

学校代号 10532

学 号 T08131002

分 类 号 TG249.2

密 级 普通



湖南大学
HUNAN UNIVERSITY

博士学位论文

AlSi10MnMg 薄壁铝合金件压铸流动 行为及其组织力学性能

学位申请人姓名 朱必武

培 养 单 位 机械与运载工程学院

导师姓名及职称 李落星 教授

学 科 专 业 机械工程

研 究 方 向 金属材料成型理论及工艺

论文提交日期 2013 年 10 月 18 日

学校代号：10532

学 号：T08131002

密 级：普通

湖南大学博士学位论文

AlSi10MnMg 薄壁铝合金件压铸 流动行为及其组织力学性能

学位申请人姓名：朱必武

导师姓名及职称：李落星 教授

培 养 单 位：机械与运载工程学院

专 业 名 称：机械工程

论文提交日期：2013 年 10 月 18 日

论文答辩日期：2013 年 12 月 6 日

答辩委员会主席：刘又文 教授

Filling behavior, microstructure and mechanical properties of
thin-walled AlSi10MnMg castings during die casting process

by

ZHU Biwu

B.E. (Chengdu University of Technology) 2006

A dissertation submitted in partial satisfaction of the

Requirements for the degree of

Doctor of Engineering

in

Mechanical Engineering

in the

Graduate School

of

Hunan University

Supervisor

Professor LI Luoxing

December, 2013

摘 要

薄壁铝合金铸件因具有良好的轻量化效果和优异的力学性能，在汽车车身、底盘类结构件上有广泛的应用前景。压铸作为一种快速的近净成型工艺，特别适合此类零件的集成化设计和整体成型。然而，薄壁铝合金铸件的压铸生产存在成型困难和力学性能不稳定等问题。因此，对其压铸充型过程中的流动行为及其组织和力学性能展开研究，可以为这类薄壁铸件压铸成型工艺的制定和优化提供理论支持和指导。

本文以 AlSi10MnMg 合金为研究对象，建立了薄壁铝合金件压铸数值仿真模型，结合压铸实验结果研究其充型流动行为和组织力学性能规律。首先，采用旋转粘度计测定该合金的粘度并讨论其特征，通过实验求解压铸铸件/铸型界面换热系数，再将粘度和界面换热系数应用于仿真并和实验结果对比，验证所建立的数值仿真模型的有效性。然后，通过实验计算压铸过程中的流体力学参数，结合仿真对充型流动特征进行讨论，并建立薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型。最后，结合仿真讨论流动试样入口处和沿程的组织力学性能，建立薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型，并将建立的数值仿真模型成功应用于薄壁铝合金电机盖的工艺优化。得到的主要结论如下：

铸造过程中铝合金熔体表现非牛顿流体特性，需采用旋转粘度计测定其粘度；AlSi10MnMg 合金在降温过程中其熔体内部结构会发生一系列变化，导致其粘度变化可以分为四个阶段，各阶段粘度随温度变化的规律不同。根据薄壁铝合金件压铸充型速度快和时间短的特点，将充型过程分为液相充型阶段和液/固两相充型阶段，分别求解和讨论了各阶段的铸件/铸型界面换热系数。然后在此基础上建立了薄壁铝合金件压铸数值仿真模型。

薄壁铝合金流动试样压铸充型临界长度在浇注温度为 923~1013K 范围内达 510~810mm。通过实验计算发现其压铸充型过程中铝合金熔体流动的 $Re < 2000$ 、 $We \gg 60$ ，结合紊流仿真结果推测铝合金熔体以层流、充型前端液面自由表面破碎成细小液滴的喷射形式高速填充流动试样型腔，由此建立了一种针对薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型，表明在其压铸充型过程中喷射状态和“全壁厚”状态一直存在且保持至充型结束。

结合仿真和实验观测发现，薄壁铝合金压铸流动试样沿程气孔先减少后增加，建立的沿程气孔分布模型将气孔沿程分为四个部分。沿程密度主要受流动性影响。初生 α -Al 相组织随浇注温度的升高晶粒越来越细，分布也更均匀，但沿程变化不大。入口处力学性能随浇注温度的升高先增加后减小。浇注温度较低时，沿程力

学性能下降明显，主要受气孔影响；浇注温度较高时，力学性能沿程基本保持不变，波动较小，沿程力学性能较稳定，压力对力学性能作用显著。

关键词：AlSi10MnMg 合金；薄壁压铸；流动性；粘度；界面换热系数；气孔；组织力学性能；数值仿真

Abstract

Thin-walled casting of aluminum alloy with characteristic of light-weighting and good mechanical properties has good prospect in producing large complex structure such as vehicle body and automotive chassis. High pressure die casting (HPDC) as a quick near-net shape forming is suitable for integration design and integral forming of these castings. However, there are several problems in thin-walled complex structure die casting such as low filling capacity instable microstructure and mechanical property. Therefore, the study of flow behavior in filling processing, microstructure and mechanical property of thin-walled die casting of aluminum alloy can provide theoretical guidance for HPDC processing design and optimization.

Simulation model for thin-walled die-casting of aluminum alloy was built and coupled with experimental result to study flow behavior, microstructure and mechanical property of AlSi10MnMg alloy. The viscosity of AlSi10MnMg alloy was measured using rotation cylinder viscometer and its characteristic was also discussed. Interface heat transfer coefficient (IHTC) between the casting and mold was obtained by experiment. Viscosity and IHTC between the casting and mold were used for simulation. Simulation model is evidenced by comparing simulation and experimental observation. Fluid dynamics parameters during die casting were calculated on basis of experiment. Flow characteristics during the filling processing were discussed by considering fluid dynamics parameters and simulation. The model of metal liquid filling for thin-walled die-casting of aluminum alloy was also developed. Microstructure and mechanical property at the entrance of fluidity specimen and along the fluidity length were studied by simulation and experiment. The model of porosity distribution along the fluidity length for thin-walled die-casting of aluminum alloy was established. The simulation model was successful applied to optimize the technology of thin-walled aluminum alloy motor cover. Following results were obtained:

The rotation cylinder viscometer is suitable to measure viscosity of aluminum alloy melt with characteristic of non-Newton fluid. AlSi10MnMg aluminum alloy melt displays a series of changes with temperature decreasing, contributing that viscosity evolution with temperature decreasing can be divided into four stages. Because of fast filling velocity and short filling time of thin-walled casting of

aluminum alloy during die casting, there are two different stages during filling process: one is liquid filling stage; another is liquid/solid filling stage. IHTC between the casting and mold of these two stages were obtained and discussed, respectively.

At pouring temperature range of 923 to 1013K, the critical filling length of thin-walled die-casting of aluminum alloy is in the range of 510 to 810mm. The following fluid dynamics parameters during filling processing were obtained from experiment: $Re < 2000$ and $We \gg 60$. It can be concluded by coupling fluid dynamic parameters and turbulence simulation that aluminum alloy melt fills the cavity of thin-wall fluidity specimen at a high-speed in the form of laminar flow with the melt free surface breaking into small droplets. On basis of above conclusion, the model of metal liquid filling for thin-walled die-casting of aluminum alloy was built. The aluminum alloy melt is always in the form of the spray and the “Full thickness” during filling processing.

Coupling simulations with experimental observations, porosity of fluidity specimen of thin-walled casting of aluminum alloy along the fluidity length decreases firstly and then increases, suggesting that the model of porosity distribution along the fluidity length can be divided into four parts. Density along the fluidity length is affected by fluidity. Primary α -Al phase is refinement and uniform with pouring temperature increasing, while the distinction of primary α -Al phase along the fluidity length can be neglected. Mechanical properties at the entrance of fluidity specimen firstly increase and then decrease with pouring temperature increasing. At low pouring temperature, mechanical properties dramatically decrease and are mainly affected by porosity. At high pouring temperature, the difference of mechanical properties along the fluidity is insignificant and obviously influenced by pressure.

Key words: AlSi10MnMg alloy; thin-walled die-casting; fluidity; viscosity; interface heat transfer coefficient; porosity; microstructure and mechanical properties; simulation

目 录

学位论文原创性声明和学位论文版权使用授权书	I
摘 要	II
Abstract	IV
插图索引	IX
附表索引	XII
第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 薄壁铝合金件压铸技术	2
1.2.1 压铸铝合金	2
1.2.2 薄壁铝合金压铸件的应用	3
1.2.3 铝合金压铸数值仿真技术	4
1.3 铝合金压铸充型行为研究现状	5
1.3.1 铝合金充型流动能力	5
1.3.2 铝合金充型粘度特征	7
1.3.3 铝合金压铸换热行为	8
1.4 工艺参数对铝合金压铸组织力学性能的影响	10
1.4.1 铝合金压铸气孔	10
1.4.2 铝合金压铸组织力学性能	10
1.5 研究内容	11
第 2 章 材料及实验方法	14
2.1 实验材料制备	14
2.1.1 合金成分	14
2.1.2 合金熔炼	14
2.2 粘度测定实验	15
2.3 压铸实验	15
2.3.1 试样尺寸属性	15
2.3.2 压铸装备及工艺	16
2.3.3 充型时间、充型速度实验获取方法	17
2.4 组织力学性能表征	17
2.4.1 取样位置	17
2.4.2 密度测定	18

2.4.3 金相组织表征	18
2.4.4 力学性能表征	18
2.4.5 断口分析	19
第 3 章 薄壁铝合金件压铸数值仿真建模	20
3.1 本章引言	20
3.2 薄壁铝合金件压铸数值仿真模型的建立	20
3.2.1 控制方程	20
3.2.2 网格划分	22
3.2.3 充型流动停止判据	22
3.2.4 材料参数	23
3.2.5 边界条件	23
3.3 AlSi10MnMg 铝合金熔体粘度的测定及其特征	24
3.3.1 粘度实验结果	25
3.3.2 粘度变化规律及讨论	26
3.3.3 铝合金粘度值对比分析	31
3.3.4 压铸仿真粘度参数选择方案	33
3.4 薄壁铝合金件压铸铸件/铸型界面换热系数实验求解	34
3.4.1 铸造充型过程分析	34
3.4.2 界面换热系数数学基础	35
3.4.3 计算界面换热系数所需实验参数确定	37
3.4.4 界面换热系数计算结果及讨论	40
3.4.5 压铸仿真界面换热系数选择方案	42
3.5 本章小结	43
第 4 章 薄壁铝合金件压铸充型流动行为	45
4.1 本章引言	45
4.2 薄壁铝合金件压铸充型实验分析	45
4.2.1 充型流动长度分析讨论	45
4.2.2 压射冲头运动规律	52
4.2.3 充型时间、充型速度结果	53
4.3 薄壁铝合金件压铸充型流动特征	57
4.3.1 流体流动表征参数	57
4.3.2 充型过程流体力学参数计算及特征	57
4.3.3 充型过程紊流仿真分析	61
4.3.4 薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型的建立	62
4.4 本章小结	64

第 5 章 薄壁铝合金件压铸组织力学性能规律	65
5.1 本章引言	65
5.2 薄壁铝合金件压铸过程中的气孔分布	65
5.2.1 入口处气孔和密度	65
5.2.2 沿程气孔和密度	67
5.2.3 卷气含量仿真分析	75
5.2.4 薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型建立	78
5.3 薄壁铝合金件压铸凝固组织	80
5.3.1 入口处凝固组织	80
5.3.2 沿程凝固组织	82
5.3.3 冷却速度对凝固组织的影响	90
5.3.4 速度差剪切对凝固组织的影响	92
5.3.5 压力对凝固组织的影响	93
5.4 薄壁铝合金件压铸力学性能	96
5.4.1 入口处力学性能	96
5.4.2 沿程力学性能	96
5.4.3 断口分析	97
5.4.4 薄壁铝合金件压铸力学性能影响因素	99
5.5 薄壁铝合金电机盖压铸工艺优化	99
5.5.1 数模分析	100
5.5.2 基于数值仿真的电机盖压铸工艺优化	101
5.5.3 电机盖压铸实验	102
5.6 本章小结	106
第 6 章 结论	108
6.1 结论	108
6.2 论文主要创新点	109
参考文献	111
致 谢	121
附录 A 攻读学位期间发表的学术论文与学术活动	122

插图索引

图 1.1 论文框架	13
图 2.1 熔炼工艺过程	14
图 2.2 薄壁铝合金压铸流动试样 (Fluidity specimen) 尺寸示意图	15
图 2.3 压铸流动试样模具	16
图 2.4 压射冲头运动参照物	17
图 2.5 取样位置示意图	17
图 2.6 金相组织观察区域示意图	18
图 2.7 拉伸试样尺寸示意图	18
图 3.1 薄壁铝合金流动试样网格划分结果	22
图 3.2 牛顿粘性定律示意图	24
图 3.3 高温旋转粘度计原理图	25
图 3.4 AlSi10MnMg 铝合金粘度实验曲线	25
图 3.5 AlSi10MnMg 合金 $\frac{\partial \eta}{\partial T}$ 变化曲线	26
图 3.6 液相缓增阶段粘度变化曲线	27
图 3.7 液相激增阶段粘度变化曲线	28
图 3.8 液/固缓增阶段粘度变化曲线	29
图 3.9 液/固激增阶段粘度变化曲线	30
图 3.10 数值仿真粘度参数选择方案	33
图 3.11 铸造充型过程示意图	34
图 3.12 充型热平衡示意图	35
图 3.13 临界长度 (L_{fc})、极限长度 (L_{fl}) 定义	37
图 3.14 压射冲头位移-时间曲线 (浇注温度 1013K)	38
图 3.15 不同阶段的界面换热系数	40
图 3.16 $h_i - T_j$ 曲线	41
图 3.17 不同浇注温度条件下的界面换热系数选择方案	42
图 4.1 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样	46
图 4.2 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样充型长度曲线	47
图 4.3 薄壁铝合金压铸压射冲头运动位移/时间 $L_p - t$ 、速度/时间 $v_p - t$ 曲线	52
图 4.4 薄壁流动试样充型阶段压射冲头运动位移/时间 $L_p - t$ 、速度/时间 $v_p - t$ 曲线	54

