

AZ91D 镁合金半固态等温组织转变规律及注射成形微观组织和力学性能

郭春榕^{1, 2, 3}, 鹿宪珂^{1, 2, 3}, 岳昭宇², 付丽⁴, 陈勇¹, 李祥¹, 沈晶晶¹

(1. 伊之密股份有限公司, 广东省智能化模压成型装备企业重点实验室, 广东佛山 528000;

2. 宁波工程学院机械与汽车工程学院, 浙江宁波 315211;

3. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083; 4. 沈阳大学机械工程学院, 辽宁沈阳 110044)

摘要: 对机械破碎的AZ91D镁合金颗粒进行等温处理及半固态注射成形, 研究了等温处理温度(575、580、585、590 °C)、时间(5、15、30 min)和注射成形温度(590、595、600、610 °C)对合金组织演变与力学性能的影响。结果表明, 在585 °C保温15 min可获得圆整度高、分布均匀的理想球化组织, 温度过低或过高均会导致组织不均或粗化。延长保温时间有利于球化, 但会促使晶粒长大。半固态注射成形在剪切作用下能够显著减少大尺寸固相, 提高组织致密性。595 °C注射成形镁合金的屈服强度、抗拉强度与断后伸长率均达到最大值, 其拉伸裂纹主要沿未熔固相与液相凝固界面扩展。

关键词: AZ91D镁合金; 半固态注射成形; 等温组织转变; 力学性能; 球化机制

中图分类号: TG146.21 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 02-0174-08

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0025

作者简介:

郭春榕(1997-), 男, 硕士, 主要研究方向为镁合金半固态注射成形研究及应用。

E-mail: guochunrong@yizumi.com

通信作者:

鹿宪珂, 男, 副教授, 硕士生导师。E-mail: xiankelu@hotmail.com

基金项目:

宁波市自然科学基金(青年博士创新研究项目: 2024J432)。

收稿日期:

2025-09-12 收到初稿,
2025-09-25 收到修订稿。

引用格式:

郭春榕, 鹿宪珂, 岳昭宇, 等. AZ91D 半固态等温组织转变规律及注射成型微观组织和力学性能[J]. 铸造, 2026, 75(2): 174-181.

GUO Chunrong, LU Xianke, YUE Zhaoyu, et al. Semi-solid isothermal microstructural transformation law and microstructure and mechanical properties of injection-molded AZ91D magnesium alloy [J]. Foundry, 2026, 75(2): 174-181.

在材料轻量化与高性能制造越来越受重视的背景下, 镁合金因其密度低、比强度高、良好的电磁屏蔽性与易加工性, 成为航空航天、汽车、电子等领域广泛关注的结构材料^[1-4]。其中, AZ91D 镁合金具有良好的铸造性能、耐腐蚀性能及成本优势, 是工业生产中首选的镁合金材料。然而, 传统压铸工艺成形的AZ91D合金易产生气孔、热裂纹和组织粗大等问题, 这限制了其应用场景^[5]。半固态注射成形作为一种先进的金属成形技术, 能够在金属处于固-液共存的浆料状态下进行注射成形, 有效结合铸造与塑性加工的优点, 避免高温压铸成形的常见缺陷^[6]。相比传统工艺, 半固态注射成形不仅能显著降低成形温度和能耗, 而且有助于获得更加致密、均匀且细小的球状组织, 从而提升材料的力学性能和稳定性^[7-10]。

半固态浆料中固相颗粒的形成机制和演变规律是控制铸件微观组织的理论基础, 研究人员针对此问题开展了研究。胡勇等^[11]研究了重力铸造AZ91D镁合金铸锭在560、570、575、580和585 °C保温5、15、30、45、60和90 min后的微观组织, 发现在575 °C和580 °C保温15~45 min可得到理想的半固态AZ91D镁合金组织。该研究中镁合金铸锭与半固态注射成形中使用的镁颗粒有较大不同, 镁颗粒通过机械破碎获得, 内部含有大量的缺陷和应力, 在加热过程中会发生剧烈的再结晶现象。杜磊等^[12]研究发现随着等温热处理温度的升高, AZ61稀土镁合金的半固态组织经历了粗化、组织分离和球化三个过程。文靖等^[13]研究了半固态等温热处理后AZ91D镁合金的固相尺寸演变规律, 发现固相颗粒尺寸随着保温温度的升高逐渐减小。

除温度外, 镁合金铸件组织还受半固态注射成形螺杆转速、注射速度和模具温度等因素的影响。Gu等^[14]研究了注射成形温度对镁合金微观组织、流动性和力学性能的影响规律, 对比发现620 °C成形的铸件综合性能最优。Zhang等^[15-16]发现高螺杆转速可降低固相率和固相尺寸, 低注射速度和低模具温度可细化组织。Lu等^[17]与JING等^[18]研究了半固态注射成形工艺参数对镁基复合材料断裂性能的影响, 阐明了界面结合的重要性。张友法等^[19]探究了触变注射成形AZ91D合金拉伸时的裂纹扩

展规律, 结果表明裂纹主要沿未熔固相与液相间的界面扩展。然而, 以往研究通常针对半固态镁合金的单一组织特征进行分析, 关于半固态组织演变规律的系统研究尚不足。半固态注射镁合金的原料颗粒尺寸较小, 升降温速度快, 其等温处理与注射成形所处的外界条件不同, 前期研究缺乏对比。此外, 半固态镁合金中各组织对裂纹扩展的影响机制也未明确, 需进一步开展研究。

