要消除低熔点共晶相,二级均匀化处理进一步使高熔点相回溶[16]。图 6 为不同双级均匀化温度处理后样品 SEM 图像。可以发现,二级均匀化温度 490~510 ℃时,双级均匀化处理后高熔点难熔相明显消减,均匀化温度进一步提高时,出现了过烧组织,并且随着均匀化温度升高,过烧程度更高。



(a) DHT1; (b) DHT2; (c) DHT3; (d) DHT4; (e) DHT5; (f) DHT6

图 6 不同双级均匀化温度处理后样品 SEM 图像

Fig. 6 SEM images of alloys subjected to two-stage homogenization treatments at different temperatures

不同双级均匀化后高熔点难熔相的面积分数如图 7 所示。可以发现,随着二级均匀化温度升高,难熔相面积分数均降低,因此在不出现过烧组织的前提下,适宜的均匀化制度为 470 ℃/2 h+510 ℃/18 h。

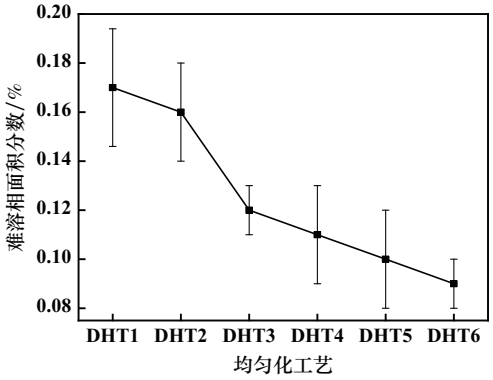


图 7 高熔点难熔相的面积分数统计

Fig. 7 Area fraction of high-melting-point refractory phases

2.3 均匀化冷却速率对淬火析出相的影响

2.3.1 末端淬火法

在 470 ℃/2 h+510 ℃/18 h 均匀化处理基础上,开展不同冷却速率的实验,利用末端淬火法测量的冷却速率变化曲线如图 8 所示。结果表明,浸入水端冷却速率约为 140 ℃/s,顶端冷却速率约为 2 ℃/s。选取浸入水端以上的 6 组试样进行 SEM 观察,不同冷却速率下样品 SEM 图像如图 9 所示。冷却速率 30~80 ℃/s 时,微观组织中出现细小针状的 AlFeSi 相;冷却速率 2、11 ℃/s 时,除了针状 AlFeSi 相外,沿着晶界还出现了 $MgZn_2$ 相。

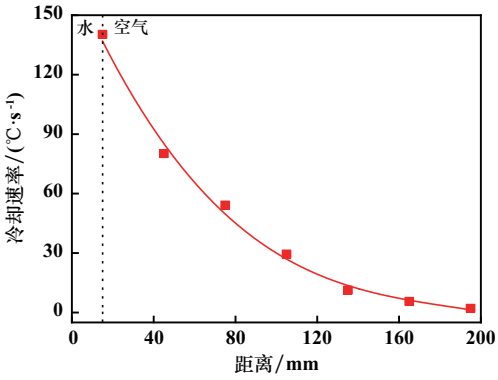
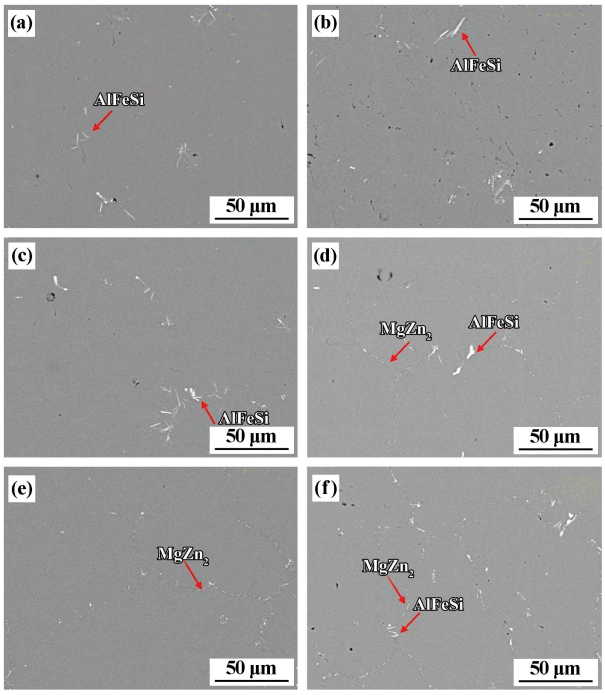


