

热处理对 ZL205A 残余应力和微观组织的影响

张宗好¹, 刘建辉², 陈金明², 闻福林², 贾如², 马庆贤¹

(1. 清华大学机械工程系, 北京 100084; 2. 中国工程物理研究院机械制造工艺研究所, 四川绵阳 621900)

摘要: 结合低压铸造和热处理过程的数值模拟和相关试验, 研究了T2和T5热处理对ZL205A铸件残余应力、微观晶粒和析出相的影响。结果表明: 热处理前, 晶粒为不规则椭圆状等轴晶, 枝晶间距在55 μm 左右, 平均晶粒尺寸在60 μm 左右; 组织中存在 θ (Al_2Cu)相、T ($\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$)相、 AlB_2 相和 Al_3Ti 相、树枝晶状偏析缺陷; 铸件残余应力分布不均, 存在偏析缺陷的区域残余应力较大; 晶粒越致密均匀, 残余应力越低。热处理后, 铸件发生变形、回复和再结晶, 但晶粒只部分破碎, 大晶粒吞并小晶粒, 晶粒粗化; 晶界处共晶组织和偏析缺陷消失, AlB_2 和 Al_3Ti 相溶解, T相和 θ' 等强化相析出, 呈弥散分布; 由于局部塑性变形, 残余应力松弛, 峰值从200 MPa降至138.1 MPa, 且局部塑性变形越大, 残余应力释放越明显。

关键词: ZL205A合金; 热处理; 残余应力; 微观组织; 数值模拟

作者简介:

张宗好(1997-), 男, 硕士, 主要研究方向为铝合金残余应力形成机理及调控技术。E-mail: zhangzon20@mails.tsinghua.edu.cn

通讯作者:

马庆贤, 男, 教授, 博士生导师。电话: 010-62771476, E-mail: maqxdme@mail.tsinghua.edu.cn

中图分类号: TG292;
TG156

文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2023)
10-1294-09

基金项目:

国家自然科学基金项目
(51775298)。

收稿日期:

2023-01-16 收到初稿,
2023-06-08 收到修订稿。

ZL205A合金具有密度低、比强度高、耐热性和耐腐蚀性好、延展性和韧性强等优点, 被广泛应用于航空航天、国防兵器、机械工业、民用器械等领域^[1-2]。但该合金结晶温度范围宽, 凝固时温度梯度大, 呈糊状凝固, 铸造性能差。在不均匀温度场、相变和机械阻碍作用下, 铸件会产生应力, 容易形成热裂等缺陷, 在铸件成形后, 还会存在严重的残余应力^[3-4]。残余应力会降低硬度、加工精度和变形稳定性, 引起脆化断裂和应力腐蚀开裂, 缩短服役周期, 因此必须利用热处理等方式消除残余应力。刘金海等人结合X射线衍射和数值模拟技术研究了等温淬火过程球墨铸铁磨球残余应力的演变, 发现表面热压应力随等温温度升高而降低^[5]。路林等人研究了A356铝合金热处理后残余应力的大小和分布, 发现固溶(555 $^{\circ}\text{C}$ 、2 h)和时效(170 $^{\circ}\text{C}$ 、7 h)可以降低铝合金残余应力, 而淬火会增加残余应力^[6]。杜鹏利用有限元软件对铸件进行热力学仿真模拟, 发现铸件表面为压应力, 内部为拉应力; 退火后残余应力数值降低且应力值波动幅度减弱^[7]。李璐等人比较了热处理前后160缸体残余应力数值, 发现经过热处理, 铸件最大应力消除率平均达到41%, 最大主应力总平均峰值消除率为49.8%^[8]。但ZL205A为多成分多相合金, 在热处理过程伴随着多种相的析出和演变。贤福超等人研究了ZL205A铸件结晶过程的晶界偏析行为, 发现Cu元素自发往晶界偏析, 形成弯曲的条状组织^[9]。董莹^[10]、王狂飞^[11]和李作为等^[12]人研究了冷却速率、铸造方式和稀土元素Gd对ZL205A组织的影响, 发现随着冷却速率的提高, 晶粒尺寸逐渐减小; 低压铸造的铸件晶粒更细, 致密度更高, 缺陷更少; 0.06%的稀土元素Gd能大幅细化晶粒、提升铸件的力学性能。冯广召等人研究表明, ZL205A经热等静压处理后, 晶界位置偏聚的 Al_2Cu 相减少, 组织中T相弥散程度增强, 合金力学性能提高^[13]。

目前, 对ZL205A合金热处理前后微观晶粒和析出相的演变、残余应力的松弛机理和微观组织对残余应力的影响等方面的分析与研究还不够深入。本文深入研究了去应力退火(T2: 380 $^{\circ}\text{C}$ 、3 h)、固溶和时效(T5: 540 $^{\circ}\text{C}$ 、15 h, 150 $^{\circ}\text{C}$ 、9 h)热

处理前后铸件残余应力和微观组织的变化,分析了微观组织对残余应力的影响,为调控ZL205A铸件残余应力提供理论支撑。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料及流程

试验采用的ZL205A合金成分见表1。铸件的直径为550 mm、高度为270 mm、壁厚为30 mm,通过低压

铸造获得,采用酚醛树脂砂造型,铸件下部连接浇注系统,周围布置两种冷铁(45#钢和铸铁),顶部连接4个集渣包(图1a)。合金液在750 ℃保温15 min后,通过干燥气体加压自下而上平稳填充型腔。充型后3 h打箱,冷却至室温后切割浇注系统和集渣包。根据图1c所示,热处理工艺对铸件进行去应力退火(T2: 380 ℃、3 h)、固溶和时效(T5: 540 ℃、15 h、150 ℃、9 h)热处理。

表1 ZL205A合金化学成分
Table 1 Chemical compositions of the ZL205A alloy

项目	Cu	Mn	Ti	Zr	B	Cd	V	Al
目标范围	4.6~5.3	0.3~0.5	0.15~0.35	0.05~0.2	0.005~0.06	0.15~0.25	0.05~0.3	余量
实测值	4.95	0.42	0.25	0.15	0.035	0.2	0.15	余量