本课题以机械破碎的AZ91D镁合金颗粒为研究对象, 探究其在半固态温度区间等温热处理过程中的组织特征及微观结构演化, 研究固相颗粒的形成机理及其随保温时间的演变过程。通过对比半固态注射成形镁合金与等温处理镁合金微观组织结构的区别, 阐明工艺-结构-性能之间的内在联系。通过观察裂纹走向, 阐明固相颗粒和液相凝固组织对裂纹的抑制作用, 为优化镁合金成形工艺、提高构件质量与可靠性提供理论依据与技术支持。

1 试验材料及方法

1.1 镁合金颗粒半固态等温处理

试验材料为商用AZ91D镁合金, 其主要成分(质量分数)为9%Al、0.6%Zn、0.3%Mn和余量Mg。等温处理和半固态注射成形使用的原材料为机械破碎镁合金颗粒, 如图1所示, 颗粒呈短棒状, 直径为1~2 mm, 长度为4~6 mm。



图1 机械破碎AZ91D镁合金颗粒

Fig. 1 Mechanically crushed AZ91D magnesium alloy pellets

等温处理时使用管式炉对AZ91D镁合金颗粒进行保温。为防止颗粒在高温下发生氧化燃烧, 试验过程中在管式炉内持续通入高纯氩气作为保护气体, 气体流速设定为 $5 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 。AZ91D的固液相温度分别是 $468 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $596 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 结合实际生产需要, 将等温处理温度分别设定为 $575 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $580 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $585 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $590 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温时间分别为5、15和30 min, 共计12组试验。每组试验中, 用陶瓷烧舟装50 g镁颗粒, 当管式炉温度升至设定值且稳定后, 将烧舟迅速推入管式炉中开始保温并计时。保温

结束后立即取出烧舟, 迅速将镁颗粒倒入水中急冷, 以保留其高温微观组织。

1.2 AZ91D 半固态注射成形

AZ91D镁合金半固态注射成形设备如图2所示。在半固态注射成形过程中, 首先将料筒和模具开启预热, 料筒由多组独立加热单元加热, 加热单元从加料口至模具的温度范围为 $450 \sim 610 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。模具预热温度为 $200 \sim 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 以保证浆料在模具中良好的充型性。将AZ91D镁颗粒倒入加料口, 镁颗粒在螺杆剪切推动下向模具端运动, 同时被逐渐加热至半熔融状态, 浆料暂存于料筒末端。先合模再进行注射, 螺杆以 $1.8 \sim 2.4 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速度将浆料推送射入模具, 浆料冷却完成后, 将铸件从模具中取出, 完成镁合金零部件的注射成形。为了研究温度对AZ91D镁合金微观组织和力学性能的影响, 注射温度分别设置为 $590 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $595 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $610 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

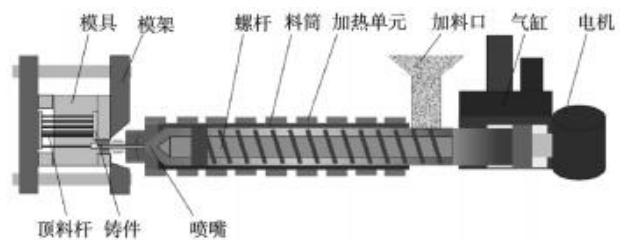


图2 半固态注射成形设备示意图

Fig. 2 Schematic diagram of semi-solid injection molding equipment

1.3 微观组织及力学性能测试方法

将等温处理的镁合金颗粒镶嵌, 经金相磨抛机磨抛后, 使用自行调配的腐蚀液进行化学腐蚀, 腐蚀液配方为1 mL硝酸(HNO_3)、20 mL醋酸(CH_3COOH)、60 mL乙二醇($\text{C}_2\text{H}_6\text{O}_2$)和19 mL超纯水。腐蚀完成后, 用徕卡光学显微镜(DM6 M)对试样的显微组织进行观察分析, 用ImageJ软件统计晶粒的尺寸和固相分数。

切取厚度3 mm的半固态注射成形AZ91D镁合金试样用于金相观察。采用哑铃状拉伸棒进行拉伸试验, 拉伸棒总长度为160 mm, 标距为80 mm, 平行段直径为6.4 mm。拉伸速率设定为 $0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, 使用25 mm的引伸计记录位移, 拉伸至试样断裂, 采用光学显微镜和扫描电子显微镜(SEM)观察其断裂模式, 并分析微观机制。所有试验均在室温条件下($20 \sim 25 \text{ }^{\circ}\text{C}$)进行。