图 4.5 流动试样充型各阶段时间变化曲线	55
图 4.6 流动试样充型速度各阶段变化曲线	56
图 4.7 薄壁铝合金流动试样充型过程中的 Re、We 数	58
图 4.8 不同浇注温度下的流动试样充型 Re 数	59
图 4.9 不同浇注温度下的流动试样充型 We 数	60
图 4.10 薄壁铝合金压铸充型紊流能量仿真结果	61
图 4.11 薄壁铝合金压铸充填模型	63
图 5.1 薄壁铝合金压铸流动试样入口 (45mm) 处的低倍金相组织	66
图 5.2 薄壁铝合金压铸流动试样入口处密度	67
图 5.3 浇注温度为 923K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织	68
图 5.4 浇注温度为 923K 时流动试样沿程密度	68
图 5.5 浇注温度为 953K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织	69
图 5.6 浇注温度为 953K 时流动试样沿程密度	70
图 5.7 浇注温度为 983K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织	71
图 5.8 浇注温度为 983K 时流动试样沿程密度	72
图 5.9 浇注温度为 1013K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织	73
图 5.10 浇注温度为 1013K 时流动试样沿程密度	74
图 5.11 薄壁铝合金压铸充型速度场仿真结果	76
图 5.12 薄壁铝合金压铸充型卷气量仿真结果	77
图 5.13 薄壁铝合金压铸流动试样充型沿程的气孔分布示意图	79
图 5.14 薄壁铝合金压铸流动试样入口 (45mm) 处的高倍金相组织	81
图 5.15 薄壁铝合金压铸流动试样入口处的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量	82
图 5.16 浇注温度为 923K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织	83
图 5.17 浇注温度为 923K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量	84
图 5.18 浇注温度为 953K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织	85
图 5.19 浇注温度为 953K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量	86
图 5.20 浇注温度为 983K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织	87
图 5.21 浇注温度为 983K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量	88
图 5.22 浇注温度为 1013K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织	89
图 5.23 浇注温度为 1013K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量	90
图 5.24 不同浇注温度条件下各阶段平均冷却速度	91

图 5.25 薄壁铝合金压铸流动试样充型速度分布示意图	92
图 5.26 薄壁铝合金压铸充型压力场仿真结果	94
图 5.27 薄壁铝合金压铸流动试样入口 (45mm) 处的力学性能	96
图 5.28 薄壁铝合金压铸流动试样充型流动沿程长度上的力学性能	96
图 5.29 浇注温度为 1013K 时流动试样沿程长度上得拉伸试验断口 SEM 照片 ...	98
图 5.30 电机盖三维数模	100
图 5.31 电机盖网格划分结果	100
图 5.32 薄壁铝合金电机盖压铸试样及取样位置	102
图 5.33 不同浇注温度下的薄壁铝合金电机盖试样	103
图 5.34 电机盖 2 点钟位置处的压铸组织	104
图 5.35 电机盖 2 点钟位置处的密度	105
图 5.36 电机盖拉伸试样位置处的压铸组织	105
图 5.37 电机盖力学性能	106

附表索引

表 2.1 合金成分	14
表 2.2 压铸工艺参数	16
表 3.1 AlSi12MnMg 合金热物性参数	23
表 3.2 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样充型长度实验值	38
表 3.3 薄壁铝合金流动试样不同阶段的充型时间	39
表 3.4 计算中各参数值	40
表 3.5 不同阶段的界面换热系数	40
表 4.1 流动试样充型完成时刻温度场仿真结果	49
表 4.2 流动试样充型仿真长度结果对比	50
表 4.3 流动试样充型速度	56
表 4.4 不同熔体温度时的铝合金粘度	57
表 4.5 不同浇注温度下各阶段的 Re 值	59
表 4.6 不同浇注温度下各阶段的 We 值	60
表 5.1 各阶段平均冷却速度	91
表 5.2 入口过渡区域 L_e 长度	93
表 5.3 电机盖压铸数值仿真结果	101

第 1 章 绪论

1.1 引言

近些来,中国的汽车工业得到了突飞猛进的发展。但由此引发的能源短缺及环境污染已成为制约我国汽车产业可持续发展的突出问题^[1-4]。汽车油耗及排放除了取决于发动机的性能外,还和汽车的自重密切相关。据统计,若汽车自重下降 10%,则油耗可下降 8%,相应的排放可下降 4%^[5-9]。由此,轻量化是节约能源和减少有害气体排放的有效途径^[10-12]。

为达到轻量化要求,铝合金因具有密度低、比强度高、比刚度高、加工性能好和吸能性强等一系列优点,在汽车工业中得到了越来越广泛的应用^[13-15]。但是,目前铝合金在汽车车身和底盘等结构件上的应用较少,主要是因为车身和底盘类结构件尺寸大、结构复杂且壁厚薄,力学性能还必须满足碰撞安全要求,成型工艺复杂、工序繁多、对装备能力和控制技术要求苛刻,生产成本较高^[16,17]。

薄壁铝合金铸件因其具有良好的轻量化减重效果和优异的力学性能,在汽车车身、底盘等大型复杂结构件上有广泛的应用前景^[14,18,19]。压铸作为一种快速的近净成型工艺,具有生产效率高、尺寸精度高、力学性能优异、可以成型形状复杂和轮廓清晰的薄壁深腔铸件等特点,特别适合于车身、底盘类零件的集成化设计和整体成型^[20-23]。为了获得优质集成化的大型、复杂、薄壁铝合金压铸件,研究薄壁铝合金件压铸充型流动行为和压铸工艺成为此类零件成型的基本问题,因为其不仅直接关系到零件是否能完整成型,同时也影响铸件最终的组织力学性能^[14,23-28]。

随着计算机技术的迅速发展,通过专业铸造数值仿真软件可以对铸造成型过程及工艺进行分析和优化,从而缩短产品研发周期,提高工作效率和降低成本,促进铸造行业的技术进步^[29-34]。然而,铸造过程数值仿真技术的精度依赖于精确的材料参数和可靠的边界条件^[35-38]。材料粘度参数直接影响充型流动过程中动量方程中的粘性力项,同时还会影响流体流动时的紊流能量;铸件/铸型界面换热系数边界条件控制着整个充型凝固过程中能量方程中的温度项;动量方程和能量方程是铸造数值数值仿真过程中的两个基本控制方程^[39,40]。

为此,本文以 AlSi10MnMg 铝合金为研究对象,采用压铸的方式制备了薄壁铝合金铸件,通过测定铝合金粘度和求解铸件/铸型界面换热系数以优化薄壁铝合金件压铸充型的数值仿真模型,然后采用实验研究和数值仿真相结合的方

法, 研究薄壁铝合金件压铸充型过程中的流动规律, 并分析压铸工艺参数对薄壁铝合金件组织和力学性能的影响, 从而对类似薄壁铝合金件压铸成型工艺的制定提供理论支持和指导。

1.2 薄壁铝合金件压铸技术

为追求零部件的结构合理、质量轻量化等, 国内外航空、航天、汽车、船舶、兵器、电子等行业将原来由几个简单铸件、锻件、机械加工零件组合而成的部件改用一个整体铸件来代替^[41-43]。这同新世纪以来有色金属复杂薄壁铸件向“整体化”、“轻量化”、“近无余量化”、“精密化”、“绿色化”和“智能化”的发展方向一致, 同时也对铝合金复杂薄壁铸件的生产提出了前所未有的挑战^[43-45]。有色合金铸件壁厚为 2.0~4.0mm 时称为薄壁铸件, 铝合金铸件壁厚小于 2.0mm 时则称为超薄壁铸件, 在其铸造充型过程中, 拉普拉斯力起主要作用(拉普拉斯力 $P=4\sigma/\delta$: σ 为液态金属的表面张力; δ 为铸件的壁厚。), 它决定其成型工艺应满足充型速度快、背压小和补缩能力强等要求^[42,44]。压铸作为一种快速的近净成型工艺, 具有生产效率高、尺寸精度高、力学性能优异、可以成型形状复杂和轮廓清晰的薄壁深腔铸件等特点, 适应了现代制造中的发展要求, 特别适合车身和底盘类零件的集成化设计和整体成型。

1.2.1 压铸铝合金

目前, 工业上应用的压铸铝合金主要分为以下几大系列: Al-Si 系、Al-Mg 系、Al-Si-Cu 系、Al-Si-Mg 系等, Al-Si-Mg 系铝合金因其具有良好的成型流动性和较高的比强度、比模量、耐热性和抗疲劳性, 已经被广泛应用于航空、航天、军事和汽车工业等领域^[46-48]。为了进一步提高 Al-Si-Mg 系铝合金的性能, 以满足汽车车身、底盘零件的使用要求, 国内外研究者一般采用添加合金元素和优化精炼处理工艺。

Suarez-Pena 等^[49]在 AlSi12 合金的基础上通过加入质量分数为 0.05%Ti 和 0.05%Sr, 使其力学性能得以提高, 断后延伸率达 4.31%。黄勇等^[50,51]在 AlSi12 合金的基础上分别添加质量分数为 0.5~1.5%Cu、0.4~0.7%Mg、0.1~0.3%Pb、0.1~0.3%Bi, 开发出一种既能满足压铸工艺性能要求, 又有优良机械切削加工的压铸铝合金, 该合金已经用于支架和托盘等铸件上。Es-Said 等^[52]对 A357 合金采用了一种非传统的热处理工艺使其抗拉强度和最大延伸率得以提高。米国发等^[53-55]通过优化 A357 合金的配比, 熔炼过程中严格控制杂质元素的含量, 综合考虑各元素对合金性能的影响, 得到最佳质量分数配比为: 6.5~7.0%Si、0.55~0.60%Mg、0.1~0.2%Ti、0.04~0.07%Be、 $\leq 0.08\%$ Fe, 在金属型 T6 状态下其抗拉强度能达 380MPa, 断后延伸率大于 8%, 超过了国外研究的 A357 合金

抗拉强度 320MPa、延伸率 5%的水平。德国莱茵铝业公司开发了 Silafont-36 及 Castasil-37 高强韧压铸铝合金,其中 Silafont-36 合金属于低 Fe、高 Mn 和含 Sr 的 AlSi9Mg 铝合金,可以用于高应力、高载荷和高韧性的汽车车身结构件; Castasil-37 属于 AlSi9 系合金,在压铸铸态下屈服强度在 120MPa 以上,断后延伸率高达 12%,可直接用于压铸制备复杂的汽车零部件,不必进行热处理以提高合金性能,应用前景非常好^[56]。王海东等^[57,58]在 AlSi6Mg2 合金中添加微量的 Ti、Zr 和 Sr 元素并研究了其组织和力学性能,0.08%质量分数的 Ti 能够细化组织,合金的抗拉强度和屈服强度都有所增加;0.10~0.14%质量分数的 Zr 或 0.02~0.04%质量分数的 Sr 能够使合金力学性能明显增加,其中塑性增加明显;Sr 对合金塑性影响效果更好,其塑性提高了 1 倍以上,达 8%。

1.2.2 薄壁铝合金压铸件的应用

北美压铸协会(NADCA)发表的压铸市场报告中,对压铸产品在各个行业的比例做了详细统计,汽车行业仍旧是压铸技术应用的主要领域,占到了整个压铸行业的 77%;在有色金属中,以铝合金压铸件比例最高,大于 70%;铝合金在各种工艺下的产量比例中,压铸所占的比重达 44.6%,是铝合金铸件的最主要生产方法^[59,60]。近年来,我国经济的持续稳定发展和汽车工业的突飞猛进,极大地推动了铝压铸生产的持续增长。截止到 2012 年年末,我国私人汽车保有量为 9309 万量,预计到 2020 年,我国汽车保有量将超过 2 亿辆,可见汽车工业的迅猛发展将为我国铝压铸行业提供极为广阔的市场。

洪琢等^[61]采用压力铸造制备了一典型的薄壁铸件,材料为 YL113,铸件外形尺寸为 72mm×27.6mm×15mm,壁厚为 0.8mm,指出增加横浇道的壁厚和在模具分型面上设置足够的排气槽是保证铸件完整充型的关键。田福祥^[62]采用压力铸造制备了薄壁盘型铸件,材料为 ZL105,铸件的盘部厚度和管部壁厚分别为 2.4mm 和 2.5mm,盘部超薄面积较大,直径为 96mm,且其上有 9 个扇形长豁口,模具采用中心浇道,形成铸件通孔的型芯兼作分流锥,工作可靠,操作方便,成型铸件质量好。周健波等^[63]采用压力铸造制备了铝合金薄壁壳体,材料为 ZL104,壳体为 U 型和对称倾斜薄壁件,长 218mm、宽 85mm、深度 100mm,最薄处仅为 1.7mm,平均壁厚为 2.5mm,针对深腔薄壁铸件充填不满的问题,采用特殊的浇注系统:顶浇口进料,并设置容量较大的溢流槽,解决了铸件浇不足的问题,保证了铸件的有效成型。龚远华^[64]采用压力铸造制备了薄壁箱体铸件,箱体外形尺寸为 260mm×280mm×69mm,平均壁厚<2.0mm,铸件气密性很好,无欠铸、疏松、气孔、拉伤、变形等缺陷,而且还可以进行 T6 热处理。张晓陆^[65]采用压力铸造制备了多筋类壳体铸件,尺寸约为 400mm×300mm,最小壁厚 1.8mm,壳体铸件材料为铝硅合金,Al 以外的杂质总量≤0.6%,抗拉

强度 $\geq 340\text{MPa}$ ，屈服强度 $\geq 185\text{MPa}$ ，延伸率 $\leq 1.6\%$ ，硬度 $\leq 160\text{HB}$ 。Kang 等^[66]采用压力铸造开发了铝合金笔记本外壳，材料为 ADC12 合金，外壳外形尺寸为 $297\text{mm} \times 210\text{mm} \times 0.7\text{mm}$ 。Dorum 等^[67]通过数值仿真和实验的方法研究了 U 型薄壁铝合金件的压铸组织结构行为，铸件材料为 AlSi4Mg 和 AlSi9Mg，铸件形状尺寸长为 300mm ，壁厚 2.5mm 。严卓荣等^[68]采用压力铸造生产出了合格的铝缸盖罩，材料为 ADC12 铝合金，缸盖罩平均壁厚仅有 2.0mm ，外形尺寸为 $474\text{mm} \times 195\text{mm}$ 。谢秀真等^[69]采用压力铸造生产出了合格的汽车发动机铝合金缸盖罩，材料为 ADC12 铝合金，缸盖罩平均壁厚仅有 2.5mm ，但面积大，外形尺寸为 $450\text{mm} \times 200\text{mm}$ 。加拿大铝业集团 Alcan Automotive 公司采用真空压铸技术（High-Q-Cast）为奥迪公司铝合金空间框架结构中提供铸件，材料为 AURAL 系列铝合金，其中 AudiA8 车型 B 柱为尺寸最大、形状最复杂、力学性能要求最高的铸件，外型尺寸约为 $1200\text{mm} \times 200\text{mm} \times 100\text{mm}$ ，壁厚 $1.0\sim 2.5\text{mm}$ 不等，铸件质量优良，能够满足碰撞、扭转、焊接等要求。