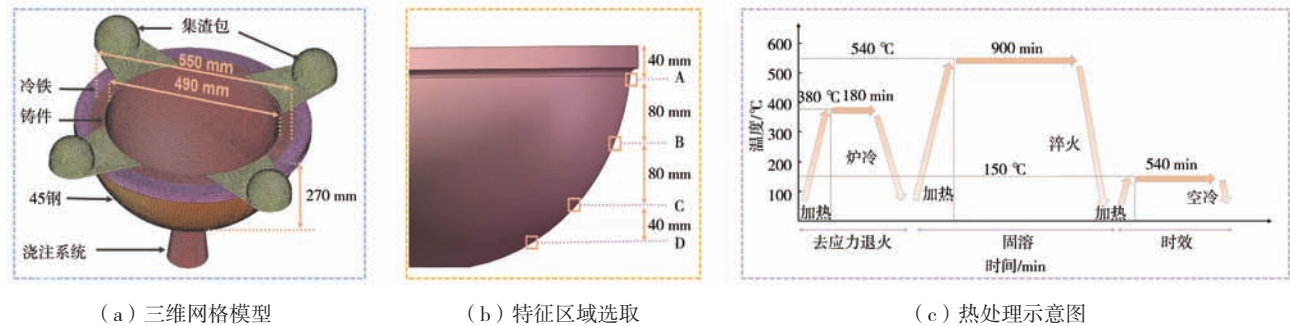


图1 低压铸造模型和热处理工艺

Fig. 1 Low-pressure casting model and heat treatment process

1.2 数值模拟

采用PROCAST对ZL205A合金低压铸造进行数值模拟。应力模拟采用粘弹塑性本构模型^[14],边界条件参考文献[15-17]设置。利用Back Diffusion模型根据ZL205A合金化学成分(表1)计算物性参数,并查阅文献进行修正和补充^[18](图2)。采用弱耦合模式和准连续形核模型模拟凝固过程中的微观晶粒,用KGT和Nastac模型计算柱状和等轴晶的生长速率^[19-20]。采用四面体划分网格,对可能具有较大热应力的位置进行

局部加密。检查网格的独立性和应力收敛性,确定铸件、局部加密位置,冷铁和砂箱的网格尺寸分别为6 mm、4 mm、8 mm和12 mm,总网格数为611 269(图1a)。由于铸件几何形状和边界条件具有对称性,选择四分之一模型进行模拟。

根据图1c热处理工艺:T2(380 ℃、3 h)和T5(540 ℃、15 h、150 ℃、9 h),利用ABAQUS模拟铸件的热处理过程。在PROCAST中导出低压浇注后铸件的残余应力场,映射为热处理初始应力场。应力模拟

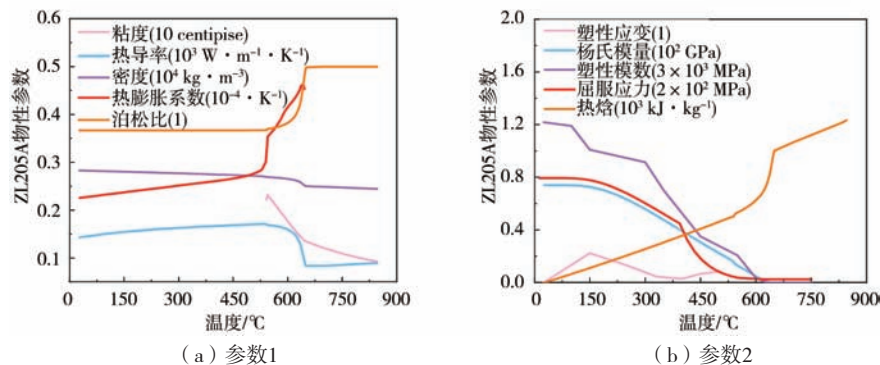


图2 ZL205A合金物性参数

Fig. 2 Physical properties parameters of the ZL205A alloy

采用弹塑性模型,考虑蠕变^[21]对残余应力的影响,得到铸件热处理后的残余应力分布。用热力学软件计算了ZL205A的CCT和TTT曲线。

1.3 分析方法

预埋热电偶采集低压铸造过程温度数据,计算冷却速率。在铸件上标记如图1b所示A、B、C和D四个特征区域,利用线切割分别对铸态和热处理态的铸件在特征区域取样。用电解抛光去除样品表层的机械应变层后,进行电子背散射试验(EBSD)。对样品进行镶嵌、打磨、抛光和腐蚀后,通过扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)观察铸态和热处理态铸件的显微组织和各相的化学成分。

2 结果与分析

2.1 残余应力仿真结果

图3a为低压铸造后残余应力数值模拟结果,铸件顶部残余应力较大,中部残余应力较小,这是因为铸件在凝固冷却过程中上、下部位变形不一致。由于集渣包与铸件相连处壁厚变化大,打箱并切割集渣包后,该位置应力最大(200 MPa)。铸件底部与浇注系统连接处残余应力也较大,这是因为该部位最后凝固,与周围区域存在局部温差,产生较大热应力,且在切割浇注系统时引入额外应力。从热处理仿真结果看出,铸造残余应力场成功映射为热处理初始应力场(误差为0.35%,图3a和b);去应力退火后,残余应力显著降低,最大应力从200 MPa降至150.7 MPa(图