2 试验结果与讨论

2.1 AZ91D 颗粒原始组织形貌

图3所示为机械破碎后AZ91D镁合金的微观组织

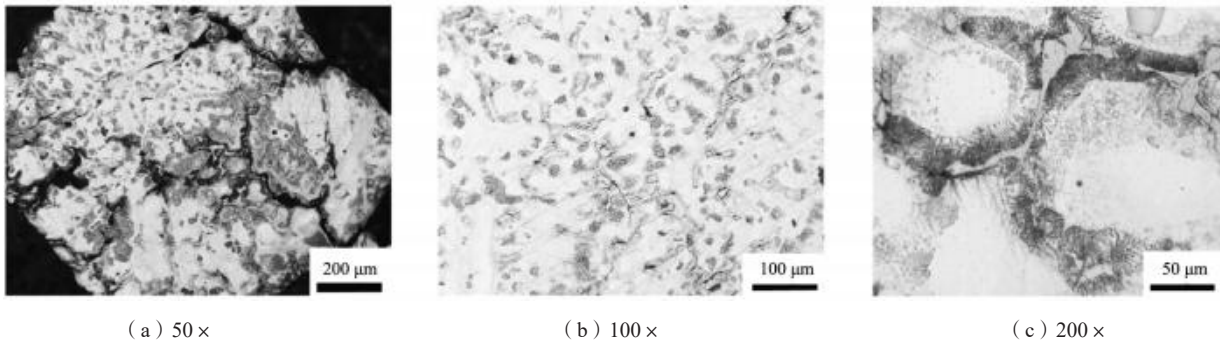


图3 AZ91D镁合金颗粒原始金相组织

Fig. 3 Original metallographic structure of AZ91D magnesium alloy pellets

形貌。镁合金铸锭通过重力铸造工艺成形，凝固速度相对较慢，晶粒较为粗大，且存在典型的枝晶形貌。其铸态组织主要由大尺寸的 α -Mg相和不连续的 β -Mg₁₇Al₁₂相组成， β 相主要呈岛状分布在 α 晶粒内，部分分布在晶界处。铸锭机械破碎过程中镁颗粒内部会发生断裂和变形，如图3(a)所示，颗粒内部裂纹主要沿晶界扩展。图3(b)展示了 β 相的分布状态，在未等温处理的AZ91D合金中， α -Mg晶粒轮廓较为模糊，仅有部分晶粒边界能够被明确识别。图3(c)所示为晶界处呈共晶结构的 β 相，这种组织特征主要源于铸态下的非平衡凝固过程。在铸造过程中，因为冷却速率较快，Al和Zn等溶质原子未充分扩散，最后剩余的部分液相在晶界处形成细小的共晶相或富集的第二相颗粒。由于未经过热处理，合金中的 β 相尚未发生明显的溶解或再析出行为。

2.2 保温温度对半固态组织的影响

图4所示为不同温度下保温30 min后，AZ91D镁合金的半固态微观组织。可以看出，在575℃时，铸态枝晶形貌消失，初生 α -Mg颗粒向球状晶转变，部分晶粒已显现球状形貌，但晶粒之间仍存在一定程度的粘连现象，且晶粒之间液相含量较少。当温度升高至580℃时，晶粒粘连现象减少，晶粒尺寸趋于均匀，圆整度提高，液相含量增加。在585℃保温时，合金显微组织形貌呈现理想状态，晶粒分布均匀、形状更圆，液相更充盈。升温至590℃时，晶粒出现粗化现象，圆整度下降，且液相含量减少，组织均匀性下降，其形貌与铸锭组织类似。造成该现象的原因是在590℃时，镁颗粒接近液态，镁熔体粘结在坩埚中，无法用夹具取出，未能及时实现水冷，导致空冷数十秒后才水冷。

综上，当保温温度低于585℃时，随着温度的升

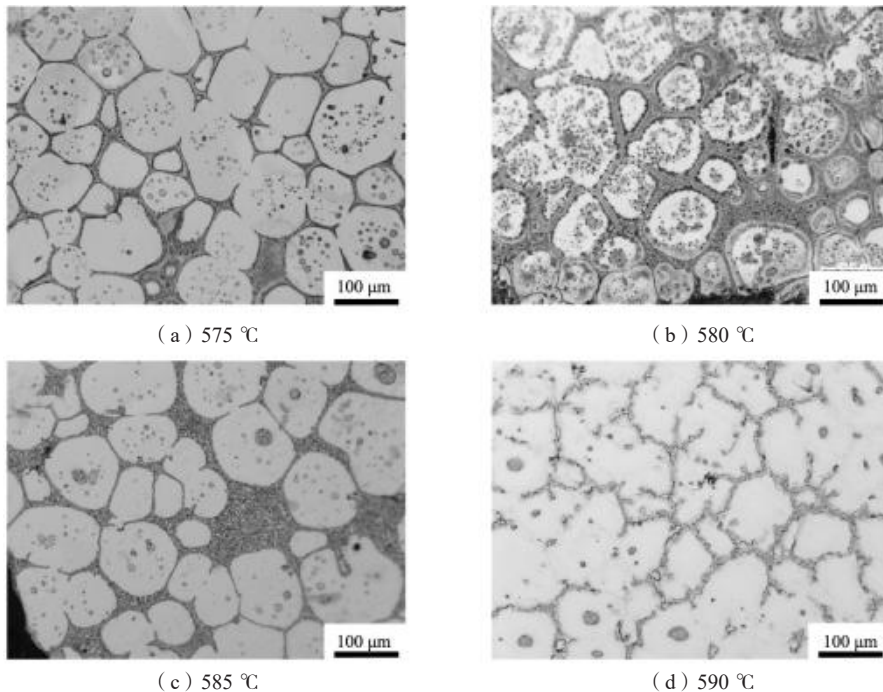


图4 不同温度保温30 min后AZ91D镁合金的微观组织

Fig. 4 Microstructures of AZ91D magnesium alloy after heating at different temperatures for 30 min