图 8 冷却速率变化曲线

Fig. 8 Cooling rate curve

2.3.2 DSC 曲线测试法

为了进一步探究冷却速率对 $MgZn_2$ 相析出的影响,明确临界析出温度和冷却速率,采用 DSC 曲线测试法研究不同冷却速率下 Al-Zn-Mg-(Cu)合金的组织变化。不同冷却速率下样品 DSC 曲线如图 10 所示,其中水平虚线表示基线,DSC 参数低于这个水平为放热反应。结果表明,冷却速率 5~50 ℃/min 时,在 350~450 ℃范围内 Al-Zn-Mg-(Cu)合金有第二相析出;随着冷却速率从 5 ℃/min 增至 50 ℃/min,第二相



(a) 80 ℃/s; (b) 54 ℃/s; (c) 30 ℃/s; (d) 11 ℃/s; (e) 6 ℃/s; (f) 2 ℃/s

图 9　末端淬火时不同冷却速率下样品 SEM 图像

Fig. 9　SEM images of samples processed at different cooling rates with end quenching

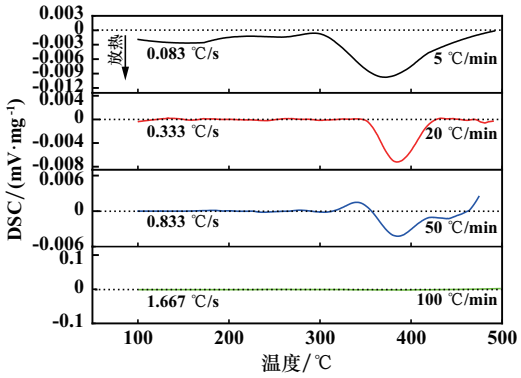
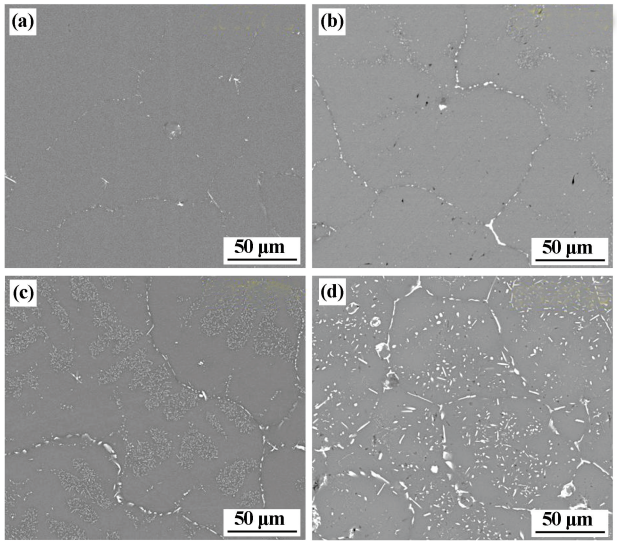


图 10　不同冷却速率下样品 DSC 曲线

Fig. 10　DSC curve of samples processed at different cooling rates

开始析出温度从 450 ℃降低至 410 ℃;随着冷却速率进一步提高至 100 ℃/min 时,DSC 曲线无明显放热峰。

DSC 测试时不同冷却速率下样品 SEM 图像如图 11 所示。结果表明:冷却速率 1.667 ℃/s 时,仍然出现了沿着晶界分布的 $MgZn_2$ 相和针状 AlFeSi 相,这与图 9 结果一致;冷却速率降至0.833 ℃/s,除了晶界处分布的 $MgZn_2$ 相外,晶粒内部也出现了尺寸更小的 $MgZn_2$ 相;冷却速率进一步降低,$MgZn_2$ 相的尺寸和数量增加;冷却速率0.083 ℃/s时,晶界处的 $MgZn_2$ 相呈细小针状,晶粒内部的 $MgZn_2$ 相呈短棒状和球状。