1.2.3 铝合金压铸数值仿真技术

随着压铸工业的迅速发展以及对压铸件质量要求的提高，人们更加注重对金属液充型过程的探索和揭示，以便设计出合理的浇注系统，从而形成有利的填充方式，以获得优质的压铸件^[70]。在近些年，计算机数值仿真技术在压铸行业也有着非常广阔的发展。在铝合金压铸过程中，液态金属在压力下充型的流态、流速、压力大小等都对压铸件质量起重要作用，金属液的填充模式是影响压铸件质量的关键因素之一，许多缺陷如浇不足、冷隔、皱皮、气孔等都与之有关^[30-33]。同时，金属液在压铸流动过程中存在强烈的热交换现象，浇满型腔后进入凝固阶段，其凝固形态、补缩特性、压铸模具的温度变化对压铸件质量有直接影响。因此，需要耦合流动场和温度场对铝合金压铸充型凝固过程进行仿真，精确的流动场可以检验浇注系统的合理性和优化浇口位置、浇道尺寸及压铸工艺参数等，准确的温度场仿真计算为压铸件充型凝固模拟提供合理的边界条件。

目前市场上有比较多的商业化软件或计算模块都能实现铝合金压铸过程的数值仿真，较有影响的包括：德国的 MAGMA、法国的 ProCAST、美国的 Flow3D、日本的 JSCAST、英国的 SOLSTAR 和国内华中科技大学的华铸 CAE/Intecast、清华大学的 FT-Star、沈阳铸造研究所的 ScraftCAST 等。Kang 等^[66]采用 MAGMA 研究了 ADC12 铝合金笔记本外壳压铸工艺，分析了 2 种不同的浇注系统并对排气槽进行了设计，压铸充型凝固数值仿真结果表明，分散性多内浇口浇注系统比整体正切线浇注系统能够获得更好的凝固温度，排气槽在薄壁铝合金笔记本外壳压铸工艺中起着很重要的作用。Cleary 等^[71]采用 3DSPH 对铝合金杯托、

伺服活塞、转向支架、底横梁和气缸盖进行了压铸工艺分析,并与采用 MAGMA 的仿真结果进行比对分析,发现采用 3DSPH 预测的气孔、缩孔产生的位置和实验观测的一致。Sung 等^[72]采用 ProCAST 和 Flow3D 研究了 ADC12 铝合金汽车零部件的压铸工艺,并预测了可能产生的缺陷,仿真结果和实验结果吻合较好。Dieringa 等^[73]基于 Flow3D 研究了主要壁厚 $<1.0\text{mm}$ 铝合金件压铸过程中的流动和能量控制方程,并通过实验的方法确定了压铸充型流动中的几个关键参数。湖南大学王洋等^[74]通过铸造仿真软件 ProCAST 对 ADC12 铝合金发动机罩板开展压铸研究,研究了不同浇注系统的充型性能,通过对压铸过程中容易出现冷隔、气孔和充型困难的位置进行了预测和分析,最终确定了适合汽车前罩板顺序凝固的浇注系统。

1.3 铝合金压铸充型行为研究现状

薄壁铝合金铸造成型中的基本问题是铝合金熔体的充型能力,因为其直接决定采用何种工艺来获得充型完整的铸件,同时还对铸件最终的组织力学性能产生影响;液态金属的充型能力即液态金属充满铸型型腔,获得形状完整、轮廓清晰铸件的能力,也称为液态金属填充铸型的能力^[75-78]。液态金属的充型能力首先取决于金属本身的流动能力,同时又受外界条件如铸型性质、浇注条件、铸件结构等因素的影响,是各种因素的综合反映。液态金属本身的流动能力,称为流动性。金属的流动性受合金的化学成分、凝固方式影响最大,同时受其结晶过程中释放的结晶潜热、液体的粘度、表面张力、杂质含量等因素的影响^[14,23]。流动性好的合金,易于充满薄而复杂的铸型腔,便于浇注出轮廓清晰的铸件,减小浇不足、冷隔等缺陷;有利于液体合金中气体和非金属杂物的上浮和排除,有利于对合金凝固过程中产生的收缩进行补缩,减少铸件中气孔、夹渣、缩孔、缩松等缺陷的产生。因此,合金的流动性直接影响到铸件的质量,良好的流动性是获得优质铸件的基本条件。

1.3.1 铝合金充型流动能力

关于液态金属铸造充型流动机理和凝固过程,迄今为止已提出了多种不同的物理模型和理论,其中最著名的是美国Flemings的学说^[79-81]。Flemings^[82]以铝锡 (Al-Sn) 合金为试验研究对象,提出了纯金属、窄结晶温度和宽结晶温度范围合金的流动机理;压铸铝合金大多数为亚共晶成分,一般遵循结晶温度范围很宽的合金的停止流动机理;在充型过程中,浇注温度一般都高于液相线温度几十度,铝合金首先以纯液相态充型流动;热的铝合金熔体碰到冷的铸型后温度降低,当熔体温度下降至液相线温度以下时,铝液中会析出初生 $\alpha\text{-Al}$ 相晶粒,然后随着充型的进行顺流前进并不断长大;充型液面前端最先与冷的铸型接触,温度下降

最快,析出的初生 α -Al相晶粒最多,这会使铝合金液的粘度增加,充型阻力增大,充型速度减慢;当前端温度下降至某一临界温度时, α -Al相晶粒互相连接成一个连续的糊状区域,当液流充型的动力不能克服此糊状区域的阻力时,发生堵塞,充型流动停止。合金的结晶温度范围越宽,凝固时枝晶就越发达,液流前端只需析出相对较少的固相,亦即在相对较短的时间内,液态金属便停止流动。因此,具有最大溶解度的合金,其流动性最小。试验表明,在充型液面前端析出15~25%的固相时,流动停止^[82,83]。

Kolsgaard 等^[84]通过一个砂型螺旋实验测得 AlSi7Mg-SiC 复合材料熔体的流动充型长度随熔体过热成线性增加关系。Sahoo 和 Sivaramakrishnan^[85]通过标准的砂型螺旋实验测定了 Al-8.3Fe-0.8V-0.9Si 合金熔体的充型长度。李庆春^[86]以某成分合金浇注一水平棒形试样,探讨了合金的充型能力模型,形式和物理意义和 Flemings 模型方程类似。王春生等^[87]以较宽结晶温度范围的 Al-Si 合金为例,用流变学和金属凝固理论,分析了合金停止流动的机理,提出了合金停止流动的通用模型,并对各影响充型能力的因素进行了理论分析。Ravi^[14]和 Sabatino^[23]对铝合金及其流动性做了系统的分析讨论,讨论了包括冶金学参数(合金成分、熔体过热、粘度、表面张力、氧化表皮、熔体纯净度、晶粒细化、变质等)、增强颗粒特征(颗粒体积分数、颗粒尺寸、颗粒形状、颗粒团聚结块)、凝固机制、模具工况(模具材料、模具渗透性、模具涂料、模具温度)等对铝合金充型流动的影响,指出铝合金的流动充型性受多方面参数的影响,各参数之间相互影响、密不可分。

刘正等^[88]采用压铸方式研究了镁合金 AZ91HP、AM50HP、AM20HP 和铝合金 AlSi9Cu3 在高压下的充型与凝固过程。Han 等^[89]采用压铸方式通过测量压铸流动充型长度对纯铝及其合金低硅铝、A356、A380、A319、A390.2 的流动性进行了研究。张海英^[90]采用间接挤压铸造阿基米德螺旋线实验,根据充型动力不小于合金熔体充型时的摩擦阻力与铸型局部阻力之和的充型条件,运用不可压缩粘性流体流变理论对半固态 A356 铝合金挤压铸造的充型能力进行了理论评价,得到一种计算其充型流动长度的数学模型。邢书明^[91]通研究半固态铝合金的充型能力发现,坯料加热温度、模具温度和坯料保温时间对其半固态铝合金充型能力有显著影响,半固态铝合金的充型能力取决于坯料的临界切应力、型腔压力、充型驱动力、充型孔尺寸和表面张力。高松福等^[92]就压射比压和压射速度对半固态 A356 铝合金流变压铸充型性的影响进行了研究。谭建波^[93]采用实验的方法研究了半固态合金熔体原始组织特征参数对充型能力的影响,分析了原始组织初生固相率、晶粒尺寸和形状因子对充型能力的影响。王振岭等^[94]采用一体化反重力铸造机在不同的试验参数下,浇注了高 300mm,宽 60mm,壁厚分别为 2.0mm、3.0mm 和 4.0mm 的 D357 铝合

金试样，分别从浇注过程中铸型的发气量、型腔中预有气体、排气条件三个方面研究了型腔中气体对薄壁铝合金铸件充型能力的影响。

1.3.2 铝合金充型粘度特征

在铝合金铸造过程中，材料参数粘度是决定其流动性的内在因素；铝合金粘度越小，其流动性越好，易于充满薄而复杂的铸型腔，便于浇注出轮廓清晰的铸件，减小浇注不足、冷隔等缺陷的产生，有利于液体合金中气体和非金属杂物的上浮和排除，有利于对合金凝固过程中产生的收缩进行补缩，减少铸件中气孔、夹渣、缩孔、缩松等缺陷的产生^[19-22]。同时，材料参数粘度作为一个输入量直接影响铝合金充型数值仿真的结果，精确的材料参数粘度是获得准确仿真结果的前提^[38,39]。因此，近年来有很多学者对铝合金的粘度进行了系统的研究。

Terziff^[95]统计分析了53种二元合金系统的实验粘度半经验公式模型发现，虽然这些粘度模型的物理背景不同，但是这些线性拟合的粘度模型的偏差取决于合金中原子的质量、核心原子的直径和各成分的摩尔体积，各化学成分相互作用对合金粘度的影响取决于各成分的实验混合热。Wang等^[96]采用扭转振荡粘度计研究了不同Mg含量对Al-Mg合金粘度的影响规律。对于富铝Al-Mg合金熔体，在液相线附近会形成由纯Al和Al₂Mg₃组成的类似共晶的组织，原子之间作用力强；当温度升高至液相线温度200~300K以上时，Mg原子开始在纯Al团簇中强烈地扩散，从而形成无序的结构，原子之间作用力减弱，内摩擦力减小，粘度减小。当加入的Mg含量较低时，熔体中只形成少量尺寸很小的团簇；随着Mg含量的增加，Mg原子也会在Al团簇中强烈地扩散，熔体中的原子团簇开始集中并不断增大而形成一周期的糊状结构，不同团簇之间在熔体流动过程中会大大增加其内摩擦力，粘度增加。Plevachuk等^[97]通过振荡粘度计测定了AlCu铝合金的粘度，发现铝合金粘度随Cu含量的增加而变大，但增大的幅度有限。Sklyarchuk等^[98]采用振荡杯粘度计研究了AlSi7、AlSi7Mg和AlSi8Cu3合金的粘度，发现Al熔体中加入Si元素后会减小其粘度值；在AlSi合金中加入少量的Mg元素对铝合金熔体粘度影响变化不大；另外还发现，Cu元素的加入对粘度影响很小。Dinsdale等^[40]采用振荡法测量了纯铝及其合金的粘度，研究表明：铝合金熔体的纯净度影响粘度的测定值，并得到纯铝合金处于熔点时的粘度推荐值为1.0~1.4 mPa·s。合金元素Ti、Ni、Cr、Mn和Mg增大铝合金熔体的粘度，而Zn和Si减小铝合金熔体的粘度，铝合金熔体的纯净度越高粘度也会变小，铝合金熔体的粘度随温度的升高呈指数变小。研究统计了从经验公式到热力学公式可以广泛推广应用的铝合金粘度模型，根据现有的可靠的数据显示采用一个简单的模型比复杂的模型可能更好。Song等^[99]采用扭转振荡法研究了AlSi12合金分别采用Sr和P变质前后合金熔体粘度的变化规律，合金熔体的粘度随温度升高呈指数变小，0.2%Sr变质后会减小合金熔

体的粘度，P的加入会诱导出现初生Si从而增加合金熔体的粘度，300ppm的P会形成薄片状的Al-P中间合金引起粘度微小的增加，直接加入1%的红磷使得粘度值增大为没有变质前的两倍。粘度的变化差异取决于粘滞性激活能和摩尔体积的改变，粘滞性激活能通过变质后增强，摩尔体积在变质后的变化比较复杂。

于丽娜等^[100]采用高温回转振动式粘度测量仪研究了TiC和TiB₂两种钛化物对纯铝及亚共晶Al-6.5%Si合金熔体粘度的影响。结果表明，加入少量Al-Ti-B或Al-3Ti-0.15C中间合金的铝熔体，其粘度大幅度增加。如在工业纯铝中加入0.3%的Al-5Ti-B后，其粘度增加了31.83%；在Al-6.5%Si合金熔体中加入0.5%的Al-3Ti-0.15C后，其粘度增加了59.51%，得出熔体中引入固相粒子是引起熔体粘度增加的原因之一。Malik等^[25]通过双筒旋转粘度计研究了纯铝熔体的粘度，发现其粘度值随旋转剪切速度的增加从1000 Pa·s降至4 Pa·s，并指出双筒旋转粘度计是一种很有效的用于测定和评估金属流体系统粘度的方法。郭有军等^[101]通过高温回转振动式粘度测量仪研究了Sr变质对Al-Si-Mg合金组织和熔体粘度的影响，结果发现，采用Sr变质后，Al-Si-Mg合金组织细化，熔体粘度随Sr添加量增加而增大，随温度的升高而降低。刘文^[102]采用同轴双筒流变仪模拟了半固态合金熔体制备、熔体输送和充型等流变过程的主要环节，并进行了表观粘度的测量，实验检验和理论计算表明，该流变仪的测量误差<5%。通过对流变成型过程中熔体微观组织随时间变化的规律分析，建立了表观粘度在流变成型过程中随时间演化的方程。在充型阶段，表观粘度先降低然后突然增大，达到峰值后随着时间的延迟急剧降低。李桂荣等^[103]采用旋转柱体法测试了铝基复合材料合成过程中的粘度，发现颗粒体积分数为5%时，熔体粘度在搅拌25min后稳定在0.75 Pa·s，较纯铝的0.24 Pa·s增加了两倍多。刘文义等^[104]通过自制的双筒旋转粘度计对过共晶ZL117合金的粘度进行了研究，结果表明，随着保温温度的降低，固相率升高，ZL117合金浆料的粘度增加。

1.3.3 铝合金压铸换热行为

在压铸过程中，铸件/铸型界面换热行为决定着铸件充型过程中的温度以及凝固过程中的冷却速度，因而直接影响着铸件的流动充型和内部组织的形成和演化、相关缺陷的产生和分布以及最终的力学性能等^[29,31]。界面换热系数是一个表征铸件/铸型界面换热行为的重要参数，同时还是铝合金压铸数值仿真技术中重要的边界条件参数，因此，精确地求解该参数就成为了研究工作者广泛关注的课题。在铸造过程界面换热的研究中，针对压铸过程的研究非常有限，限制其发展的一个重要原因是压铸实验难以展开。同时，压铸是一个快速成型过程，用于该过程的计算模型也非常有限。在快速成型过程中，用于求解边界条件的计算模型或方法与普通铸造过程有着很大的区别，为了保证计算结果的准确性，采用合