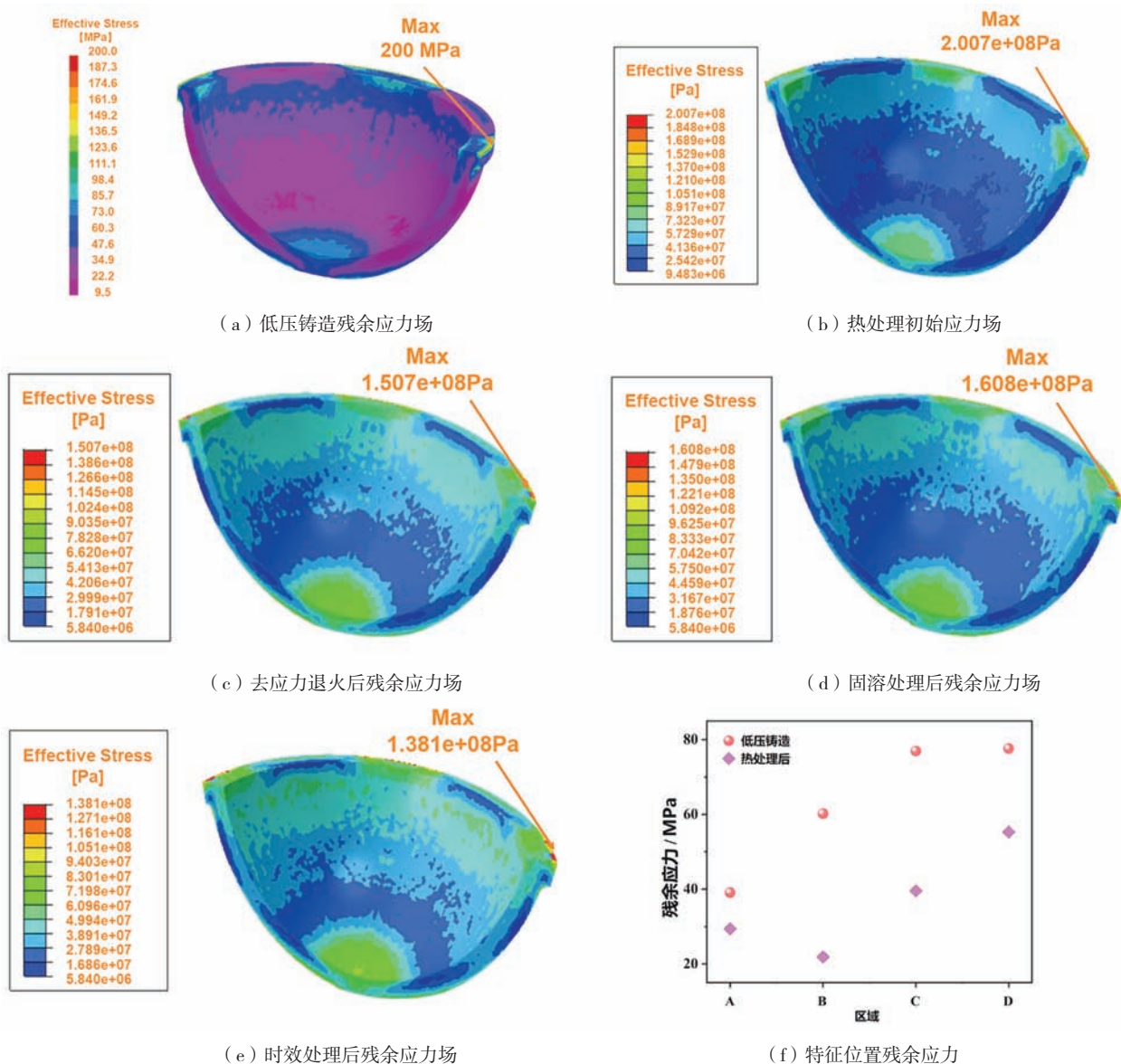


图3 残余应力数值模拟结果

Fig. 3 Numerical simulation results of the residual stresses

3f)，这可能是由于铸件发生局部塑性变形，释放了残余应力；固溶处理后，残余应力小幅提高，最大应力增至160.8 MPa（图3d），这可能是由于淬火过程铸件表面和中心部位降温速率差大，表面和中心部位互相约束，铸件发生不均匀变形；时效处理后，残余应力降低，最大应力降至138.1 MPa（图3e），这可能是由于铸件在长时间保温过程发生蠕变，释放了残余应力。热处理结束，铸件残余应力分布更均匀，且数值显著降低（图3b、e、f）。