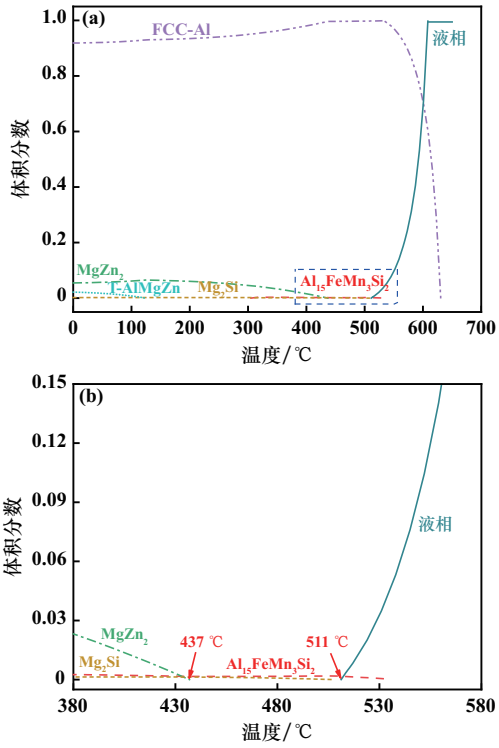
(a) 1.667 ℃/s; (b) 0.833 ℃/s; (c) 0.333 ℃/s; (d) 0.083 ℃/s

图 11　DSC 测试时不同冷却速率下样品 SEM 图像

Fig. 11　SEM images of samples processed at different cooling rate with DSC testing

2.4　分析与讨论

为了进一步说明本研究中 Al-Zn-Mg-(Cu)合金均匀化机制的设计理念,基于 Pandat 软件对所研究的合金进行热力学计算,其相含量随温度的变化规律如图 12 所示。



(a) 平衡相图; (b) 图(a)中虚线方框标记区域放大图

图 12　Al-Zn-Mg-(Cu) 合金相含量随温度的变化规律

Fig. 12　Phase content evolution of Al-Zn-Mg-(Cu) alloy with temperature

从图 12 可以观察到,在平衡凝固过程中,$MgZn_2$ 相的形成温度为 437 ℃,因此第一级均匀化温度设置为 470 ℃,可以消除 $MgZn_2$ 共晶相,而 AlFe、AlFeMnSi 和 AlFeMn 等高熔点相则需要将均匀化温度提高至 520 ℃以上才能消除。但是,将均匀化处理温度提高至 520 ℃时(图中液相线的起点为 511 ℃),铸态样品可能会发生过烧,从而产生有害的复熔球[17],严重恶化材料性能,因此含 Fe 的高熔点相不能通过均匀化处理完全消除,但是可以在液相线的起始温度前开展长时间保温,让 AlFeMnSi 等高熔点相从粗大片状转变为细小球状,可以减轻高熔点相对性能的恶化,如图 6(c)所示。因此本文选取 470 ℃/2 h+510 ℃/18 h 的双级均匀化处理是合理的。

在均匀化冷却过程中,冷却速率会影响析出相的形核驱动力,导致固溶体的析出行为不同[18-19]。Al-Zn-Mg-(Cu)合金在不同均匀化冷却速率下的析出行为可以用连续冷却析出相 CCP (continuous cooling precipitation)曲线来评估[14]。Al-Zn-Mg-(Cu)合金 CCP 曲线和不同冷却过程中的析出相演变示意图如图 13 所示。冷却速率 0.083 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相的析出温度为 311~451 ℃;冷却速率 0.333 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相的析出温度为 351~424 ℃;冷却速率 0.833 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相的析出温度为 355~417 ℃。值得注意的是,图 12 结果表明,$MgZn_2$ 相的形成温度为 437 ℃,与不同冷却速率下 $MgZn_2$ 相的析出温度相比可以发现,在平衡凝固过程中,降低冷却速率可以提高 $MgZn_2$ 相的析出温度,这主要是因为较小的冷却速率可以促进物质扩散,$MgZn_2$ 相有足够的时间发生形核长大[20]。

此外,末端淬火法实验中发现,冷却速率大于 30 ℃/s时,样品中无 $MgZn_2$ 相析出;冷却速率 2~11 ℃/s时,样品中晶界处会有少量的 $MgZn_2$ 相析出,但因为析出相数量过少,冷却速率 1.667 ℃/s 样品的 DSC 曲线无明显放热峰。冷却速率 0.333~0.833 ℃/s 时,晶粒内部的 $MgZn_2$ 相析出并呈现枝晶状分布,这主要是因为均匀化冷却过程中类似铸锭的非平衡凝固过程[21],溶质原子容易在枝晶臂间富集,$MgZn_2$ 相会优先沿着枝晶的轮廓生长,最终呈现枝晶状的分布形态[22-23]。冷却速率进一步降至 0.083 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相会在整个晶粒内部析出和长大。因此在实际生产过程中,均匀化冷却速率需大于 1.667 ℃/s,否则会析出大量的 $MgZn_2$ 相,这些相在后续挤压、轧制等热变形过程中难以消除,最终导致产品性能下降[24]。