理的数学模型以及选择有效的计算参数非常重要。

Nelson^[105]采用4根内置铸型热电偶测量了AZ91B合金在DME No.2金属型中的温度变化,采用插值的方法求解了铸型内部以及表面的温度梯度,从而求解得到表面热流;他根据Green实验结果,假设了铸件表面温度变化,然后根据热流,求解得到了换热系数;当铸件金属处于液态时,换热系数约为 $62760\text{W/m}^2/\text{K}$,处于凝固过程时换热系数约为 $61340\text{W/m}^2/\text{K}$,而当铸件完全凝固后换热系数约为 $19246\text{W/m}^2/\text{K}$ 。Hong等^[106]研究了A380铝合金铸件在H13钢铸型中的界面换热系数,他们对比测量和求解温度,选择温度最接近时的换热系数作为求解结果,他们得到的换热系数处于 $79000\sim 87000\text{W/m}^2/\text{K}$ 。Papai等^[107]首次采用外部接头及内嵌的方式测量了“碗”型铸件在H13钢铸型中的温度,为了克服由于钻孔而引入的误差以及安装困难,在接头上有机械加工的不同长度的槽用于安置热电偶;他们采用Beck等人的反算法求解了铸件/铸型界面热流,研究结果表明,铸型吸收的热量随铸型初始温度的升高而下降,同时,铸造压力的增加并没有明显改变界面热流。Dour等^[108]研究了压铸过程AlSi12合金在H13铸型中的界面换热系数,他们也采用外部接头的方式进行温度测量;同时,他们采用红外热电偶测量了铸型表面温度,采用热传导反算法求得的换热系数随时间变化,在特定工艺下具有峰值约为 $47000\text{W/m}^2/\text{K}$;同时,他们研究发现,压铸工艺参数中,只有高速速度和铸型初始温度对换热系数影响较大,而铸造压力、浇注温度、慢速速度等对换热系数影响不大。Hamasaïid等^[109-111]研究了不同压铸工艺参数对换热系数的影响,他们得到了与Dour相同的结论;研究了液态金属在压室中的热量流失,通过在压室壁上安置热电偶,他们测量了相关温度的变化;求解得到了压室不同位置上金属盒压室壁之间的换热系数;在压室的前端,换热系数约为 $3600\sim 5500\text{W/m}^2/\text{K}$,沿着液态金属的流向,在湍流区,换热系数约为 $1600\text{W/m}^2/\text{K}$,在层流区则可以达到 $4000\sim 5000\text{W/m}^2/\text{K}$;同时,他们发现,当从上而下的金属直接冲刷到内插有热电偶的位置时,求解得到的换热系数要高于没有直接冲刷时的值;在所有压室内部传热的作用下,他们认为,在慢压射过程,液态金属会损失所有的过热,即液态金属的温度会降至其液相线温度上下。郭志鹏等^[112-115]通过压铸阶梯实验并通过反分析方法求解了ADC12铝合金压铸界面换热系数,指出压铸换热系数可以分为快速升高、高值维持、快速下降以及低值保持四个变化阶段;铸件的壁厚在很大程度上影响着换热系数曲线的形状,而形状的差异则主要表现在高值维持阶段所能达到的数值以及持续的时间上;压铸工艺参数只对换热系数的峰值有影响,高速速度的增大可以增加浇薄处的换热系数,而铸造压力则只对较厚处的换热系数有一定的影响;在参考工艺条件下2.0mm壁厚铸件的Step1峰值界面换热系数达 $17020\text{W/m}^2/\text{K}$ 。

1.4 工艺参数对铝合金压铸组织力学性能的影响

任何方式的成型工艺过程都是为了获得符合人们使用性能要求的工件，工件的性能由其组织结构决定，而组织结构和成型工艺参数密切相关。薄壁铝合金铸件在压铸充型过程中，铝合金熔体高速填充流动试样型腔，然后在压力下凝固，其组织会经历一系列动态变化，这种变化反过来又会影响充型过程和成型零件的性能。如果成型后零件的组织不均匀，就会产生力学性能的不均匀。

1.4.1 铝合金压铸气孔

气孔是由于气体以气泡的形式残留于凝固组织中形成的宏观缺陷；气孔缺陷的存在不仅减少铸件的有效承载面积，而其能使局部造成应力集中成为零件断裂的裂纹源；一些不规则的气孔，增加缺口敏感性，使金属强度下降，零件的抗疲劳能力降低；弥散性气孔还造成铸件组织疏松，降低气密性^[20,116-120]。

王刚^[121]分析了影响铝合金压铸零件内部气孔的因素及改进对策，指出由于压铸人员的操作水平、压铸机的自身运作情况、涂料属性、采用技术工艺手段、模具的结构设计、温度等因素的综合影响，对压铸零件内部气孔及气孔率产生也会有所不同。闫洪江等^[122]对压铸铝合金中气孔的形成与填模速度和冷却速度之间的关系进行总结，并同时分析其对气孔的作用机理。邹剑佳等^[123]分别采用普通压铸和真空压铸制备了铝合金铸件，指出普通压铸的铸件品质较差，压铸过程中的气体难以排出而形成卷气孔；真空压铸的铸件气孔减少，表面质量也得以提高。郑鹏等^[124]采用 Flow3D 模拟了 A357 铝合金半固态流变和普通液态压铸成型，发现半固态流变压铸的铸件中气孔较少，气孔集中分布在铸件的某些部位；而普通压铸的铸件中气孔呈弥散分布、数量较多。张百在等^[125]针对某大型复杂铝合金动力部件的压铸成型，应用数值仿真和物理模拟的方法，在准确把握铝合金液体流动充型状态的基础上，提出了改善铝液流动形态、优化真空排气结构的技术措施，大大减少了铸件内部的卷气缺陷。Zhao 等^[119]采用直接差分法研究了 ADC1 铝合金压铸过程中的气孔，要素参数充型体积分数、表面无量纲距离、表面填充率用来描述充型过程中流体自由表面的位置和形状，实验结果表明预测的气孔依赖于充型过程中的气体捕捉和凝固过程中的压力传递。Wang 等^[20]采用真空熔炼法定量研究了一系列压铸铝合金件中的气体含量，指出气孔最大来源于型腔中的空气，舀勺等工具、润滑剂和淬火介质等对气孔的影响也很明显。

1.4.2 铝合金压铸组织力学性能

薄壁铝合金压铸过程中，浇注温度、压射冲头速度和压力等工艺参数、熔融金属的性质以及填充特征等诸多因素都会影响铝合金熔体填充过程规律，从

而影响铸件最终的组织力学性能。

吴晗^[126]研究了压铸工艺参数如压射压力、速度及快压射转换位置等对高强韧压铸铝镁合金圆柱压铸试样内部质量及力学性能的影响。结果表明：随着压射比压的增大，合金的抗拉强度和伸长率都增加，合金的晶粒减小，密度增加；提高合金液充填速度，可增加合金溶液的流动性，有利于改善填充条件和减少气孔类缺陷，使得铸件内部更致密，晶粒结构更细小；当压射比压为 100MPa、高速压射和快压射转换位置在 220mm 时，试样外观成型良好，组织致密，无缩孔气孔缺陷，其抗拉强度和伸长率分别为 351MPa 和 13.77%。饶劲松等^[127]采用金属型重力铸造制备了一种高性能压铸铝合金 ADC12.1R，其成分与 ADC12 差不多，只是进行了成分优化并进行了细化和变质处理，其铸态抗拉强度为 254.9MPa，延伸率为 2.925%。王晓梅等^[128]以 A380 压铸铝合金为研究对象，设计了压铸工艺参数，通过密度测定、力学性能测试和金相观察，分析了压铸工艺参数对铸件性能的影响，研究表明压力增加，铸件的密度和强度增加，压力一定时压铸速度对铸件的力学性能有较大影响，使用改进的工艺，铸件抗拉强度达到 365MPa，伸长率达 4.2%。白砚飞等^[129]研究了局部挤压慢压射 A356 铸件不同部位处的微观组织，结果表明铸态下共晶 Si 粒子大多为纤维状或长针状，呈不均匀的网状分布。闫焉服等^[130]研究了铸造压力、料柄厚度、低速速度和高速速度对 ADC12Z 压铸件孔洞和抗拉强度的影响，结果表明铸造压力和料柄厚度对密度、孔洞面积分数、孔洞平均尺寸及抗拉强度的影响较低速速度和高速速度显著，随着铸造压力和料柄厚度增大，压铸件孔洞面积分数和孔洞平均尺寸减小，密度和抗拉强度增大。张克武等^[131]采用挤压铸造研究了 Al-Si-Cu-T4 铝合金的组织力学性能，发现挤压力可以使凝固组织发生显著变化，力学性能得以提高；增大挤压压力， α -Al 晶粒尺寸减小，Si 相形貌由长针状向粒状和圆棒状转变，同时枝晶截距减小，抗拉强度和伸长率提高。纪莲清等^[132]讨论了不同浇注系统条件下超低速压铸 ADC12 铝合金铸件的性能，结果表明超低速压铸的铸件中气孔较少，影响其力学性能的主要因素为充型过程中的铝合金熔体的飞溅以及氧化夹杂等。传海军^[133]通过力学性能测试及组织观察研究了压铸速度对 A380.0 铝合金组织和力学性能的影响，得出该合金材料压铸成型最佳的低压射速度为 0.6m/s；与高速压铸相比较，其抗拉强度提高 31MPa，伸长率提高 1.91%。

1.5 研究内容

为了能够为汽车车身、底盘类复杂薄壁铸件的压铸成型工艺提供理论支持和指导，鉴于目前对薄壁铝合金件压铸的研究，大致存在以下几个方面的问题：

(1) 目前汽车车身上最大的薄壁压铸件为 Alcan Automotive 公司采用真空

压铸技术制备的 AudiA8 车型 B 柱，其尺寸也仅 $1200\text{mm} \times 200\text{mm} \times 100\text{mm}$ ，壁厚 $1.0 \sim 2.5\text{mm}$ 不等。由于其内浇口设置在侧面，其薄壁处实际最大充型距离也就 200mm ，而且真空压铸成本很高。如果要整体压铸汽车车身或者底盘，首先需研究充型距离较大的薄壁铝合金压铸件的流动行为及其组织力学性能。

(2) 文献中采用数值仿真技术对压铸件充型进行模拟分析时，粘度参数和界面换热系数一般采用经验值或者定值，这势必会影响仿真计算的精度。目前对于铝合金粘度的研究很多，但粘度值分散性很大，粘度的选取并不能完整描述铝合金熔体特征。近年来对于确定压铸铸件/铸型界面换热系数研究的共同特点是采用热电偶传感器记录采集铸件或者铸型的温度，然后通过反分析等方法求解得到铸件/铸型界面换热系数随时间或温度的变化关系；郭志鹏等^[112-115]采用反分析方法系统研究了 ADC12 压铸界面换热系数，其中有针对 2.0mm 壁厚铸件的研究，但其 2.0mm 壁厚铸件尺寸很有限，其热流和温度容易受其它厚壁处干扰。

(3) 文献中对于铝合金流动性的研究绝大多数是针对重力砂型铸造、重力金属型铸造和半固态挤压铸造，其充型距离有限，更不是薄壁铸件。只有 Han^[89]等采用压铸的方式制备了 1.0mm 壁厚压铸试样，充型长度达 914mm ，并对纯铝及其合金低硅铝、A356、A380、A319、A390.2 的流动充型长度进行了研究，但没有对充型过程中的流动行为和组织力学性能进行研究。

为此，本文拟以 AlSi10MnMg 铝合金为研究对象，建立适合于薄壁铝合金压铸的数值仿真模型，然后通过压铸制备薄壁铝合金铸件，采用实验和数值仿真相结合的方法研究薄壁铝合金件压铸充型过程中的流动行为和组织力学性能规律，为薄壁铝合金压铸件在汽车上的广泛应用提供理论和技术支持。本论文的基本框架如图 1.1，主要研究内容包含以下几个方面：

(1) 薄壁铝合金件压铸数值仿真建模

采用高温旋转粘度计测定 AlSi10MnMg 铝合金的粘度并讨论其特征；通过热平衡方程推导铸件/铸型界面换热系数计算公式，然后通过压铸实验获取参数计算其界面换热系数并进行讨论；将粘度参数和界面换热系数应用于薄壁铝合金件的压铸数值仿真并和实验结果对比，验证所建立模型的有效性。

(2) 薄壁铝合金件压铸充型流动行为研究

结合仿真讨论薄壁铝合金件压铸充型流动长度；通过实验记录分析压铸充型过程中的运动特征，然后计算压铸过程中的流体力学参数 Re 数和 We 数，结合仿真对充型流动特征进行讨论，并建立薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型。

(3) 薄壁铝合金件压铸组织及其力学性能研究

结合仿真研究薄壁铝合金件压铸流动试样入口处和沿程的气孔、密度、组

织和力学性能，着重讨论充型沿程的组织力学性能规律；建立薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型。

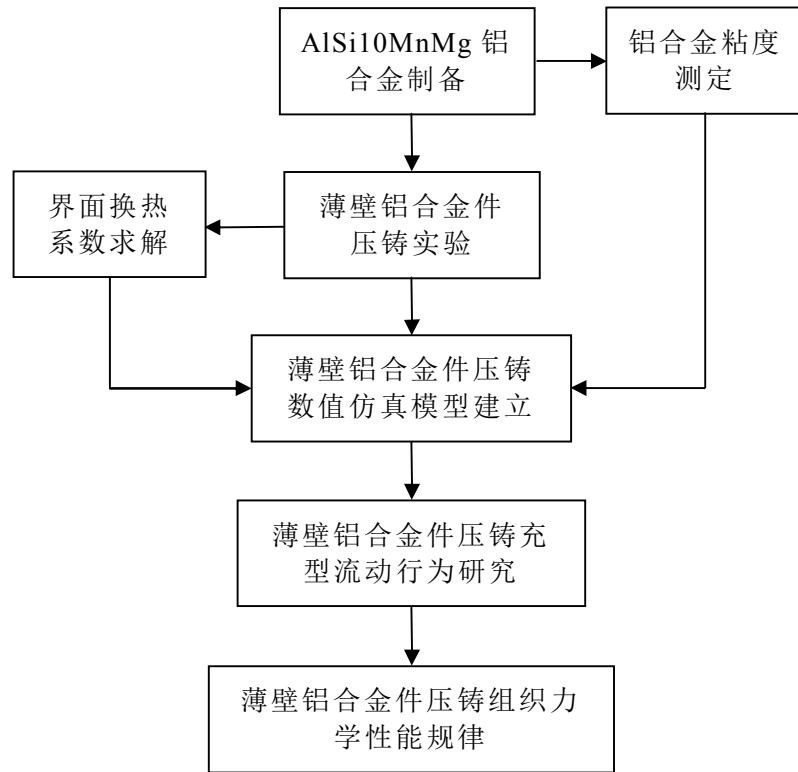


图 1.1 论文框架

第 2 章 材料及实验方法

2.1 实验材料制备

2.1.1 合金成分

为了兼顾压铸铝合金的流动充型能力，同时满足车身、底盘类结构件对抗拉强度、延伸率的要求，本论文以 Al-Si-Mg 系合金为基础，自行配置了 AlSi10MnMg 铝合金，其配比成分如表 2.1。

表 2.1 合金成分 (w%)

实验合金	Si	Mn	Mg	Ti	Sr	Fe	Al
AlSi10MnMg	8~10	0.6~0.8	0.4~0.6	0.1~0.2	0.01~0.02	≤0.05	Bal.