高, 初生 α -Mg 颗粒的圆整度逐渐提高, 组织趋于球化; 在 585 ~590 °C 范围内, 随着温度的进一步升高, α -Mg 颗粒的圆整度有所下降, 部分晶粒出现粗化与不规则化现象。

在半固态热处理过程中, AZ91D 镁合金中的液相大多来源于低熔点共晶组织 (如 β -Mg₁₇Al₁₂) 的熔化。当温度升高时, 晶界及部分 α -Mg 相也发生局部熔化, 液相含量随之上升。随着液相含量的增加, 固-固界面接触被固-液界面接触取代, 加速了固相颗粒的球化过程。液相能够起到润滑作用促进晶粒重排, 是实现组织球化与均匀化的关键因素之一。此外, 随着温度的升高, 晶粒尖端部位曲率较大、能量较高, 因此优先发生熔化, 形成液相。当保温温度升高至 590 °C 时, 受奥斯特瓦尔德熟化 (Ostwald Ripening) 机制的影响, 晶粒间的物质迁移与聚并现象显著, 尺寸较小的 α -Mg 颗粒发生溶解, 溶质通过液相迁移至大晶粒表面, 进一步促进晶粒生长。值得注意的是, 在 AZ91D 半固态热处理中, 液相的减少或消失发生在高温阶段, 固-液界面缩小, 液相的作用减弱。这一变化使得晶粒之间的接触增强, 促进了晶粒的聚并和粗化。液相的消失导致颗粒间的流动性降低, 晶粒形态变得不规则, 圆整度下降, 球化效果减弱。

2.3 保温时间对半固态组织的影响

图5所示为AZ91D镁合金在575 °C下保温不同时间

后的微观组织。对比可知, 保温时间对 AZ91D 镁合金半固态组织演化有显著影响。保温时间为 5 min 时, 晶粒尺寸较小、轮廓不清晰, α -Mg 颗粒形貌不规则, 球化程度较低; 晶界之间仅有少量液相, 且分布不连续, 颗粒之间以固-固接触为主, 结合较紧密, 未形成明显的分界, 该阶段的组织属于球化初期。随着保温时间延长至 15 min, 组织发生明显变化, 液相含量有所增加, 其更多地渗透于晶界之间, 固-固接触逐渐被固-液界面取代; 液相的增多有助于晶粒间的润滑和物质迁移, 晶粒圆整度提升, 球化现象初步显现, 晶粒边界逐渐清晰。当保温时间延长至 30 min 时, 液相含量持续增加, 晶粒圆整度进一步提高。此时, 颗粒大小趋于均匀, 但开始出现晶粒聚并与长大现象, 部分晶粒相互融合, 局部晶粒尺寸增大, 组织粗化。

图6所示为AZ91D镁合金在585 °C下保温不同时间后的微观组织, 其演化趋势与575 °C条件下相似, 但组织特征更加明显。对比可知, 在相同保温时间下, 585 °C 处理后液相含量较575 °C 时均有所提高, 液相对球化过程的促进作用更为显著。由图6可知, 在585 °C 保温 5 min 时, 球化现象尚不明显, 但晶界处的液相分布较575 °C 下更加均匀, 部分颗粒轮廓已初步显现圆整化趋势。随着保温时间延长至 15 min, 液相含量进一步增加, 显著渗透于颗粒之间, 使晶粒之间形成清晰连续的液相分隔带。此阶段, α -Mg 颗粒形貌趋于圆整, 尺寸分布均匀, 排列紧凑, 球化现象明显, 组织结构

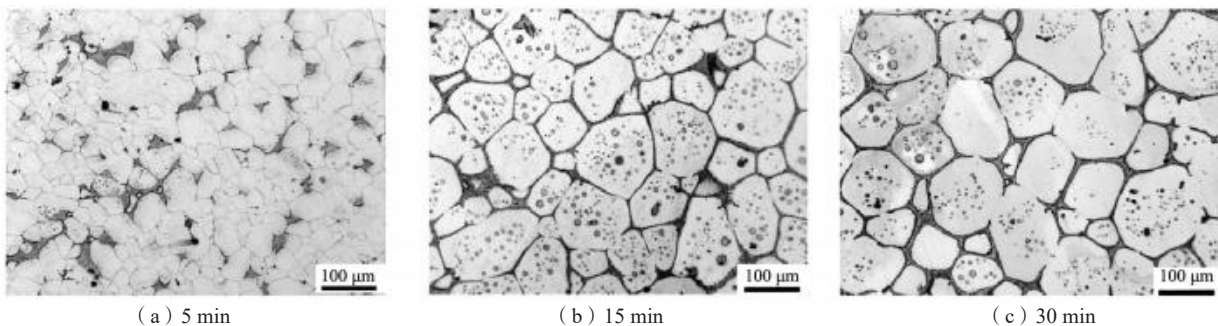


图5 在575 °C保温不同时间后的AZ91D镁合金微观组织
Fig. 5 Microstructures of AZ91D magnesium alloy after holding at 575 °C for different times