2.2 析出相演变仿真和试验结果

图4是ZL205A的CCT和TTT曲线仿真计算结果。

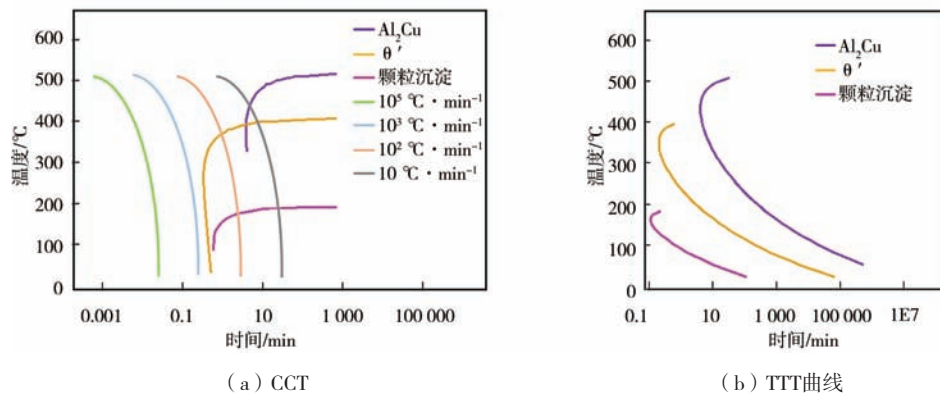


图4 ZL205A合金的CCT和TTT曲线

Fig. 4 The CCT curves and TTT curves of the ZL205A alloy

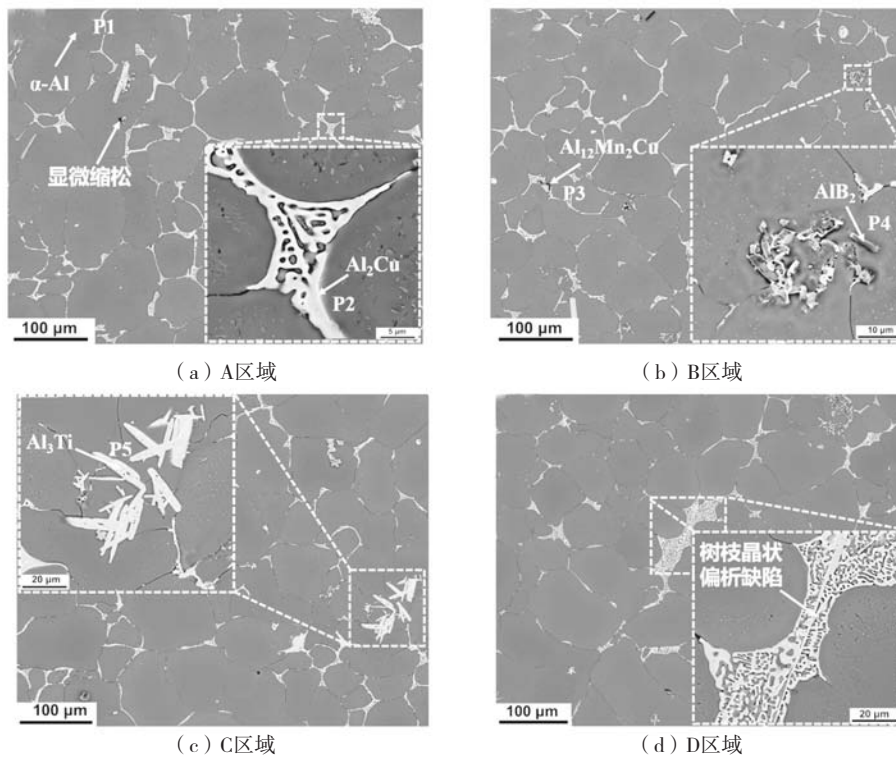


图5 ZL205A 低压铸造过程析出相（SEM试验得出）

Fig. 5 Precipitated phases of the ZL205A alloy during low-pressure casting process (from SEM test)

连续冷却条件下，若冷速较快，析出相容易形成，若冷速较慢， θ' 相、GP区和 Al_2Cu 相会相继析出。等温冷却条件下，各相的TTT曲线呈C型，这是因为在高温区，形核较难，但扩散容易，中温区各相可以快速析出，低温区形核容易，但扩散较难。

图5和表2是ZL205A低压铸件的SEM和EDS试验结果。铸件的基体组织为 α (Al) 固溶体 (P1)，晶界处存在 θ (Al_2Cu) 相和 α (Al) 的共晶组织 (P2)，起割裂基体作用；黑色的T ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$) 相 (P3)，起强化作用。少量棒状 AlB_2 相 (P4) 和长条状 Al_3Ti 相 (P5) 分布在 α (Al) 基体中，作为形核核心，细化晶粒。A区存在少量分散性显微缩松（见图4a）。D区

表2 能谱仪分析结果
Table 2 EDS analysis results

位置	Cu	Mn	Ti	Zr	B	Cd	V	Al	析出相
P1	-	0.5	1.0	0.9	-	-	0.7	96.9	α (Al)
P2	33.9	-	0.5	-	-	0.5	-	65.1	Al_2Cu
P3	5.8	12.7	0.2	0.9	-	-	-	80.4	$\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$
P4	0.9	0.4	0.1	-	67.2	-	-	31.4	AlB_2
P5	4.5	1.0	23.7	1.1	-	-	5.4	64.3	Al_3Ti

存在少量树枝晶状组织，史晓平等人的研究表明，这是 Al_2Cu 相与其他相形成的晶状偏析缺陷组织，他们还提出了消除偏析缺陷的具体措施^[22]（图4d）。从图3f看出，D区域残余应力最大，故可以推测，存在偏析缺陷的区域残余应力较大，容易形成热裂等缺陷。

图6是ZL205A热处理后的SEM试验结果。与热处理前相比，晶粒排列紧密，晶界宽度增大且不再清晰，呈半连续网状分布。晶界处的共晶组织和偏析缺陷消失， AlB_2 和 Al_3Ti 相溶解，有少量1~4 μm 的白色圆粒状（图6a、d）、1~8 μm 的条状（图6b）和1~4 μm （图6c）的短棒状相残留，基体中有弥散分布的析出相。这是由于固溶过程 θ 相溶解到基体中，形成过饱和固溶体，结合CCT曲线可知（图4a），快速淬火后，固溶体得以保存；黑色颗粒状T相从 α 固溶体中析出，呈弥散分布；时效过程温度低、冷速慢，结合CCT曲线可知（图4a），固溶体逐渐分解， θ' 等强化相析

出，呈弥散分布。

2.3 微观晶粒仿真和试验结果

ZL205A低压浇注件的微观晶粒模拟结果如图7a所示，晶粒为致密的不规则椭圆状等轴晶。由于冷铁的激冷作用，铸件外壁冷却快，晶粒大量形核且没有充足时间生长，故分布均匀且尺寸较小；从外壁往内，晶粒尺寸逐渐增加，铸件内壁和砂箱间换热较慢，晶粒有充足的能量生长，晶粒最为粗大。根据低压浇注试验中热电偶记录的温度，计算得到A、B、C和D四个特征区域的初始冷速分别为7.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、9 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和8 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ （图7b）。根据ZL205A不同初始冷速下的枝晶间距数值模拟结果，计算得到铸件的枝晶间距在55 μm 左右（图7c）。