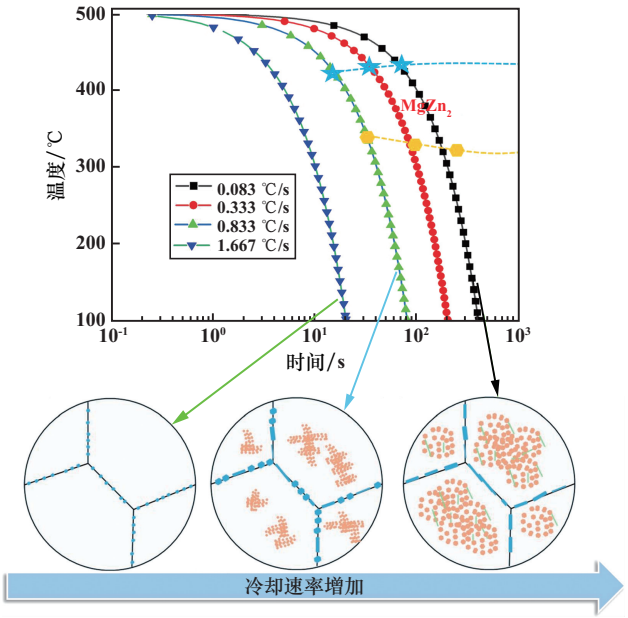


图 13 Al-Zn-Mg-(Cu) 合金 CCP 曲线和不同冷却过程中的析出相演变示意图

Fig. 13 CCP diagram of Al-Zn-Mg-(Cu) alloy and schematic of precipitate evolution during different cooling processes

3 结论

通过对 Al-Zn-Mg-(Cu)合金开展不同条件下的均匀化处理,并基于末端淬火法和 DSC 曲线测试法探究冷却速率对 $MgZn_2$ 相的影响,得出以下结论。

1) Al-Zn-Mg-(Cu)合金适宜的双级均匀化制度为 470 ℃/2 h + 510 ℃/18 h,在此条件下 AlZnMg 和 $MgZn_2$ 等低熔点共晶相可以完全消除,同时 AlFeSi 和 AlFeMnSi 等难熔相面积分数明显减小。

2) 在均匀化冷却过程中,冷却速率低于 11 ℃/s 时,Al-Zn-Mg-(Cu)合金中 $MgZn_2$ 相会沿着晶界析出;冷却速率 0.083~0.833 ℃/s 时,$MgZn_2$ 相会在晶界和晶粒内部同时析出。

3) 基于 DSC 曲线测试结果,绘制了 Al-Zn-Mg-(Cu)合金均匀化冷却中的 CCP 曲线,冷却速率 0.083~0.833 ℃/s时,$MgZn_2$ 相的起始析出温度为 417~451 ℃,终止温度为 311~355 ℃。

参考文献(References):

[1] 胡权,孙大翔,邓科,等. 新型电子产品用 Al-Zn-Mg 合金热变形行为与热加工图研究[J]. 世界有色金属, 2021(24):112-116.
HU Quan, SUN Daxiang, DENG Ke, et al. Research on hot deformation behavior and hot working map of Al-Zn-Mg alloy used in new electronic products[J]. World Nonferrous Metals, 2021(24):112-116.

[2] 何新宇. 手机机身用铝合金[J]. 轻合金加工技术, 2017,45(6):

1-6.
HE Xinyu. Aluminum alloy used for the cell phone body[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2017,45(6):1-6.

[3] 丁小理,李建湘,罗杰,等. 手机用铝合金的性能[J]. 轻合金加工技术, 2018,46(8):9-12.
DING Xiaoli, LI Jianxiang, LUO Jie, et al. Properties of aluminum alloy for mobile phone[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2018, 46(8):9-12.

[4] JIN D, LI H Y, ZHU Z X, et al. Microstructure evolution and tensile behavior of balanced Al-Mg-Si alloy with various homogenization parameters[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024,34(11):3536-3553.

[5] 曹宇,朱玉涛,赵解扬,等. 电子产品外观件用 Al-Mg 合金的热处理工艺[J]. 金属热处理, 2017,42(7):121-125.
CAO Yu, ZHU Yutao, ZHAO Jieyang, et al. Heat treatment process of Al-Mg alloy for electronic product shell[J]. Heat Treatment of Metals, 2017,42(7):121-125.

[6] 袁丁玲,陈送义,周亮,等. 高 Zn 超强 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的铸态及均匀化态组织[J]. 中国有色金属学报, 2018,28(12):2393-2403.
YUAN Dingling, CHEN Songyi, ZHOU Liang, et al. Microstructures in as-cast and as-homogenized Al-Zn-Mg-Cu alloys with high zinc ultra-high strength[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018,28(12):2393-2403.