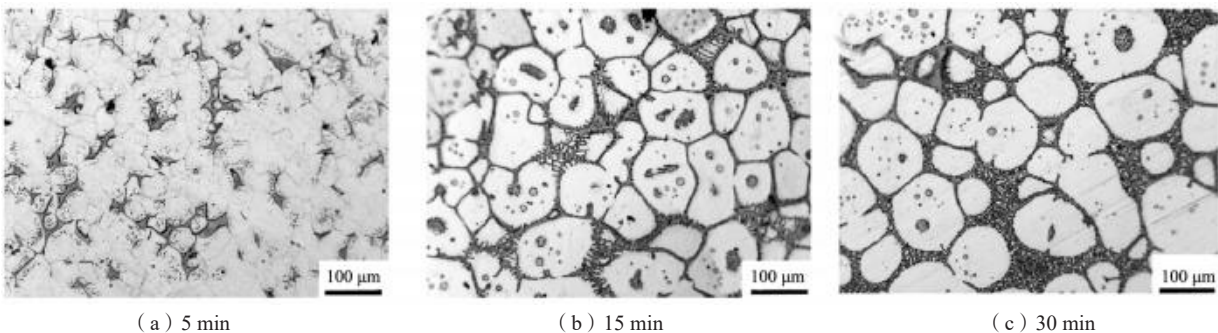


图6 在585 °C保温不同时间后的AZ91D镁合金微观组织
Fig. 6 Microstructures of AZ91D magnesium alloy after holding at 585 °C for different times

达到较为理想状态。当保温时间继续延长至30 min时,液相仍处于较高水平,颗粒圆整度进一步提升。然而,在充分球化的基础上,部分相邻晶粒因液相促发的物质迁移而发生融合、生长,出现局部晶粒粗化现象,部分晶粒间边界逐渐模糊,出现晶粒聚并趋势。

2.4 AZ91D 镁合金半固态等温热处理组织演变规律

2.4.1 固相组织演变机制

在 AZ91D 镁合金的半固态热处理过程中,固相主要由 α -Mg 固溶体构成。 α -Mg 固溶体以镁为基体,溶有一定量铝元素,具有良好的塑性和一定的强度,是该合金在半固态区间内的主要承载相。本试验中固相主要有三种形态:(1)形貌不规则的固相,如图 7(a) 箭头1所示, AZ91D 镁合金在初始凝固或半固态热处理早期, α -Mg 固相易形成树枝状、块状或不规则颗粒,其主要原因包括快速冷却导致的非平衡凝固、元素偏析引起的界面能量不均、晶粒生长过程中的空间限制以及所受外力导致的非均匀生长速度。这些因素共同作用下,固相颗粒难以圆整化,且短时间内难以实现组织均匀化,最后发展形成形貌不规则的

固相。(2)类球状固相,如图 7(b) 箭头2所指,类球状固相通常呈现较为圆滑的外轮廓,内部晶体结构完整,杂质含量极少,是理想的半固态固相形态。其形成原因为在半固态热处理过程中,随着保温温度与时间的增加, AZ91D 镁合金中的 α -Mg 固相颗粒逐步由初始的树枝状或不规则块状向球状演化。尤其是在球化过程中期,部分晶粒被液相包围,边缘开始圆整化,呈现出近似球形的类球状形貌。类球状固相的形成标志着球化过程的推进,对提高组织均匀性与改善成形性能具有重要作用。(3)“小液池”固相,如图 7(b) 箭头3所指,局部少量液相处于固相颗粒的包围中,液相呈不连续分布,未能完全贯穿晶粒之间,固相未充分分离或球化。

综上所述,形貌不规则的固相与“小液池”固相可视为类球状固相形成过程中的不同过渡阶段。随着热处理的持续进行,液相含量增加,晶粒互相分离并趋于圆整,最终演化为类球状甚至理想球状的固相颗粒。该演变过程体现了固相形貌由不规则向规则转化的动态演变轨迹,这是实现组织优化和性能提升的关键路径。

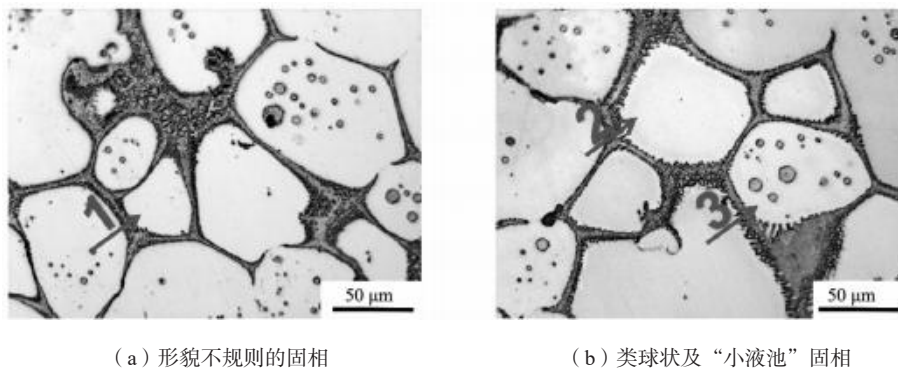


图7 AZ91D颗粒在半固态等温热处理后的局部微观组织
Fig. 7 Local microstructures of AZ91D pellets after semi-solid isothermal heat treatment

2.4.2 固相组织特征分析

如图8所示,在相同温度下,随着保温时间的延长,固相面积占比持续下降。这是由于高温环境中,材料内部原子热运动增强,扩散速率加快,原本的固相晶粒逐渐熔化进而转化为液相。这种固相向液相的转变在热力学上是自发的,符合合金在接近共晶点或固相线附近的组织演化规律。在575~585 $^{\circ}\text{C}$,随着温度的升高,相同保温时间下固相分数降低,590 $^{\circ}\text{C}$ 下固相分数变化异常是由于保温过程中液相含量较高,镁合金粘着在坩埚中,未能及时淬火,导致部分液相凝固,从而出现固相偏高的现象。