图8a、c、e、g是铸件微观晶粒数值模拟结果在四个特征区域的局部放大图和晶粒尺寸统计数据，图

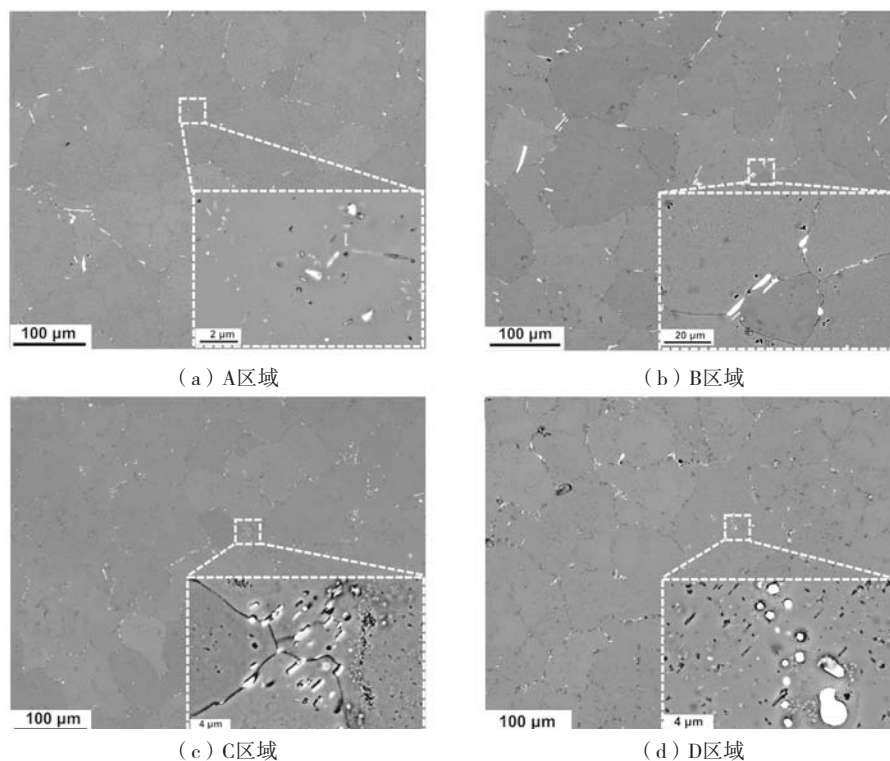


图6 热处理后ZL205A析出相演变（SEM试验得出）

Fig. 6 Precipitated phases of the ZL205A after heat treatment (from SEM test)