为了控制 Fe 和其它杂质元素的含量，所用的基本原料为纯铝锭（纯度 99.9%）、单晶硅（纯度 99.9%）、单质锰（纯度为 95.0%以上）、纯镁锭（纯度 99.9%），主要添加的合金元素为 Ti 和 Sr。为了便于熔炼合金和控制烧损，Ti 和 Sr 元素分别以 Al-5Ti-B 和 Al-10%Sr 中间合金的形式加入。

2.1.2 合金熔炼

合金熔炼在井式石墨粘土坩埚电阻炉中进行，对于性能要求较高的铝铸件，一般都要对熔体进行精炼处理，精炼处理包括除气过程、细化过程和变质过程。图 2.1 列出了熔炼工艺过程的主要步骤和注意事项。

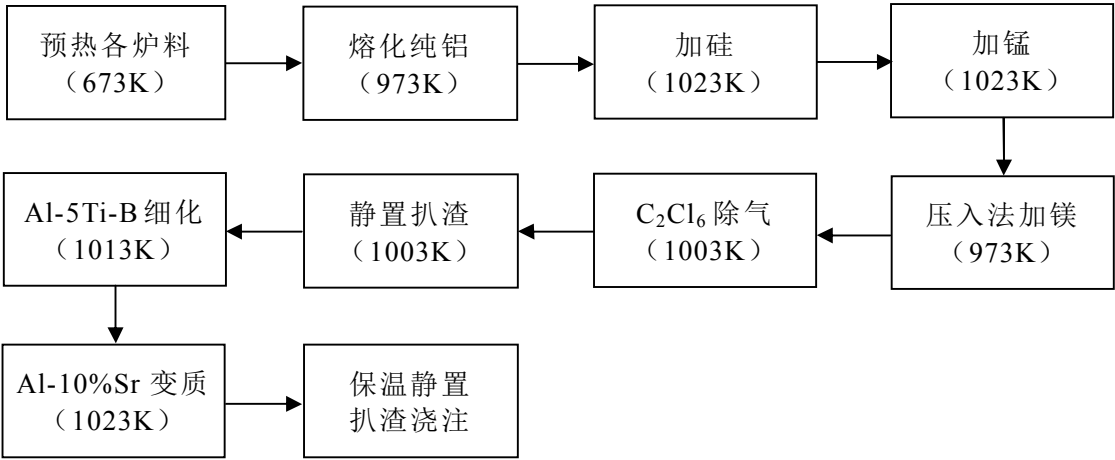


图 2.1 熔炼工艺过程

熔炼过程：先将炉料预热至 673K，把 Al 锭放入预热后的坩埚中进行升温

熔化, 熔化后升温至 1023~1053K 加入单晶硅, 保温至硅全部熔化, 然后在 1023K 采用压入法加入单晶锰, 保温 5~10 分钟, 然后在 973K 采用压入法加入 Mg 锭, 保温 5~10 分钟后准备精炼。

精炼过程: 除气采用 C_2Cl_6 , 细化剂为 Al-5Ti-B, 变质剂为 Al-10%Sr。将熔体在 1003K 保温, 用钟罩将 C_2Cl_6 压入至熔体中除气, 然后扒渣, 在 1013K 静置保温 10~15 分钟, 然后加入细化剂 Al-5Ti-B, 保温 10~15 分钟, 最后用压入法将变质剂 Al-10%Sr 压入至铝合金熔体中, 升温至 1023K 静置保温 10~15 分钟。

2.2 粘度测定实验

本文采用 ZCN-1600 高温旋转粘度计测定 AlSi10MnMg 铝合金熔体的粘度。将准备好的铝合金熔体倒入刚玉坩埚内。将装有铝合金熔体的坩埚放入刚玉管中通氩气 0.35L/min 加热至被测温度, 然后开始测定。测试采用恒温测定方法。测定前先将刚玉测头伸入标准蓖麻油中 20mm 深, 测定其仪器常数。再将刚玉测头伸入到铝合金熔体 20mm 深, 测定粘度。铝合金熔体以 10K/min 降温, 每降 10K 测一次粘度值, 直到铝合金熔体粘度过大无法继续测量为止。

2.3 压铸实验

2.3.1 试样尺寸属性

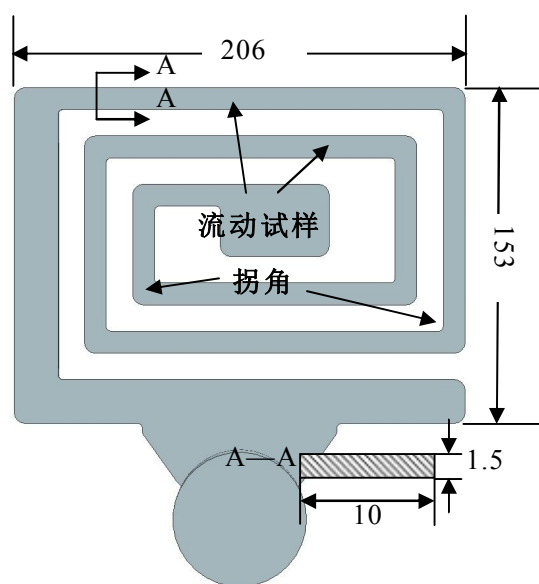


图 2.2 薄壁铝合金压铸流动试样 (Fluidity specimen) 尺寸示意图 (单位: mm)

目前, 传统的汽车车身和底盘类结构件都是采用单件钢板冲压、然后焊接

的形式成型。车身用钢板的厚度一般在 0.7~1.0mm 的范围，如果替换成铝制件，近似钢的密度为铝合金的 3 倍，根据铝合金轻量化一次减重 30% 计算（ $\delta = \delta_s \times 3 \times (1 - 30\%)$ ）， δ 为铝铸件壁厚， δ_s 为钢板壁厚），替换后的铝制件壁厚为 1.47~2.1mm。为了达到最佳的轻量化效果，本文研究对象取下限，设计的薄壁压铸流动试样尺寸如图 2.2 所示。由图 2.2 可知，薄壁铝合金压铸流动试样（Fluidity specimen）截面形状尺寸为 10mm×1.5mm，充型至中间集渣包处的总长度为 940mm。薄壁流动试样具有复杂薄壁铝合金铸件的所有特征：壁薄（1.5mm）、形状复杂（充型至集渣包沿程拥有 8 个 90° 的拐角（Corner point）、尺寸大（薄壁流动试样长 940mm）。

2.3.2 压铸装备及工艺

图 2.3 为薄壁铝合金压铸流动试样模具，模具模芯材料为 H13 钢，模架和其它构件为其它型号的钢材。在动模和定模内都安置有用于测量模具温度的热电偶，热电偶距离型腔表面 3.0mm。

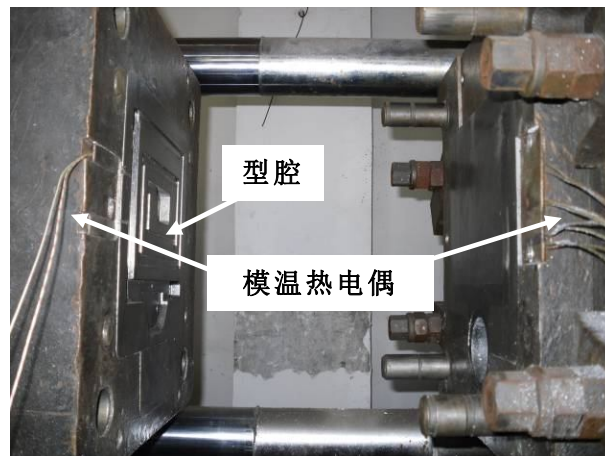


图 2.3 压铸流动试样模具

表 2.2 压铸工艺参数

工艺参数/单位	值
慢压射速度/(mm/s)	300
快压射速度/(mm/s)	4000
由慢转快时间/s	0.6
压室直径/mm	60
压射比压/MPa	40
铸型温度/K	355~475
浇注温度/K	923、953、983、1013

压铸实验采用 J1113G 型卧式冷室压铸机，其合型力为 1250kN，压铸采用

二级压射，压射冲头直径 60mm，压射比压设定为压铸机的最大值 40MPa。熔体温度在浇注前采用接触式铠装热电偶直接在坩埚内测定。模具温度采用压铸试压的方式加热，正式实验前试压 5~6 模。模温采用 NI USB-9213 热电偶测量仪测定，采集频率为 100HZ，时间间隔为 0.01s，热电偶为直径是 0.3mm 的 K 型热电偶。具体压铸工艺如表 2.2。

2.3.3 充型时间、充型速度实验获取方法

如图 2.4 所示，在压射冲头活塞上安装一运动刚性参照物，此参照物与压射冲头始终保持相对静止，参照物运动轨迹由 REDLAKE 高速摄像机记录，记录频率为 1000Hz。通过摄像图像帧数描点得出压射冲头运动位移/时间 L_p-t 曲线，然后对压射冲头运动位移/时间 L_p-t 曲线求导得出压射冲头速度/时间 v_p-t 曲线，充型过程各时刻节点速度值直接从实验曲线中读取，从而获得铝合金熔体在薄壁流动试样中的压铸流动充型时间和充型速度。



图 2.4 压射冲头运动参照物

2.4 组织力学性能表征

2.4.1 取样位置

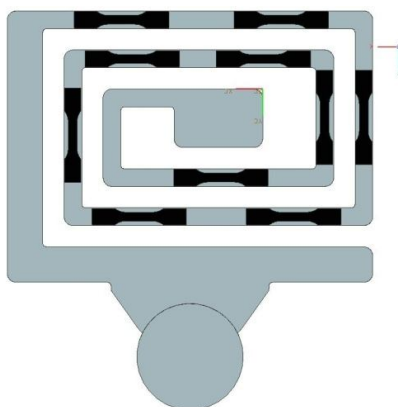


图 2.5 取样位置示意图（黑色部分为拉伸试样取样位置）

拉伸试样、密度测试取样如图 2.5 所示，黑色部分通过线切割制取拉伸试样，两边部分用来做密度测定。取样位置离薄壁流动试样入口处的距离分别为 45mm、135mm、235mm、330mm、410mm、495mm、575mm、645mm、715mm 和 805mm。

2.4.2 密度测定

密度测定采用阿基米德排水法，称量采用 BH-300 物理天平，计算公式为：

$$\rho = \frac{m}{V} = \frac{(m_2 - m_0) \rho_w}{m_1 - m_0} \quad (2.1)$$

式 2.1 中： ρ 为被测试样平均密度 (g/cm^3)； m 为被测试样质量 (g)； V 为被测试样体积 (cm^3)； ρ_w 为水的密度 (g/cm^3)； m_1 为试样悬吊状态时的总质量 (g)； m_2 为试样沉入烧杯底部时的总重量 (g)； m_0 为烧杯和水的总质量 (g)。每个试样重复测定 3 次，取平均值。

2.4.3 金相组织表征

如图 2.6 所示，金相组织观察选取两个区域：1) 试样中心位置处；2) 试样靠近铸型边界位置处。金相组织采用德国蔡司 Axiovert 40 MAT 金相显微镜观察，金相照片处理采用 Micro-image Analysis & Process 金相图像分析系统。

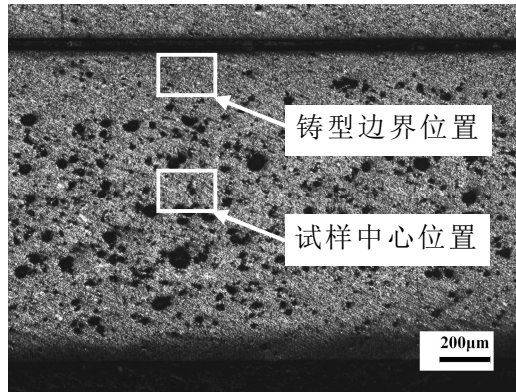


图 2.6 金相组织观察区域示意图

2.4.4 力学性能表征

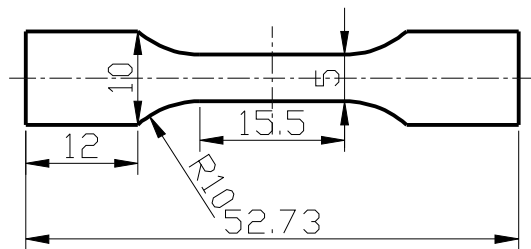


图 2.7 拉伸试样尺寸示意图 (单位: mm)

薄壁板状拉伸试样尺寸见图 2.7，线切割加工好的拉伸试样以铸态形式在 WDW-1000 微机控制电子万能试验机进行拉伸实验，拉伸速度均为 0.5mm/min。

2.4.5 断口分析

采用 FEI QUANTA 200 环境扫描电镜对拉伸试样进行断口显微组织观察。

第 3 章 薄壁铝合金件压铸数值仿真建模

3.1 本章引言

压铸过程的计算机数值仿真技术可以预测充型过程中可能出现的冷隔、浇不足、卷气和氧化等缺陷，并提出有效的解决方法，从而优化工艺方案、缩短研发周期、确保最终铸件的质量、提高铸造过程的生产效率，给铸造行业带来大的经济效益，并有力地促进铸造行业的技术进步^[29-34]。压铸过程数值仿真技术的精度依赖于精确的材料参数和可靠的边界条件，尤其在以材料参数粘度和边界条件界面换热系数的研究中，这种影响更加明显^[35-38]。这主要是因为材料粘度参数直接影响充型流动过程中动量方程中的粘性力项，同时粘度还影响流体在流动中的紊流；铸件/铸型界面换热系数边界条件控制着整个充型凝固过程中能量方程中的温度项，而且温度对粘度也有影响^[39,40]。

然而，目前的研究工作者采用数值仿真技术对压铸件充型进行模拟分析时，粘度参数和界面换热系数一般采用经验值或者定值，这会影响仿真计算的精度。因此，本章拟建立薄壁铝合金件压铸数值仿真模型。3.2 节介绍模型的建立过程；3.3 节讨论铝合金熔体的粘度特征；3.4 节通过实验计算求解薄壁铝合金件压铸铸件/铸型界面换热系数。

3.2 薄壁铝合金件压铸数值仿真模型的建立

3.2.1 控制方程

本文薄壁铝合金件压铸数值仿真模型的建立基于 Flow-3D 压铸模块，充型过程中液态金属的流动遵循流体动力学规律，可用质量守恒和动量守恒的基本控制方程来描述。流体在运动过程中，传热和凝固过程耦合进来，通过能量方程来描述温度和固相率的变化。铸造充型过程中金属经常会发生紊流，用 $K-\varepsilon$ 双方程紊流模型来描述， K 为紊流动能方程， ε 为耗散率方程^[29,39,134]。