由图9可知,随着保温时间的延长,固相颗粒尺寸逐渐增大。在保温阶段,固相颗粒根据奥斯特瓦尔德

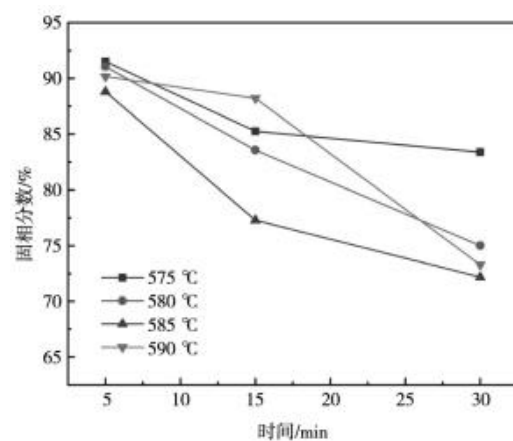


图8 不同温度下固相分数随保温时间的变化
Fig. 8 Changes of solid phase content with holding time at different temperatures

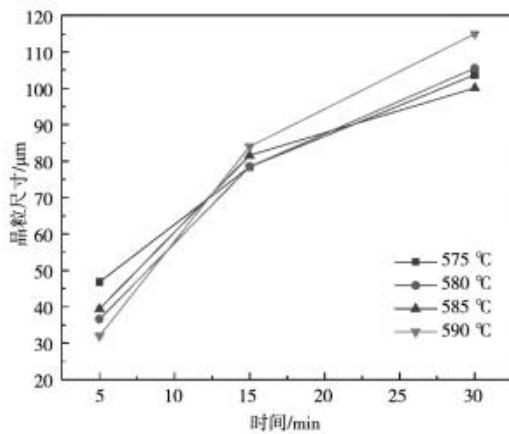


图9 不同温度下晶粒尺寸随保温时间的变化

Fig. 9 Changes of grain size with holding time at different temperatures

熟化机制演化——大颗粒通过吸收周围小颗粒溶解出的原子而持续长大。温度升高会加速合金中原子的扩散，使其更易在颗粒间迁移，从而促进固相颗粒的聚合与长大过程。由于保温时间较短，图9并未反映出温度对晶粒尺寸的影响规律。

2.5 半固态注射成形 AZ91D 微观组织

如图10所示，不同半固态注射成形温度下，AZ91D镁合金微观组织主要包含两种形态：未熔化的大尺寸 α -Mg相（白色区域）、液相凝固形成的小尺寸 α -Mg相与 β 相交织的细密组织。未熔 α -Mg相的含量随温度升高而减少，尺寸也逐渐减小。由于表显温度比料管实际温度高，所以在600 °C时仍然可见少量未熔

固相组织，见图10(c)。

图10中黑点为孔隙缺陷，主要包括充型时卷气和凝固收缩造成的缩孔。半固态注射成形温度比传统压铸成形低50 °C左右，所用浆料的收缩量较低，可减少孔隙缺陷。本试验中595~600 °C成形的镁合金孔隙缺陷较少，降低或提高温度均使孔隙缺陷数量增加。这是因为降低温度会使浆料流动性变差，浆料内部气体不易排出，从而形成气孔缺陷，而当温度较高时，浆料的收缩量变大，孔隙缺陷数量也会增加。因此，在合适的温度成形对于缺陷的控制非常重要。

在相同温度下，例如590 °C，等温处理后的固相率比半固态注射成形获得的固相率高，等温处理微观组织中含有较多大尺寸的固相颗粒，而半固态注射成形微观组织中大尺寸固相颗粒含量相对较少，且空间分布不均匀。该现象的本质是，前者属于静态保温组织演变，后者属于动态注射组织转变。静态保温时，组织最终接近热力学平衡态，但Mg-Al合金中Al元素在固液界面的扩散速率有限，需要较长时间才能达到平衡态（30 min不足以达到平衡态）。注射过程中，除温度的影响外，高剪切和快速摩擦也会产生热量，促进固相溶解；同时，液相在快速流动与偏聚作用下更易富集，使得实测固相分数偏低。