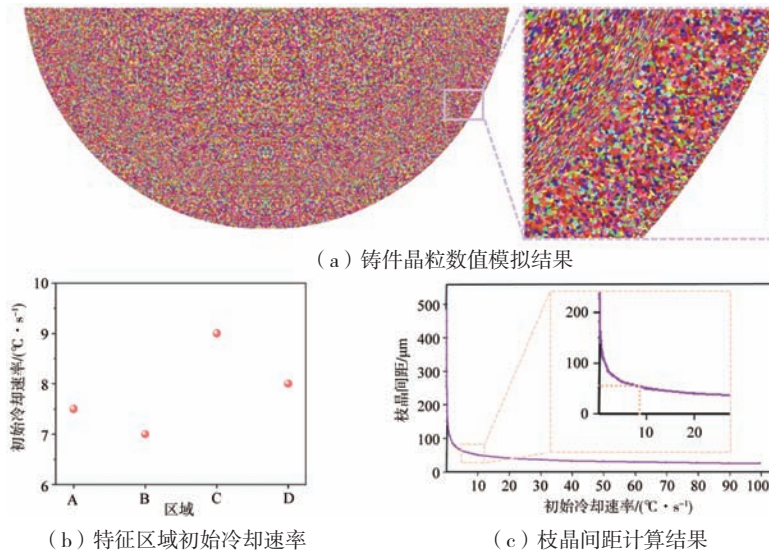


图7 低压铸造微观晶粒模拟结果

Fig. 7 Simulation results of the microscopic grains during low-pressure casting

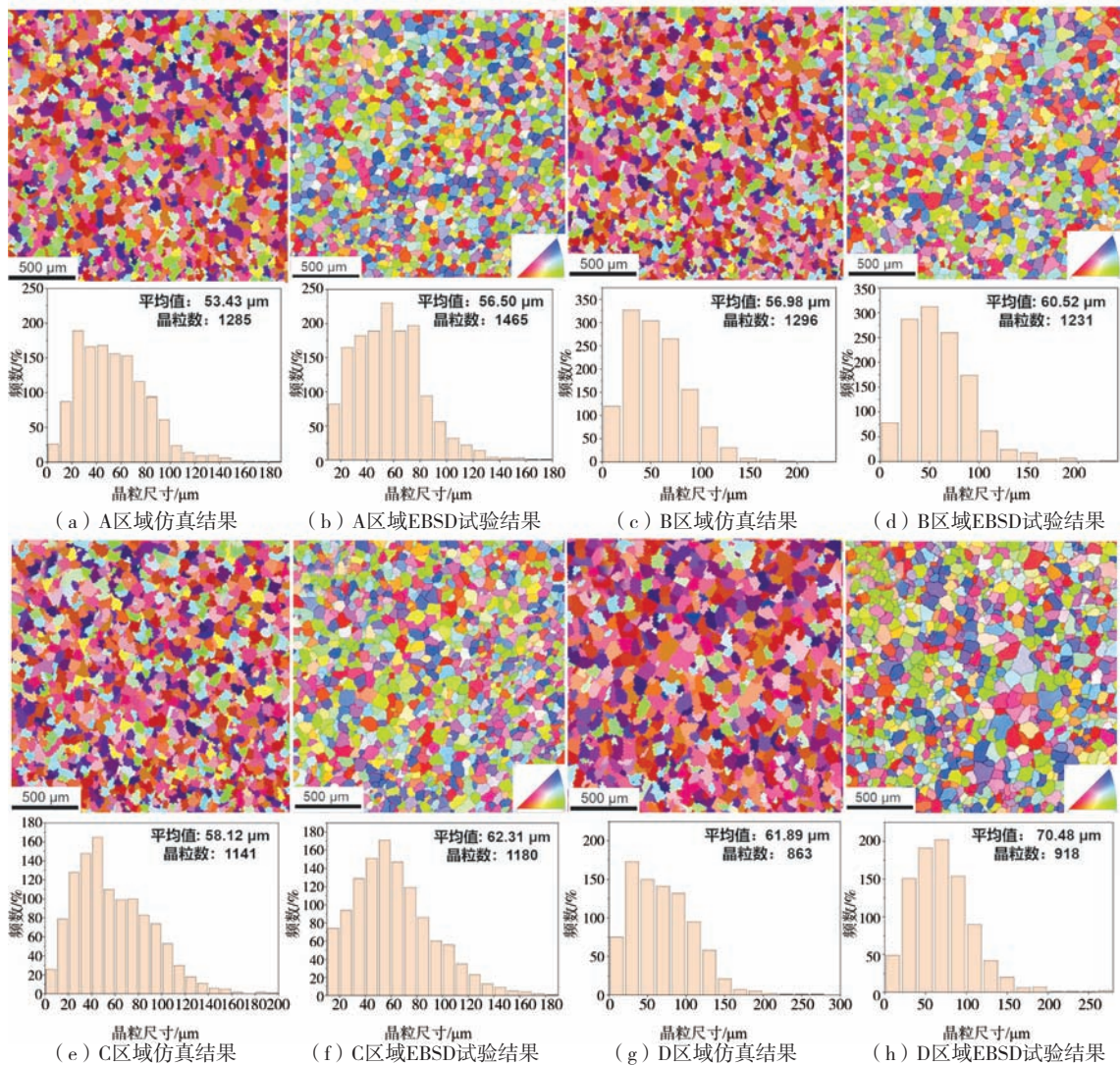


图8 微观晶粒仿真和试验结果（铸态）

Fig. 8 Simulation and experiment results of the microscopic grains (as-cast condition)

8b、d、f和h是与之对应的EBSD试验数据。可以看出，仿真和试验在晶粒形貌、分布和尺寸等方面吻合较好，证明数值模拟是准确的。此外，从EBSD试验结果可知，ZL205A铸态组织平均晶粒尺寸在60 μm 左右；A和B区域的晶粒较致密均匀，C和D区域晶粒较粗。而A、B、C和D四个特征区域的残余应力分别为39.07 MPa、60.20 MPa、76.96 MPa和77.60 MPa（图3f），可以推测晶粒越致密、越均匀，残余应力越低。

热处理后，A、B、C和D四个区域的微观晶粒EBSD试验结果如图9所示。与热处理前相比，晶粒更均匀，但明显粗化，平均晶粒尺寸分别增加31.02 μm 、27.87 μm 、31.37 μm 和24.63 μm 。马铁军等人研究表明，时效过程晶粒尺寸变化幅度很小^[23]，故本研究不对时效过程的晶粒变化进行分析。根据EBSD试验结

果，退火和固溶过程，ZL205A发生变形、回复和再结晶，且再结晶占据主导地位，故晶粒形核和生长行为普遍存在；四个区域变形量分别为2.31%、5.27%、1.78%和2.38%，处于一般合金的临界变形量区间（2%~10%）^[24]（图10），故晶粒只部分破碎，发生大晶粒吞并小晶粒，导致晶粒粗化。为找出热处理后，残余应力显著降低的原因，分析四个区域热处理过程的晶粒局部取向差（EBSD试验得到）。由于局部取向差大的区域，塑性变形程度高^[25]，故热处理过程塑性变形程度由大到小分别是B、C、D和A区域（图11），其对应的残余应力分别降低63.70%、48.61%、28.76%和24.75%（图3f），故可以推测，热处理过程残余应力的松弛与塑性变形有关，且局部区域塑性变形越大，残余应力释放效果越明显。

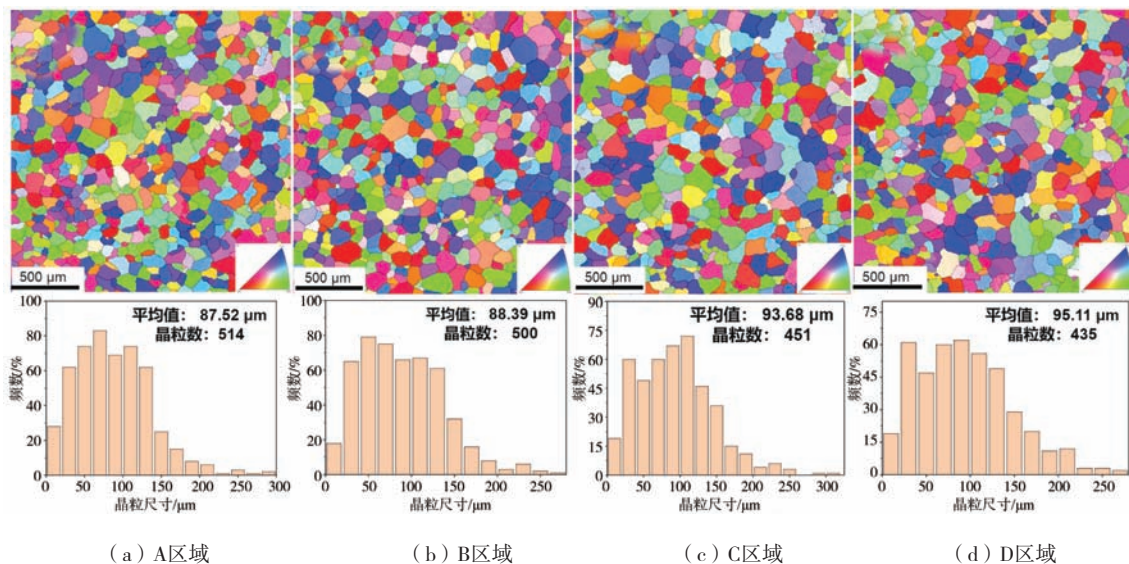


图9 热处理态微观晶粒（EBSD试验得出）

Fig. 9 Microscopic grains after heat treatment (from EBSD test)