在铸件充型过程数值仿真中，将液态金属看作不可压缩流体，其流动过程服从质量守恒和动量守恒，数学形式为连续性方程和 $N-S$ 方程。

(1) 连续性方程

$$D = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 \quad (3.1)$$

式3.1中： D 为散度； u 、 v 、 w 为速度矢量在 x 、 y 、 z 方向上的分量。连续性方程式通过质量守恒推导出来，对于不可压缩流体而言，公式的表达形式可以简化

为速度矢量的散度为零。其表达的含义是，当流体通过某一固定体积的空间时，流入的量一定要等于流出的量。

(2) N - S 方程

$$\begin{aligned}\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + w \frac{\partial u}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial P}{\partial x} + \rho F_x + \eta \nabla^2 u \\ \rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial v}{\partial y} + w \frac{\partial v}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial P}{\partial y} + \rho F_y + \eta \nabla^2 v \\ \rho \left(\frac{\partial w}{\partial t} + u \frac{\partial w}{\partial x} + v \frac{\partial w}{\partial y} + w \frac{\partial w}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial P}{\partial z} + \rho F_z + \eta \nabla^2 w\end{aligned}\quad (3.2)$$

式3.2中： ρ 为金属液的密度； P 为流体内部压力； F_x 、 F_y 和 F_z 为单位质量力在三个坐标轴 x 、 y 、 z 的分量； η 为金属液的粘度； $\nabla^2 = \partial^2 / \partial x^2 + \partial^2 / \partial y^2 + \partial^2 / \partial z^2$ 为拉普拉斯算子。 N - S 方程根据牛顿第二定律，作用在一个流体微元上所有的这些力的总和等于流体微元的质量和加速度的乘积。方程左边是流体的加速度分量，右侧分别为压力分量、质量力分量和粘性应力分量。

(3) 能量方程

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C \left(u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} + w \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \lambda \nabla^2 T + \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (3.3)$$

式3.3中： C 为比热容； T 为温度； t 为时间； S 为潜热项； λ 为导热系数； L 为凝固潜热； f_s 为固相分数。方程左边表示的是焓的变化率，右边分别为热量的传递和固相潜热项，固相潜热项和固相分数与温度之间的关系有关。

(4) K - ε 方程

K 方程为：

$$\begin{aligned}\rho \left(\frac{\partial K}{\partial t} + u \frac{\partial K}{\partial x} + v \frac{\partial K}{\partial y} + w \frac{\partial K}{\partial z} \right) &= \frac{\partial}{\partial x} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_k} \right) \frac{\partial K}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_k} \right) \frac{\partial K}{\partial y} \right] \\ &\quad + \frac{\partial}{\partial z} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_k} \right) \frac{\partial K}{\partial z} \right] + G - \rho \varepsilon\end{aligned}\quad (3.4)$$

式3.4中： K 为单位质量流体紊流动能，表达式为：

$$K = \frac{1}{2} (\overline{u'^2} + \overline{v'^2} + \overline{w'^2}) \quad (3.5)$$

ε 为单位体积能量耗散率，表达式为：

$$\varepsilon = \frac{1}{cK^{3/2}} \quad (3.6)$$

$$G = \eta_t \left\{ 2 \left[\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial w}{\partial z} \right)^2 \right] + \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right)^2 \right\} \quad (3.7)$$

ε 方程为:

$$\begin{aligned} \rho \left(\frac{\partial \varepsilon}{\partial t} + u \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} + v \frac{\partial \varepsilon}{\partial y} + w \frac{\partial \varepsilon}{\partial z} \right) = & \frac{\partial}{\partial x} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_\varepsilon} \right) \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_\varepsilon} \right) \frac{\partial \varepsilon}{\partial y} \right] \\ & + \frac{\partial}{\partial z} \left[\left(\eta + \frac{\eta_t}{\sigma_\varepsilon} \right) \frac{\partial \varepsilon}{\partial z} \right] + \frac{\varepsilon}{K} (c_1 G - c_2 \rho \varepsilon) \end{aligned} \quad (3.8)$$

式 3.4 至式 3.8 中: $\eta_t = \frac{c_\eta \rho K^2}{\varepsilon}$; 常数 $c_\eta = 0.09$; $c_1 = 1.44$; $c_2 = 1.92$; $\sigma_k = 1.0$;

$\sigma_\varepsilon = 1.3$ 。

3.2.2 网格划分

数值仿真计算中, 网格的尺寸及质量关系到计算的收敛快慢和仿真结果的精度。由于本文研究对象为 1.5mm 壁厚铝合金件, 采用网格单位长度为 1.5mm。图 3.1 为薄壁铝合金压铸流动试样网格划分结果, 总网格数为 711480。

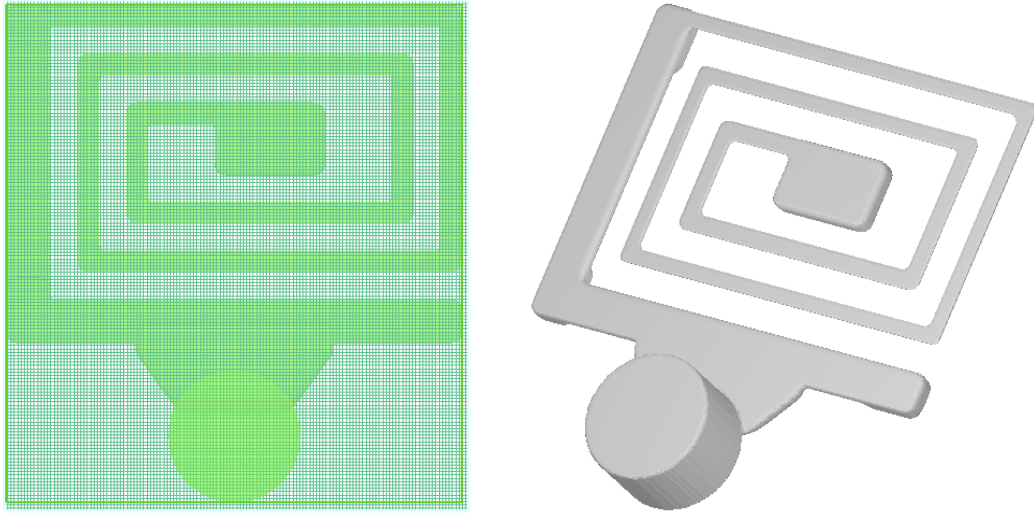


图 3.1 薄壁铝合金流动试样网格划分结果

网格单位长度 1.5mm, 总网格数 711480

3.2.3 充型流动停止判据

在 Flow3D 铸造模块中存在一个判断金属熔体停止流动的判据: 停止流动固相分数 f_{scr} , 也可称为充型流动临界固相分数。其定义为当充型前端金属熔体固相分数达到临界值 f_{scr} 时, 停止充型流动。软件中必须设置一 f_{scr} 值, 当数值仿真充型前端金属熔体固相分数达到设定值时, 软件就会认为充型阻力变为无限大, 此时刻熔体不再具有流动性, 充型流动停止。

本文压铸用的 AlSi10MnMg 铝合金为亚共晶成分。根据 Al-Si 相图可知，此合金在降温的过程中会先析出 α -Al 相，此阶段固相分数增加缓慢；然后随着温度的降低 α -Al 相不断增多，熔体中的成分向 Al-Si 共晶成分点移动，当温度下降至共晶点时熔体会发生共晶反应，熔体固相分数迅速增加。此外，如绪论 1.3.1 节中所述，AlSi10MnMg 铝合金凝固遵循结晶温度范围很宽的合金的停止流动机理；在压铸充型过程中，充型液面前端的铝合金熔体温度最低并随着充型的进行不断下降，当熔体温度降至液相线温度以下时，铝液中会析出初生 α -Al 相晶粒；随着充型的进一步进行熔体温度继续下降， α -Al 相晶粒不断长大并会互相连接成一个连续的糊状网状区域，此区域会阻碍熔体的流动；当熔体充型流动的动力不能克服此糊状区域的阻力时，充型流动停止；合金熔体的液/固相线温度相差越大，结晶的范围就越宽，凝固时越容易形成发达的枝晶，充型流动的通道越容易发生阻塞，因此合金熔体固相分数很小时，也就是在充型很短的时间内，合金熔体就停止流动，充型完成。实验研究表明^[82,83]，在充型过程中，液面前端约析出 15~25% 的固相时，充型流动即停止，此时应对的固相分数即可做为上文 Flow3D 压铸模块中设置的停止流动固相分数 f_{scr} 。因此，本文通过 Thermo-Calc 程序计算了 AlSi10MnMg 合金的固相分数，停止流动固相分数 f_{scr} 对应的温度定义为停止流动温度 T_k (879K)。

3.2.4 材料参数

表 3.1 为通过 Thermo-Calc 程序计算的 AlSi10MnMg 合金相关材料参数。

表 3.1 AlSi12MnMg 合金热物性参数

参数/单位	值	参数/单位	值
ρ ，密度/(kg/m ³)	2400	C ，比热热容/(kJ/kg/K)	1245
T_s ，固相线温度/K	825	T_L ，液相线温度/K	897
L ，结晶潜热/(kJ/kg)	332	λ ，导热系数/(W/m/K)	104

为了保证薄壁铝合金件数值仿真模型的准确性，准确的铝合金粘度参数不可或缺。在绪论中所述，目前对粘度的研究很多，测量方法也各不相同，造成参考的粘度值分散性很大。因此，本文作者测定了 AlSi10MnMg 合金的粘度并对其进行了分析讨论，这将会在下文 3.3 节中详细讨论。

3.2.5 边界条件

与工艺参数相关的参数同表 2.2 压铸工艺参数。

在数值仿真过程中，铝合金熔体的温度通过能量方程式 3.3 来计算，在求解能量方程的过程中，精确和可靠的边界条件界面换热系数不可或缺，界面换

热系数是保证数值仿真精度的前提。界面换热系数描述的是铸件热量通过铸件/铸型边界的速率，如下式所示^[60]：

$$q = h\Delta T = h(T - T_m) \quad (3.9)$$

式 3.9 中： q 为热流密度； h 为界面换热系数； T 为铸件温度； T_m 为模具温度。由式 3.9 可知，界面换热系数越大，铸件热量散失越快，铸件温度下降越快，熔体粘度增量越大，充型流动长度变小。本文用于薄壁铝合金件压铸仿真的铸件/铸型界面换热系数将在下文 3.4 节中求解。

3.3 AlSi10MnMg 铝合金熔体粘度的测定及其特征

流体粘性本质上是流体的分子之间微观作用下的宏观表现，流体粘性的程度即粘度，也被称为内摩擦系数，图 3.2 给出了粘度和内摩擦力之间的定量关系^[135]。

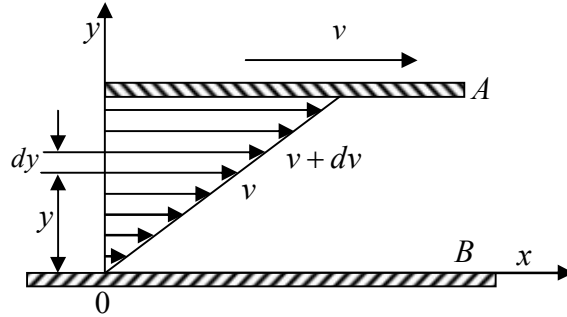


图 3.2 牛顿粘性定律示意图

图 3.2 中： S_η 为相邻流层间接触面积； dy 为流层间距离； dv 为速度差；则有：

$$F_\eta = \eta S_\eta \frac{dv}{dy} \quad (3.10)$$

式 3.10 中： F_η 为粘性力； $\frac{dv}{dy}$ 为速度梯度； η 为流体粘度。则可写成：

$$\tau = \eta \dot{\gamma} \quad (3.11)$$

即：

$$\eta = \tau / \dot{\gamma} \quad (3.12)$$

式 3.11、是 3.12 中： τ 为剪切应力，等于 F_η / S_η ； $\dot{\gamma}$ 为剪切速率，等于 $\frac{dv}{dy}$ 。因此，从式 3.12 可知，只要通过实验测定剪切应力和剪切速率即可计算流体的粘度。

图 3.3 为 ZCN-1600 高温旋转粘度计原理图。粘度计采用上转法，并采用光电计时法测定吊丝扭转角度。光电转换计时法测量粘度的基本公式为：

$$\eta = \frac{M}{4\pi h_{\eta} \omega} \cdot \frac{1}{r^2} = K\alpha = K\omega\Delta t = K'\Delta t \quad (3.13)$$

式 3.13 中： η 为粘度（Pa·s）； M 为吊丝扭矩（N·m）； h_{η} 为转子高度（m）； ω 为转子角速度（rad/s）； r 为转子半径（m）； K 、 K' 为仪器常数； α 为吊丝扭转角； Δt 为扭转角对应的时间差（s）。

实际测量中此粘度计采用相对测量方法，计算公式为：

$$\eta = K'(t - t_0) \quad (3.14)$$

式 3.14 中： K' 用标准蓖麻油标定； t_0 为粘度计空转时上下挡片路过光电传感器的时间差； t 为粘度计在熔体中旋转时上下挡片路过光电传感器的时间差。

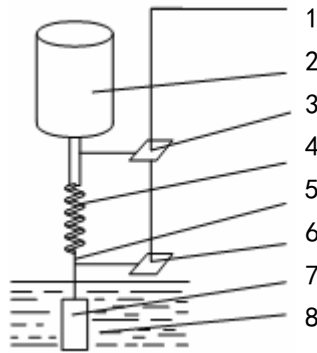


图 3.3 高温旋转粘度计原理图^[136,137]

- 1-光电计时器；2-同步马达；3-马达传感器；4-吊丝；
5-吊杆；6-吊丝传感器；7-转子；8-被测熔体

3.3.1 粘度实验结果

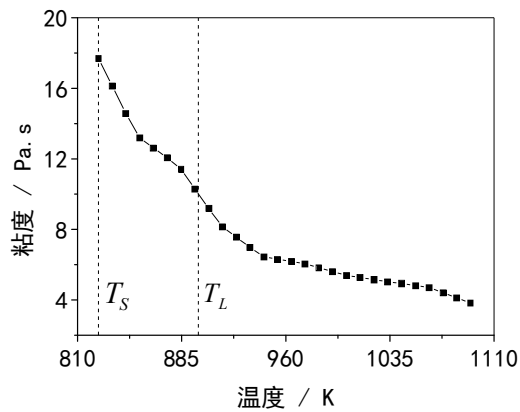


图 3.4 AlSi10MnMg 铝合金粘度实验曲线

图 3.4 为采用 ZCN-1600 高温旋转粘度计测得的 AlSi10MnMg 铝合金的粘度随熔体温度变化的曲线。由图可知，AlSi10MnMg 铝合金的粘度值为 3.8~17.8 Pa·s，随着熔体温度的降低，粘度单调递增，但粘度增大的变化率不断变化，