2.6 半固态注射成形 AZ91D 力学性能

图11所示为半固态注射成形AZ91D镁合金力学性能与注射温度的关系。合金屈服强度、抗拉强度与断

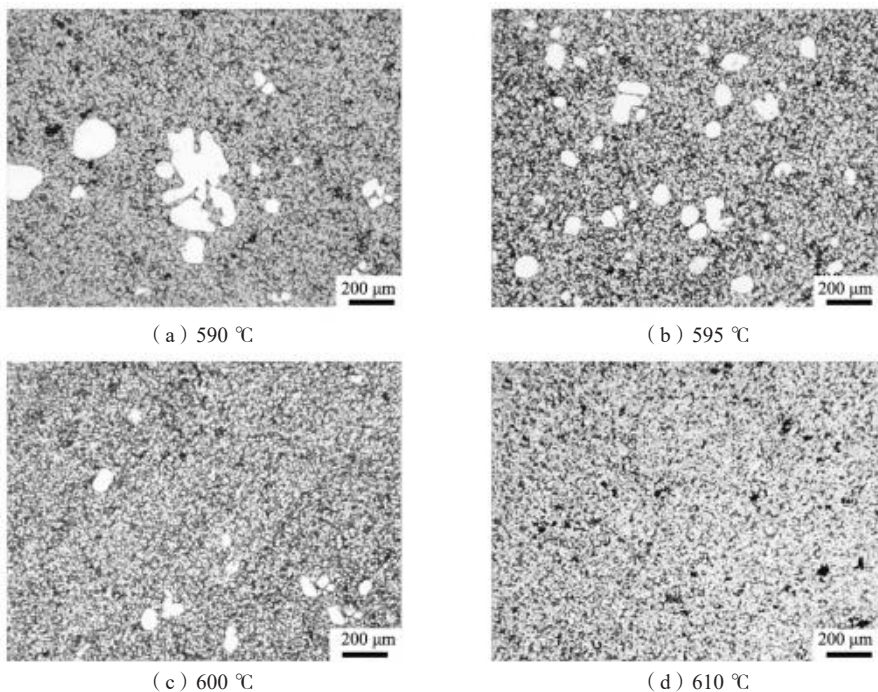


图10 不同成形温度下的AZ91D镁合金微观组织

Fig. 10 Microstructures of AZ91D magnesium alloy at different molding temperatures

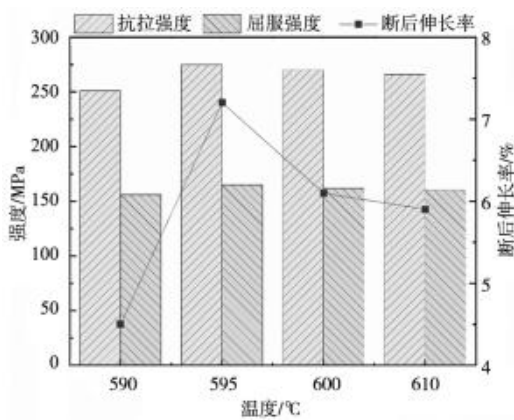
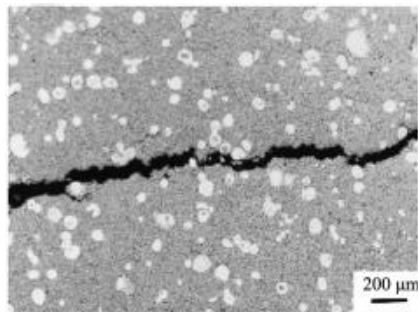


图11 不同成形温度下AZ91D镁合金的力学性能
Fig. 11 Mechanical properties of AZ91D magnesium alloy at different molding temperatures

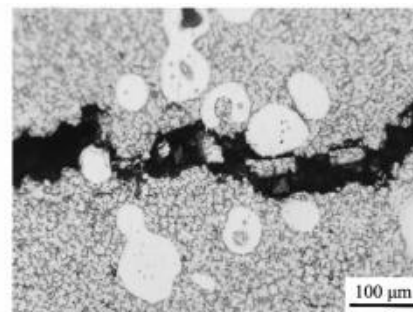
后伸长率均呈现先升高再降低的趋势，且全部在595 °C获得最大值，这与前期相关研究结果一致^[20]。在595 °C，大尺寸固相分数为3%~5%，组织具有良好的致密性，这是获得良好力学性能的关键。

2.7 半固态注射成形AZ91D断裂特性

由图12可知，半固态注射成形AZ91D镁合金在拉伸过程中，裂纹扩展路径表现出明显的组织相关性。在未熔固相周围，裂纹倾向于沿着其与周围液相凝固组织的界面扩展。这种界面成分不均匀、结合强度较弱，容易成为裂纹萌生和扩展的首选位置。另外，液相凝固区域内组织细密，力学性能相对较好，也促使裂纹沿上述界面扩展。



(a) 低倍



(b) 高倍

图12 595 °C半固态成形AZ91D镁合金裂纹扩展路径

Fig. 12 Crack propagation path of semi-solid molded AZ91D magnesium alloy at 595 °C

在液相凝固区域内，裂纹主要沿着初生 α -Mg固相与共晶组织之间的界面扩展。初生 α -Mg相通常较为致密，强度较高，而与其与共晶组织界面处由于组织差异大、晶格失配严重，往往形成应力集中区，成为拉伸过程中裂纹优先萌生的位置。共晶组织中含有的脆性 β 相，在外力作用下易发生断裂，加剧了界面处的裂纹扩展。

3 结论

(1) 在585 °C等温处理15 min条件下，AZ91D镁合金能够获得最优的半固态球化组织，而温度过低或过高均会降低颗粒圆整度和组织均匀性，进而影响其后续力学性能。

(2) AZ91D镁合金半固态热处理过程中， α -Mg固相颗粒形貌由不规则形态和“小液池”状等过渡结构，最终演化为近球形理想固相形态。在相同温度下，延长保温时间会降低固相在整体组织中的占比，同时也会促进固相粗化，使晶粒之间发生合并。

(3) 随成形温度升高，半固态注射成形AZ91D镁合金中未熔 α -Mg相的含量和尺寸逐渐降低，且未熔固相分数及尺寸比相同温度等温处理的组织低。

(4) 半固态注射成形AZ91D镁合金的力学性能随成形温度的升高先变好后变差，在595~600 °C间获得最佳性能。镁合金拉伸过程中，裂纹主要沿未熔固相与周围液相凝固界面，以及初生 α -Mg固相与共晶组织之间的界面扩展。