[7] 王永飞,赵升吨,张晨阳. 手机外壳材料及其成形工艺的研究现状与发展[J]. 锻压装备与制造技术, 2015,50(4):72-77.
WANG Yongfei, ZHAO Shengdun, ZHANG Chenyang. Research status and development of materials and forming process for mobile phone shell[J]. China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology, 2015,50(4):72-77.

[8] 邱馨婷. 3C 产品壳体用高强铝合金组织和性能的研究[D]. 南京:东南大学, 2019.
QIU Xinting. Study on microstructure and properties of high strength aluminum alloys for 3C product shells[D]. Nanjing: Southeast University, 2019.

[9] CHEN L, YUAN S W, LI Z G, et al. Influence of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy extruded by porthole die[J]. Materials Characterization, 2020, 161:110148.

[10] WEN K, XIONG B Q, REN W C, et al. Fe-rich particles influenced secondary crack characteristics in an Al-Zn-Mg-Cu alloy extrusion plate with high zinc content[J]. Scripta Materialia, 2020,186:259-262.

[11] CHEN F F, HE J W, LI Y, et al. Effect of different homogenization times on the mechanical properties of 7075 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,31:2582-2592.

[12] 晁代义,李昌龙,赵佳蕾,等. 大尺寸 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金铸锭均匀化工艺研究[J]. 材料导报, 2020,34(增刊 1):338-340.
CHAO Daiyi, LI Changlong, ZHAO Jialei, et al. Investigation on homogenization process of large size of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy ingot[J]. Materials Review, 2020,34(S1):338-340.

[13] ZHANG Y, MILKEREIT B, KESSLER O, et al. Development of continuous cooling precipitation diagrams for aluminium alloys AA7150 and AA7020[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 584:581-589.

[14] JIN D, LI H Y, ZHU Z X, et al. Effects of cooling rate in homogenization on microstructure, hot deformation resistance and subsequent age-hardening behavior of an Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023,27:3283-3300.

[15] 赵千愉,叶凌英,韦卫昌,等. 热终轧温度对罐体材料用 3104 铝合金织构演变的影响[J]. 矿冶工程, 2025,45(3):218-223.
ZHAO Qianyu, YE Lingying, WEI Weichang, et al. Effect of finish rolling temperature on texture evolution of 3104 aluminum alloy for tank material[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025, 45(3):218-223.

[16] YIN H, WEN K, LI Z H, et al. Effect of Zn/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Zn-Mg-Cu alloys and the phase transformation during homogenization[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023,26:3646-3660.

[17] 韦卫昌,熊启臣,冯中进,等. 淬火速率对建筑模板用 6061 铝合金时效硬化行为的影响[J]. 矿冶工程, 2025,45(2):169-173.
WEI Weichang, XIONG Qichen, FENG Zhongjin, et al. Effect of quenching rate on age hardening behavior of 6061 aluminum alloy for building formwork[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025, 45(2):169-173.

[18] BIROL Y. Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(7):1875-1881.

[19] LIU S D, YOU J H, ZHANG X M, et al. Influence of cooling rate after homogenization on the flow behavior of aluminum alloy 7050 under hot compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010,527(4/5):1200-1205.

[20] FAN X G, JIANG D M, MENG Q C, et al. The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Materials Letters, 2006,60(12):1475-1479.

[21] SHI Y J, PAN Q L, LI M J, et al. Microstructural evolution during homogenization of DC cast 7085 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015,25(11):3560-3568.

[22] XIAO T, DENG Y L, YE L Y, et al. Effect of three-stage homogenization on mechanical properties and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Zr alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 675:280-288.

[23] WEN K, XIONG B Q, ZHANG Y A, et al. Microstructure evolution of a high zinc containing Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017,46(4):928-934.

[24] HUANG R S, YANG H F, ZHENG S J, et al. The evolution mechanism of the second phase during homogenization of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2023,235:112395.

引用本文:李俊,邹国童,叶凌英,等. 均匀化工艺对 3C 产品用 Al-Zn-Mg-(Cu)合金微观组织演变的影响[J]. 矿冶工程, 2026,46(3):291-297.

LI Jun, ZOU Guotong, YE Lingying, et al. Effect of homogenization process on microstructure evolution of Al-Zn-Mg-(Cu) alloys for 3C products[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2026,46(3):291-297.