粘度曲线变化拐点较多，波动较大。当熔体温度较高时，粘度随温度变化较为缓慢；当熔体温度降低至高于液相线温度 T_L 约 60K 时，粘度增加加快；然后粘度随温度的下降变化时快时慢，粘度变化拐点和液/固相线温度 T_L/T_S 不完全对应。

大量研究表明，铝合金熔体的粘度和其熔体内部结构密切相关，不同温度条件下，熔体内部结构的不一样造成其流动时的内摩擦力发生变化，从而引起粘度发生变化^[96,99,102]。

根据图 3.1 旋转粘度计的测定原理，采用旋转粘度计测定粘度时，同步马达以恒定的角速度带动吊丝转动，等吊丝扭转角度 α 稳定后读数，在整个读数过程中熔体的剪切运动过程保持一个稳态^[136,137]。也就是说在测定粘度的整个过程中熔体的剪切速度保持不变。当熔体温度降低时，系统的内摩擦力会增加，熔体运动需要更大的剪切应力，由牛顿粘性定律计算公式 3.12 可知，剪切速率不变，剪切应力变大，粘度值变大。

由图 3.4 可知，当 AlSi10MnMg 铝合金熔体温度降低时，其粘度在不断增加，根据粘度计测定原理和牛顿粘度计算公式可知，也就是其内摩擦力随熔体温度的降低不断增加。但是，粘度增加不符合某一单一的规律，增加过程中出现了多个拐点，因此分析可知，铝合金熔体在降温过程中其内部组织结构会发生一系列的变化，从而引起其流动时的内摩擦力不断变化，粘度也相应发生变化。下文将根据粘度曲线的拐点来分段讨论其变化规律。

3.3.2 粘度变化规律及讨论

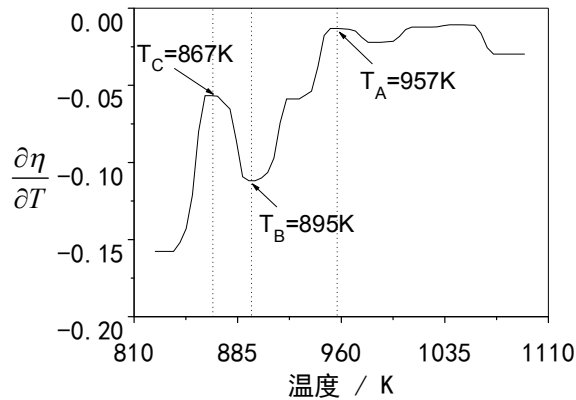


图 3.5 AlSi10MnMg 合金 $\frac{\partial \eta}{\partial T}$ 变化曲线

为了准确地找到粘度随温度变化的拐点，将图 3.4 中粘度随温度变化的曲线对温度 T 求导，获得粘度随温度的变化率 $\frac{\partial \eta}{\partial T}$ 曲线如图 3.5 所示。由图 3.5 可知，AlSi10MnMg 合金的粘度在降温过程中存在 3 个明显的拐点 A、B 和 C 点，

其对应的熔体温度分别为 957K、895K 和 867K，由此可将粘度的变化分四个阶段来讨论。当熔体温度高于 A 点 ($T > T_A: 957\text{K}$) 时，粘度缓慢增加，此阶段铝合金熔体温度高于液相线温度，熔体全部为液相，称为液相缓增阶段；当熔体温度在 A-B 点之间 ($T_B: 895\text{K} < T < T_A: 957\text{K}$) 时，粘度增加加快，此阶段铝合金熔体最低温度约为液相线温度，因此可将此阶段全部近似看作为液相，称为液相激增阶段；然后随着熔体温度进一步降低至温度在 B-C 点之间 ($T_C: 867\text{K} < T < T_B: 895\text{K}$) 时，粘度增加又减缓，此阶段铝合金熔体温度已经完全进入了液/固两相区，开始有初生 $\alpha\text{-Al}$ 相析出，称为液/固缓增阶段；当熔体温度继续降低至 C 点 ($T < T_C: 867\text{K}$) 时，粘度又开始激增，此阶段熔体温度还没有降至固相线温度 T_S 以下，称为液/固激增阶段。下面将分别对每个阶段进行分析讨论。

3.3.2.1 液相缓增阶段 ($T > T_A: 957\text{K}$)

图 3.6 为液相缓增阶段 AlSi10MnMg 合金粘度变化规律曲线。由图 3.6 可知，当合金熔体温度高于 T_A (957K) 时，对应的 $\left|\frac{\partial\eta}{\partial T}\right|$ 值相对较小， $\left|\frac{\partial\eta}{\partial T}\right|$ 值随温度变化只有很小的波动。因此可以认为此阶段粘度随温度的变化率 $\frac{\partial\eta}{\partial T}$ 不变，粘度随温度的降低大致成线性增加关系，作其线性拟合曲线为：

$$\eta = 21.963 - 0.0164T \quad (3.15)$$

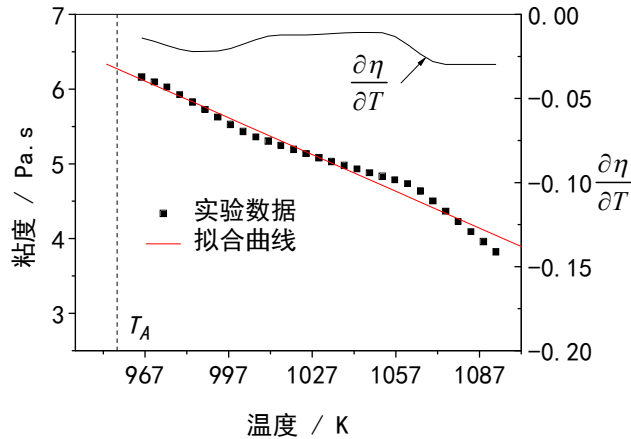


图 3.6 液相缓增阶段粘度变化曲线

另外， T_A (957K) 高于 AlSi10MnMg 合金液相线温度 T_L (897K) 将近 60K，也就是说此阶段铝合金熔体处在一个较高的熔体过热条件下。目前文献中对铝合金熔体过热大于 60K 以上的粘度研究较少，主要是因为铸造工艺的制定中浇注温度一般高于液相线温度 50K (也就是过热达 50K) 即可满足成型要求，过高的温度一方面会增加熔体中溶解的气体含量，另一方面还会引起氧化，而且高温对熔炼和模具要求更高。Wang 等^[96]通过研究不同 Mg 含量对 AlMg 合金

粘度的影响规律发现,当温度升高至液相线温度 200~300K 以上时, Mg 原子开始在纯 Al 团簇中强烈地扩散,从而形成无序的结构,使得原子之间作用力减弱,内摩擦力减小,粘度减小。

由此推断,在 AlSi10MnMg 合金熔体系统中,当熔体过热大于 60K 时,铝及其合金原子间距比较大,相互之间作用力较弱,熔体中的原子扩散强烈,原子之间难以形成类似团簇的结构,熔体结构单一成无序结构,其内摩擦力仅仅是原子之间的相互作用力,因此熔体粘度相对较小。另外,随着熔体温度的升高,一方面原子之间的间距变大,相互作用力变小,内摩擦力变小从而引起粘度变小;另一方面,较高的过热可能会引起原子自身振动加强,可能会增加原子之间的内摩擦力从而引起粘度增大。

3.3.2.2 液相激增阶段 ($T_B:895\text{K} < T < T_A:957\text{K}$)

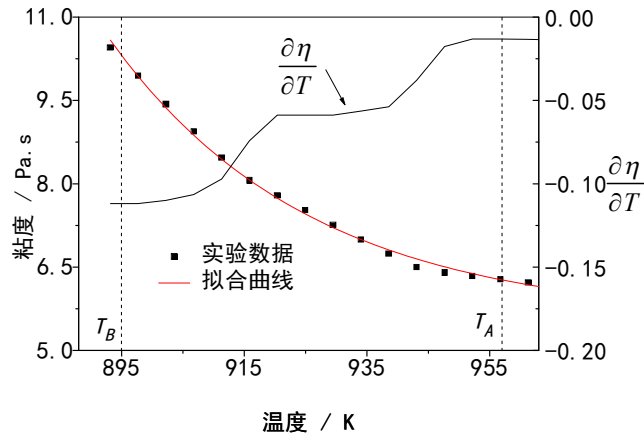


图 3.7 液相激增阶段粘度变化曲线

图 3.7 为液相激增阶段 AlSi10MnMg 合金粘度变化规律曲线。由图可知,此阶段熔体的过热约在 0~60K 之间,随着温度的降低,对应的 $\left|\frac{\partial\eta}{\partial T}\right|$ 值不断增大,粘度增加加快,粘度和温度大致成指数关系,其拟合曲线为:

$$\eta = 0.00992 \exp\left(\frac{51226}{RT}\right) \quad (3.16)$$

式 3.16 有类似安德雷德 (Andrade) 方程的形式^[40]:

$$\eta = \eta_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right) \quad (3.17)$$

式 3.16 和式 3.17 中: η 为熔体粘度 ($\text{Pa}\cdot\text{s}$); η_0 为粘度常数 ($\text{Pa}\cdot\text{s}$); R 为气体常数 (8.3144J/K); T 为绝对温度 (K); E 为粘流活化能 (kJ/mol), 表示分子迁移所需的能量, 与分子结构、分子链的长短及温度有关^[138]。

目前有大量研究发现铝合金熔体的粘度遵循 Andrade 方程。Wang 等^[96]研究了不同 Mg 含量对 AlMg 合金粘度的影响规律，发现在 Mg 含量 < 8% 时，其粘度参数 η_0 随着铝合金中 Mg 含量的增加呈波浪式变化，变化范围在 10% 以内；当 Mg 含量增加至 10% 时， η_0 相比 8% 时增加了约 30%。 E 随 Mg 含量的增加呈先减小后增加的趋势，当 Mg 含量为 10% 时，对应的值 E 最大。Sklyarchuk 等^[98]研究了 Al-7Si、AlSi7Mg 和 AlSi8Cu3 合金的粘度，发现 Al 熔体中加入 Si 元素后会减小其粘流活化能，从而使得粘度值减小；在 AlSi 合金中加入少量的 Mg 元素对铝合金熔体的 η_0 和 E 影响很小，所以测定的粘度变化不大；另外还发现，Cu 元素的加入会使 η_0 增加、 E 的减小，但实测的粘度变化很小。在 Al-Si 系合金中，Al-Si 相是一个简单的共晶结构，它们相互作用非常强烈而形成 Al-Si 团簇，而且 Al-Si 团簇会一直存在于熔体中；团簇内部相互作用紧密，与周围原子作用较弱；熔体过热较高时，如前文上一节所述，铝及其合金原子扩散强烈，难以形成 Al-Si 团簇，或者形成的 Al-Si 团簇较小，对熔体流动的内摩擦力影响不大；当熔体温度降低至某一临界值时，Al-Si 团簇大量形成，团簇在熔体流动过程中始终存在且保持不变，这相当于在铝合金熔体中形成了一种类似液态的第二相，第二相的存在会增加熔体流动之间的内摩擦力，使熔体的粘流活化能增大，粘度的增量相应也就增大。Song 等^[100]通过在 AlSi12 铝合金中加入 Sr 变质剂，由于 Sr 能够改变其微观结构，减少熔体中原子的团簇现象，从而减小其流动过程中的内摩擦力，使熔体的粘流活化能变小，因此其粘度变小。

综上所述，在本文 AlSi10MnMg 合金熔体系统中，当熔体温度降至 957K 时，合金中会开始形成大量的 Al-Si 团簇，同时 Al 原子也会与其它合金元素形成类似团簇的结构，这些团簇结构的存在都会增加熔体流动的内摩擦力，使得其粘流活化能增大，粘度增量变大；然后随着温度的继续降低，团簇的数量和尺寸不断增大，熔体流动的内摩擦力加大，熔体粘度加速增大。

3.3.2.3 液/固缓增阶段 ($T_C: 867\text{K} < T < T_B: 895\text{K}$)

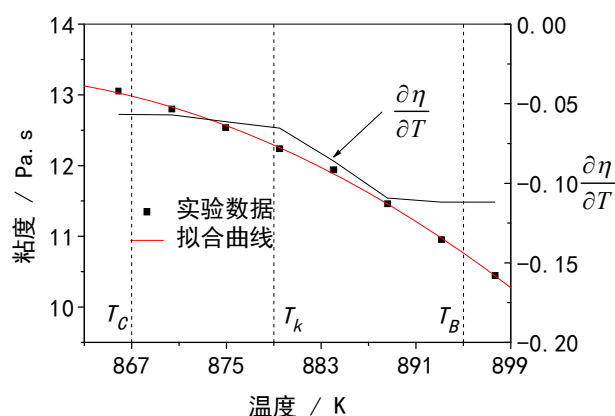


图 3.8 液/固缓增阶段粘度变化曲线

图 3.8 为液/固缓增阶段 AlSi10MnMg 合金粘度变化规律曲线。由图 3.8 可知，在此阶段内随着温度的降低，对应的 $\left|\frac{\partial\eta}{\partial T}\right|$ 值不断减小，粘度增加减慢，粘度和温度大致成二次多项式关系，曲线向上凸，其拟合曲线为：

$$\eta = -965 + 2.297T - 0.00135T^2 \quad (3.18)$$

由图还可知，此阶段温度范围比较窄、仅 28K，但其贯穿停止流动固相分数 f_{scr} 对应的温度 879K。由 AlSi10MnMg 合金凝固过程分析可知，紧接上一阶段熔体温度继续降低，当温度降至液相线温度时，液相中会开始析出初生 α -Al 相晶粒；然后随着温度的进一步下降，初生 α -Al 相晶粒数量增多、尺寸不断长大；初生 α -Al 相晶粒为固相，第二相的存在会增大熔体流动的内摩擦力，粘度增大。另外， α -Al 相析出的过程中会释放出一定的潜热，潜热会使铝合金熔体温度下降减缓，这可能会导致粘度增加的速度减缓，从而粘度曲线相对平缓。

3.3.2.4 液/固激增阶段 ($T < T_c: 867K$)