参考文献:

- [1] 付辉, 孙勇, 邹国栋, 等. 高性能超高压镁合金研究进展 [J]. 金属学报, 2025, 61 (3): 475-487.
- [2] 杨鸿智, 尹小文, 苏彦芳, 等. 镁合金零部件在汽车中的应用研究 [J]. 汽车工艺师, 2023 (10): 56-59.
- [3] 闫志飞, 田光元, 苏辉, 等. 高性能镁合金的研究进展 [J]. 铸造技术, 2023, 44 (2): 101-113.
- [4] 谭军, 王芳磊, 蒋斌, 等. 镁合金结构材料应用现状与展望 [J]. 自然杂志, 2023, 45 (2): 93-105.
- [5] 廖慧敏. 镁合金压铸件缺陷分析 [D]. 重庆: 重庆大学, 2006.
- [6] OKAYASU M, FUKUI T. A study of the mechanical properties of a Mg-Al-Zn alloy (AZ91) produced via thixomolding [J]. International

- Journal of Material Forming, 2021, 14 (2) : 271-280.
- [7] 宇文江涛, 赵雄, 董璐, 等. 注射成形增强半固态AZ91D镁合金的组织及性能 [J]. 热加工工艺, 2024, 53 (6) : 122-127.
- [8] 郭春榕, 谢胜川, 陈炽辉, 等. 近液相线温度注射对AZ91D合金组织和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44 (7) : 949-954.
- [9] 郑宗文, 吴海龙, 张志坤, 等. 镁合金铸造技术及其应用 [J]. 中国金属通报, 2022 (5) : 76-79.
- [10] LI G, LUO W Y, LUO M, et al. Semi-solid processing of aluminum and magnesium alloys: status, opportunity, and challenge in China [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31 (11) : 3255-3280.
- [11] 胡勇, 饶丽, 胡强. 等温热处理过程中半固态AZ91D镁合金的组织演变 [J]. 材料研究学报, 2014, 28 (12) : 909-913.
- [12] 杜磊, 闫洪. 等温热处理对AZ61稀土镁合金半固态组织的影响 [J]. 材料研究学报, 2012, 26 (2) : 169-174.
- [13] 文靖. 半固态触变压铸AZ91D镁合金组织与性能的研究 [D]. 兰州: 兰州理工大学, 2009.
- [14] GU L D, SHANG X Q, WANG J, et al. Effect of hierarchical cell structure and internal pores on mechanical properties of thixomolded AZ91D magnesium alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35 (3) : 749-764.
- [15] ZHANG Y F, LIU Y B, ZHANG Q Q, et al. Microstructural evolution of thixomolded AZ91D magnesium alloy with process parameters variation [J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 444 (1-2) : 251-256.
- [16] ZHANG Y F, LIU Y B, CAO Z Y, et al. Mechanical properties of thixomolded AZ91D magnesium alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209 (3) : 1375-1384.
- [17] LU X K, HAO W N, KUANG S X, et al. High-strength, high-toughness SiC_p reinforced Mg matrix composites manufactured by semisolid injection molding [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 4219-4228.
- [18] JING J H, CHEN L W, LI Z Q, et al. Interfacial bonding mechanism of graphene nanoplatelets reinforced AZ91D magnesium alloy prepared by semi-solid injection molding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1006: 176171.
- [19] 张友法, 刘勇兵, 曹占义. 触变注射成形AZ91D合金组织和拉伸断裂特性研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30 (1) : 49-53.
- [20] CZERWINSKI F. Magnesium injection molding [M]. New York, USA: Springer, 2008.

Semi-Solid Isothermal Microstructural Transformation Law and Microstructure and Mechanical Properties of Injection-Molded AZ91D Magnesium Alloy

GUO Chun-rong¹, LU Xian-ke^{1,2,3}, YUE Zhao-yu², FU Li⁴, CHEN Yong¹, LI Xiang¹, SHEN Jing-jing¹

(1. Yizumi Holdings Co., Ltd., Guangdong Provincial Key Laboratory of Intelligent Molding Equipment Enterprises (YIZUMI), Foshan 528000, Guangdong, China; 2. College of Mechanical and Automotive Engineering, Ningbo University of Technology, Ningbo 315211, Zhejiang, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China; 4. School of Mechanical Engineering, Shenyang University, Shenyang 110044, Liaoning, China)

Abstract:

The isothermal treatment and semi-solid injection forming were carried out on the mechanically crushed AZ91D magnesium alloy particles, and the effects of isothermal treatment temperature (575, 580, 585, 590 °C), time (5, 15, 30 min) and injection forming temperature (590, 595, 600, 610 °C) on the microstructural evolution and mechanical properties of the alloys were studied. The results show that desirable spheroidal structure with high roundness and uniform distribution can be obtained by holding at 585 °C for 15 min, and lower or higher temperatures lead to the non-uniformity or coarsening of the microstructures. Prolonging holding time is conducive to spheroidization but also stimulates grain growth. Semi-solid injection forming can significantly reduce the large-sized solid phases and improve structure compactness under the action of shear. The AZ91D alloy injection formed at 595 °C has the highest yield strength, tensile strength and elongation, and its tensile cracks mainly propagate along interfaces between unmelted solids and solidified liquid phases.

Key words:

AZ91D magnesium alloy; semi-solid injection molding; isothermal microstructural transformation; mechanical property; spheroidization mechanism