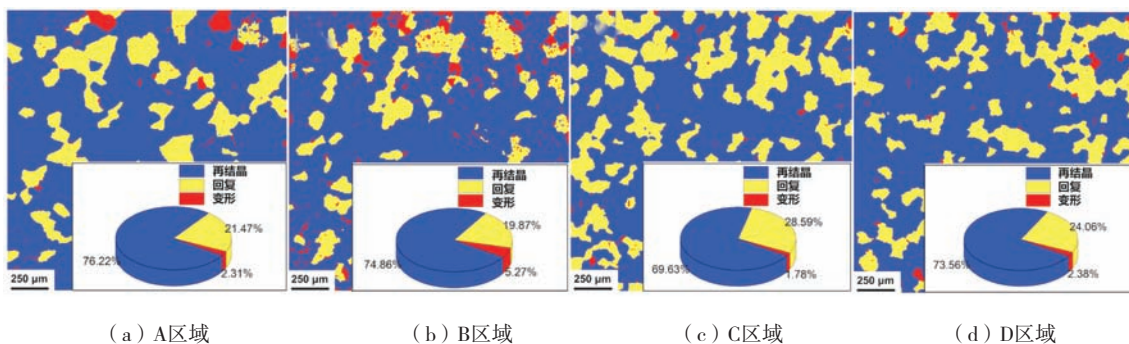


图10 热变形、动态回复和动态再结晶分析（EBSD试验得出）

Fig. 10 Analysis of the thermal deformation, dynamic recovery and dynamic recrystallization (from EBSD test)

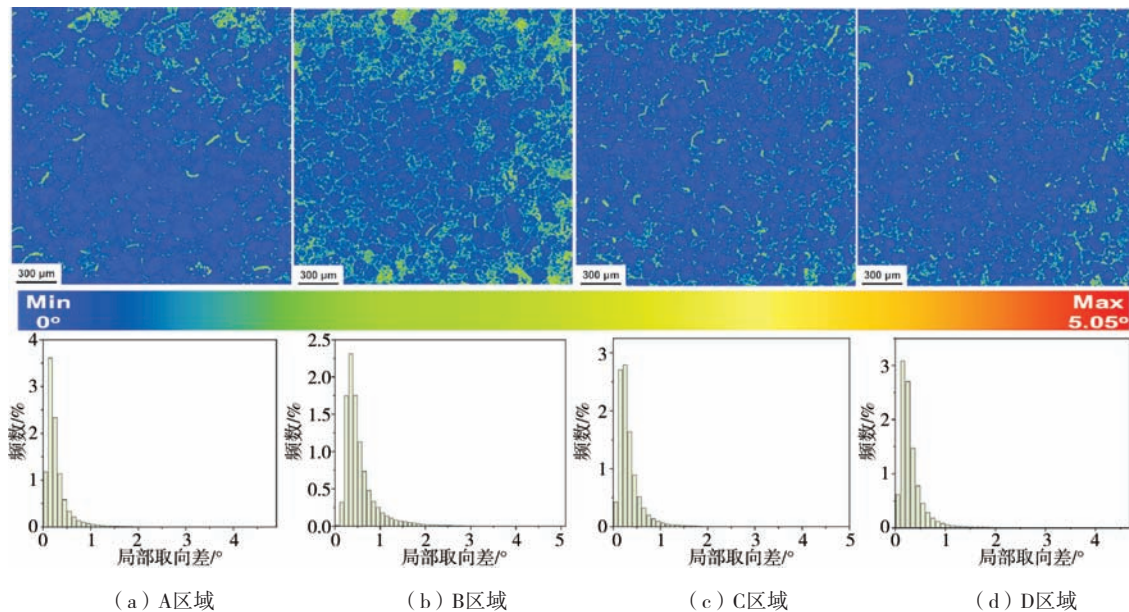


图11 局部取向差分析 (EBSD试验得出)

Fig. 11 Analysis of the local orientation difference (from EBSD test)

3 结论

(1) ZL205A低压铸件残余应力分布不均, 上部和底部应力较大, 中部应力较小。晶粒越致密均匀, 铸件残余应力越低。存在偏析缺陷的区域残余应力较大, 这容易导致热裂等缺陷。去应力退火和时效处理能显著降低残余应力; 固溶处理会小幅提高残余应力; 热处理结束, 铸件残余应力分布更均匀, 且数值显著降低, 最大应力从200 MPa降至138.1 MPa。热处理过程残余应力的松弛与塑性变形有关, 局部塑性变形越大, 残余应力释放效果越明显。

(2) ZL205A铸态组织中存在 θ (Al_2Cu) 相和 α (Al) 的共晶组织、T ($\text{Al}_2\text{Mn}_2\text{Cu}$) 相、棒状 AlB_2 相和

长条状 Al_3Ti 相, 树枝晶状组织偏析缺陷组织。热处理后, 晶界处的共晶组织和偏析缺陷消失, AlB_2 和 Al_3Ti 相溶解, 有少量白色圆粒状、条状和短棒状相残留, 黑色颗粒状 T 相和 θ' 等强化相析出, 呈弥散分布。

(3) 铸件晶粒为不规则椭圆形等轴晶, 外壁晶粒细小均匀, 内壁晶粒粗大; 通过 EBSD 试验得到平均晶粒尺寸在 $60 \mu\text{m}$ 左右。铸件整体组织较为致密, 仿真计算得出枝晶间距在 $55 \mu\text{m}$ 左右。热处理过程, ZL205A 发生变形、回复和再结晶, 且再结晶占据主导地位, 故存在晶粒形核和生长行为, 但铸件的变形量处于临界变形量区间, 晶粒只部分破碎, 大晶粒会吞并小晶粒, 导致晶粒不同程度的粗化。

参考文献:

- [1] LUO Lei, LUO Liangshun, SU Yanqing, et al. Optimizing microstructure, shrinkage defects and mechanical performance of ZL205A alloys via coupling travelling magnetic fields with unidirectional solidification [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 74 (15): 246-258.
- [2] 贾泮江, 陈邦峰. ZL205A 高强铸造铝合金的性能及应用 [J]. 轻合金加工技术, 2009, 37 (11): 10-12.
- [3] WYATT J E, BERRY J T, WILLIAMS A R. Residual stresses in aluminum castings [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 1 (191): 170-173.
- [4] 邓攀科, 杨智勇, 韩建民, 等. ZL205A 真空压铸有效应力控制与性能研究 [J]. 铸造, 2019, 68 (12): 1368-1373.
- [5] LIU Jinhai, XIONG Peng, FU Binguo, et al. Effects of austempering temperature on microstructure and surface residual stress of carbide austempered ductile iron (CADI) grinding balls [J]. China Foundry, 2018, 15 (3): 173-181.
- [6] 路林, 高波, 陈杼鑫, 等. A356 铝合金热处理工艺的数值模拟 [J/OL]. 热加工工艺, 2024 (10): 78-82.
- [7] 杜鹏. 基于数值模拟的 ZM6 合金铸造与退火过程残余应力演变研究 [J]. 中国金属通报, 2020, 2: 126-128.
- [8] 李璐, 潘光东, 田学雷. 160 缸体铸件残余应力的测量和消除 [J]. 现代铸铁, 2009, 29 (5): 82-85.
- [9] 贤福超, 郝启堂, 李新雷, 等. ZL205A 合金晶界偏析行为研究 [J]. 铸造技术, 2012, 33 (12): 1391-1393.
- [10] 董莹, 张国伟. 冷却速率对 ZL205A 合金组织结构和性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2020, 49 (7): 1-4

- [11] 王狂飞, 许广涛, 周志杰, 等. 铸造方法对ZL205A合金砂型铸造组织的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35 (6): 629-632.
- [12] 李作为, 刘晓滕, 郝海, 等. Gd对ZL205A合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 铸造, 2013, 62 (6): 549-553.
- [13] 冯广召, 李少楠, 程运超, 等. 热等静压处理对ZL205A合金组织的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1043-1046.
- [14] 史玉童. ZL205A合金铸造过程粘弹塑性本构模型及筒形件变形规律 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
- [15] HU Wenyi, LE Qichi, ZHANG Zhiqiang, et al. Numerical simulation of DC casting of AZ31 magnesium slab at different casting speeds [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1 (1): 88-93.
- [16] PALUMBO Gianfranco, PIGLIONICO Vito, PICCININNI Antonio, et al. Determination of interfacial heat transfer coefficients in a sand mould casting process using an optimised inverse analysis [J]. Applied Thermal Engineering, 2015, 78 (5): 682-694.
- [17] HAN Xing, ZHANG Haitao, SHAO Bo, et al. Numerical simulation on sprue distributions during cladding casting process [J]. International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, 2016, 26 (8): 2340-2354.
- [18] 李铭文. ZL205A低压铸造凝固过程应力应变模拟及控制 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- [19] GANDIN Ch A, DESBIOLLES J L, RAPPAZ M, et al. A three-dimensional cellular automaton-finite element model for the prediction of solidification grain structures [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30 (12): 3153-3165.
- [20] RAPPAZ M. Modelling of microstructure formation in solidification processes [J]. International Materials Reviews, 1989, 1 (34): 93-124.
- [21] 韩玉科, 杨琦. 铸造ZL205A合金的变质处理与蠕变性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37 (8): 921-924.
- [22] 史晓平, 李玉胜. ZL205A合金偏析缺陷研究 [J]. 铸造, 2011, 60 (10): 1022-1026.
- [23] 马铁军, 葛进国, 常雷, 等. ZL205A合金T5热处理后的微观组织与力学性能 [J]. 金属热处理, 2019, 44 (8): 8-14.
- [24] 胡赓祥, 蔡珣. 材料科学基础 [M]. 3版. 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 342-359.
- [25] YAN Zhifeng, WANG Denghui, HE Xiuli, et al. Deformation behaviors and cyclic strength assessment of AZ31B magnesium alloy based on steady ratcheting effect [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 723: 212-220.

Effect of Heat Treatment on Residual Stress and Microstructure of ZL205A Alloy

ZHANG Zong-hao¹, LIU Jian-hui², CHEN Jin-ming², WEN Fu-lin², JIA Ru², MA Qing-xian¹

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China. 2. Institute of Machinery Manufacturing Technology, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, Sichuan, China)

Abstract:

The effects of T2 and T5 heat treatments on the residual stresses, microscopic grains and precipitate phases of ZL205A castings were investigated by numerical simulations and relevant experiments during low-pressure casting and heat treatment processes. Current findings demonstrated that before heat treatment, the microscopic grains were irregular elliptical equiaxed crystals with a dendritic spacing of about 55 μm and an average grain size of about 60 μm . Meanwhile, there were $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, $\text{T}(\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2)$, AlB_2 and Al_3Ti phases, as well as dendritic segregation defects in the microstructure. Moreover, the residual stresses were larger in the area with dendritic segregation, the denser and more homogeneous the grains, the lower the residual stresses. After heat treatment, the casting deformation, recovery and recrystallization occurred, but the grains were only partially broken, the grain coarsening as a result of large grains engulf small grains. Meanwhile, the eutectic structure and dendritic segregation at the grain boundaries disappeared, the AlB_2 and Al_3Ti phases dissolved, the T phase and the reinforcing phases such as θ' precipitate in diffuse distribution. Moreover, the residual stresses were released due to the local plastic deformation with the peak value decreased from 200 MPa to 138.1 MPa. The greater the local plastic deformation, the more obvious the residual stress released.

Key words:

ZL205A alloys; heat treatment; residual stresses; microstructure; numerical simulation