图 3.9 为液/固激增阶段 AlSi10MnMg 合金粘度变化规律曲线。由图可知，在此阶段内随着熔体温度的降低，对应的 $\left|\frac{\partial\eta}{\partial T}\right|$ 值不断增大，粘度增加变快，粘度和温度大致成二次多项式关系，曲线向下凹，其拟合曲线为：

$$\eta = 1308 - 2.93T + 0.00166T^2 \quad (3.19)$$

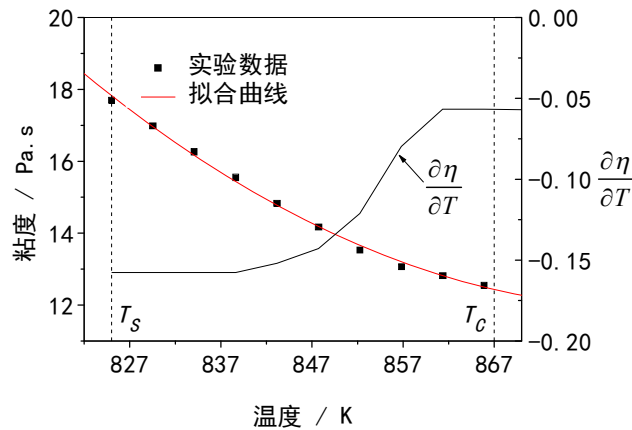


图 3.9 液/固激增阶段粘度变化曲线

紧接上一阶段熔体温度继续下降，析出的初生 α -Al 相晶粒越来越多，当相邻的 α -Al 相晶粒不断长大并互相连接成一个连续的糊状区域时，流体流动需克服糊状区域的阻力，熔体内摩擦力增加明显，从而引起粘度增加加快。另外，当熔体温度降至共晶点时，熔体会发生共晶反应生成共晶成分的 Al-Si 相，Al-Si 相一般呈层片状或者针状，这会增加熔体流动的内摩擦力，对熔体流动非常不利，粘度增大明显。

3.3.2.5 AlSi10MnMg 铝合金粘度表达式

综上所述，可以将 AlSi10MnMg 合金熔体的粘度分为四个阶段，其粘度变化的规律与此阶段内熔体内部的结构密切相关，可以将其粘度写成如下的形式：

$$\eta(T) = \begin{cases} a - bT, T > T_A \\ \eta_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right), T_B < T < T_A \\ c + dT - eT^2, T_C < T < T_B \\ f - gT + hT^2, T < T_C \end{cases} \quad (3.20)$$

其中： a 、 b 、 c 、 d 、 e 、 f 、 g 和 h 为拟合参数， b 、 d 、 e 、 g 和 h 均大于 0。

3.3.3 铝合金粘度值对比分析

近十年来，有大量学者采用不同的测试方法对铝合金的粘度进行了测定和评估。Dinsdale 等^[40]和 Assael 等^[134]总结列举了测定流体粘度的方法，表明振荡法和旋转法是被证明了的两种最广泛和有效的测定铝及其合金粘度的方法。但是，采用不同测定方法获得的铝合金粘度值差别很大，本节将分析讨论产生这种差别的原因。

采用振荡法粘度计，Dinsdale^[40]研究的纯铝在熔点附近的粘度值为 1.0~1.4 mPa·s，Sklyarchuk 等^[98]测定的 A201、A319、A356、AlSi7、AlSi7Mg 和 AlSi8Cu3 合金的粘度值在 0.8 mPa·s 至 1.2 mPa·s 之间，Song 等^[100]研究了 AlSi12 铝合金通过 0.2%Sr 变质处理后的铝合金粘度值为 0.5~0.9 mPa·s。采用旋转法粘度计，Malik 等^[25]发现纯铝熔体的粘度值随旋转剪切速度的增加从 1000 Pa·s 降至 0.1 Pa·s，刘文等^[102,139,140]研究了半固态 A356 熔体在制备、运送、充型和流变成型过程中的粘度值在 3~10 Pa·s，李桂荣等^[103]发现颗粒体积分数为 5%的铝基复合材料合成过程中的粘度在搅拌 25min 后稳定在 0.75 Pa·s，较纯铝的 0.24 Pa·s 增加了两倍多，刘文义等^[104]测定了共晶 ZL117 合金的粘度，随着保温温度的降低，固相率升高，ZL117 合金浆料的粘度从 0.02 Pa·s 增至 0.1 Pa·s。

通过上一段对比发现，同样是铝合金，通过不同测定方法获得的粘度值差别很大。采用振荡粘度计测定的铝合金粘度值为 1.0~1.4 mPa·s，而采用旋转粘度计测定的铝合金粘度值为 4~1000 Pa·s，采用旋转粘度计测定的铝合金粘度值远远高于采用振荡粘度计测定获得的粘度值。采用振荡粘度计测定获得的铝合金粘度值为 mPa·s 级，而采用旋转粘度计测定获得的铝合金粘度值为 Pa·s 级，采用旋转粘度计测定的铝合金粘度值大约为采用振荡粘度计测定的粘度值的 20~10⁶ 倍。另外，本文采用高温旋转测定的 AlSi10MnMg 合金的粘度在某种情

况下也高于某些半固态铝合金熔体的粘度。

综上所述, 目前采用不同测定方法获得的铝合金粘度值差别很大, 本文采用旋转粘度计测定的 AlSi10MnMg 铝合金的粘度远远大于采用振荡粘度计测得的铝合金粘度, 产生这种差别的原因一般有两个方面: 一为粘度计得测定原理, 一为铝合金熔体本身的特征。

以扭转振荡式粘度计为例来说明振荡粘度计的原理。振荡粘度计在测定粘度时, 振荡内筒的角速度在不断变化, 被测流体也随着内筒呈周期性振荡运动, 流体运动速度的大小和方向也在不断发生变化, 因此在求解内筒振幅运动方程时一般假设被测熔体流体系统为牛顿流体, 而牛顿流体的粘度不会受剪切速度和剪切历史的影响。采用振荡粘度计测定金属熔体或者铝合金熔体的粘度时, 为了能够精确测定其粘度一般只选取少量的熔体, 这样既容易控制熔体的冶金质量, 同时亦可很好地控制熔体保持在一个恒定的温度, 这样能够使被测铝合金流体系统接近于牛顿流体。然而近年来, Qi 等^[141]通过分子动力学仿真计算获得了合金熔体系统的粘度, 发现合金熔体系统显示非牛顿流体特性。Varsani 等^[142]通过实验的方法测定了金属流体的粘度也发现其不是牛顿流体。另外, 采用振荡粘度计求解内筒振荡运动轨迹方程极其复杂和繁琐, 在计算衰减系数时做了很多简化, 粘度值不是由实测的物理量直接计算获得, 这对最终的粘度也有一定的影响。

旋转粘度计测定粘度时, 同步马达以恒定的角速度带动吊丝转动, 等吊丝扭转角度 α 稳定后读数, 在整个读数过程中熔体的剪切运动过程保持在一个稳态, 其速度和方向都不会随时间变化, 对任何流体系统都可以适用。测试过程中只需要测得稳定状态时吊丝的扭矩 M , 即可准确计算出被测熔体的粘度; 相对测量时只需记录上下挡片路过光电传感器的时间差 t , 即可准确计算出被测熔体的粘度; 吊丝的扭矩 M 和上下挡片路过光电传感器的时间差 t 都可以很方便地直接测出, 粘度的计算也不需求解复杂的方程。因此, 旋转粘度计适合用于测定任何性质特征流体的粘度。

在实际铸造充型过程中, 一个铝铸件需要的铝合金熔体质量少则几克、大则几十千克, 充型过程的顺序和铸件壁厚的不均匀都会导致熔体温度分布的不均匀, 而且铝合金熔体在熔炼、浇注和充型过程中与工具、压室和模具接触后会产生大量的气体, 铝合金熔体在冷却过程中亦会析出氢气, 此外, 铝合金熔体在铸造充型过程中还会卷入氧化物和空气, 铝合金熔体在冷却凝固过程中还会析出高熔点固相和初生固相等。因此, 铸造过程中的铝合金熔体不是一个单纯的液相, 其中还包含了大量氢气、空气等气相和氧化物、高熔点相、初生相等固相, 它是一个复杂的多相流体系统, 第二项的存在增加了熔体原子之间的内摩擦力, 粘流活化能 E 增大, 粘度值相对也就增大; 另外, 铝合金熔体中第

二项的数量和分布也会随着铸造充型凝固过程的进行不断变化, 粘度值变化的规律也就变得更加复杂。Wang 等^[143]完善了悬浮颗粒混合熔体浆料的粘度计算公式:

$$\eta_a = \eta \left[\left(\frac{\xi (1 + D_p^{0.95})}{(0.01 + 37.35 D_p^{0.95})} \right) \varphi \right] \quad (3.21)$$

式 3.21 中: η_a 为熔体浆料的表观粘度; η 为纯液态基体金属熔体的粘度; ξ 为颗粒高度/直径比例因子; D_p 为颗粒的直径; φ 为颗粒体积分数。式中充分考虑了熔体浆料中悬浮颗粒的形状特征以及体积分数等, 由此可见熔体中第二项颗粒对其粘度影响甚大。在铝合金熔体系统中, 如果将其中包含的氢气、空气、氧化物、高熔点相和初生固相等也按照上述方法处理, 也可以得到类似的粘度计算公式:

$$\eta_a = \eta f \left[g(D_i, \xi_i, \varphi_i), h(D_j, \xi_j, \varphi_j) \dots \right] \quad (3.22)$$

式 3.22 中: $i, j \dots$ 对应各第二相。

综上所述, 铸造过程中铝合金熔体是非牛顿流体系统, 旋转粘度计适合用于测定和评估铝合金熔体的粘度, 因此, 本文实验采用高温旋转粘度计来测定铝合金熔体的粘度并研究和评估其对薄壁铝合金压铸充型流动性的影响。

3.3.4 压铸仿真粘度参数选择方案

在铸造数值仿真过程中, N-S 方程为流动充型过程的基本控制方程, 由式 3.2 可知, 方程右侧第三项 $\eta \nabla^2 u$ 、 $\eta \nabla^2 v$ 和 $\eta \nabla^2 w$ 为粘性应力分量, 粘度应力分量的大小与粘度 η 成正比例关系。另外, 在铝合金熔体流经流动试样拐角处时, 熔体会发生紊流, 紊流 $K-\varepsilon$ 方程中也要用到流体的粘度 η ; 一般而言, 粘度越大, 紊流的程度越低, 由紊流造成的流动阻力也就越小, 紊流对流动长度的影响相应变小。

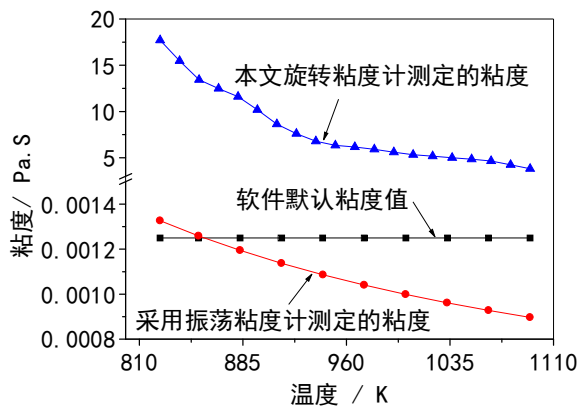


图 3.10 数值仿真粘度参数选择方案

图 3.10 为针对薄壁铝合金件压铸数值仿真建模用到的粘度参数方案,用来讨论不同粘度值对其充型流动的影响,并以验证薄壁铝合金件压铸数值仿真模型的有效性。如图 3.10 所示,三种不同粘度值选择方案分别为本文旋转粘度计测定的粘度、软件默认粘度值和采用振荡粘度计测定的粘度值。

3.4 薄壁铝合金件压铸铸件/铸型界面换热系数实验求解

近年来国内外对于确定压铸铸件/铸型界面换热系数做了很多工作,这些研究的共同特点是采用热电偶传感器采集铸件或者铸型的温度,然后通过反分析等方法求解得到铸件/铸型界面换热系数随时间或温度的变化关系,但是他们研究的铸件对象壁厚都很厚。而本文研究对象为薄壁铝合金压铸件,热量有限而且其充型、凝固时间很短,如果也采用上述方法,由于热电偶传感器对于温度都有响应时间,其采集的温度数据还没来得及响应,薄壁铝合金压铸充型、凝固过程就已经完成,也就无法准确得到其充型、凝固过程中铸件/铸型界面换热系数。因此,本文作者从薄壁铝合金件压铸实验出发,结合热平衡方程来计算薄壁 AlSi10MnMg 铝合金件压铸铸件/铸型界面换热系数。

3.4.1 铸造充型过程分析

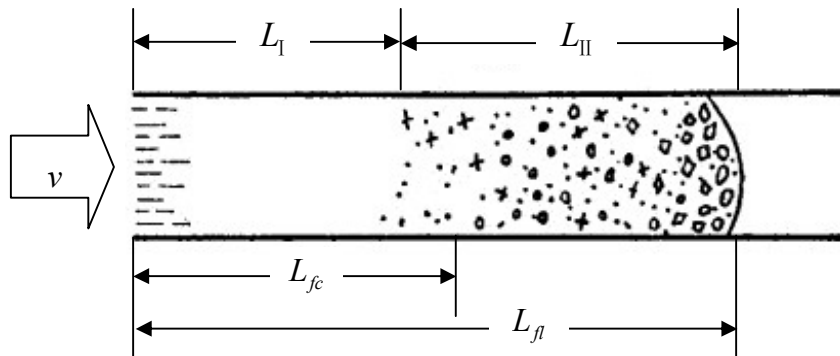


图 3.11 铸造充型过程示意图（沿程剖面）

图 3.11 为铸造充型过程示意图。图中铝合金熔体以速度 v 充型至薄壁流动试样型腔,并会与模具和型腔中的空气发生热量和动量的交换,熔体温度不断降低,充型速度不断减慢,熔体的物性参数也会不断发生变化。当温度降至液相线温度时,熔体会发生凝固,铝液中析出初生 α -Al 相晶体,然后顺流前进并不断长大,固相的数量不断增加。当固相晶粒达到某一临界数量时,便结成一个连续的网络,液流的压力不能克服此网络的阻力时,发生阻塞而停止流动,充型完成^[82,83]。根据熔体的温度以及液、固相组成,本文将充型过程分为三个阶段:

(1) 第 I 阶段,流动试样充型液面前端温度从入口处浇注温度 T_j 降至液相

线温度 T_L 时段的充型阶段，此阶段全部为液相。设熔体充型至流动试样入口处的时刻为 0，第 I 阶段完成时刻为 τ_1 ，其充型长度记为 L_I 。

(2) 第 II 阶段，流动试样充型液面前端温度从液相线温度 T_L 降至流动停止温度 T_k 时段的充型阶段，此阶段液、固相共存，结束时刻充型流动停止，记第 II 阶段完成时刻为 τ_2 ，其充型长度记为 L_{II} 。

(3) 第 III 阶段，熔体温度从流动停止温度 T_k 降至固相线温度 T_s ，凝固完成，其充型长度为 0。

由于第 I 阶段的充型速度和充型时间远大于第 II 阶段，因此有 $L_I \gg L_{II}$ 。

3.4.2 界面换热系数数学基础

3.4.2.1 充型热平衡方程

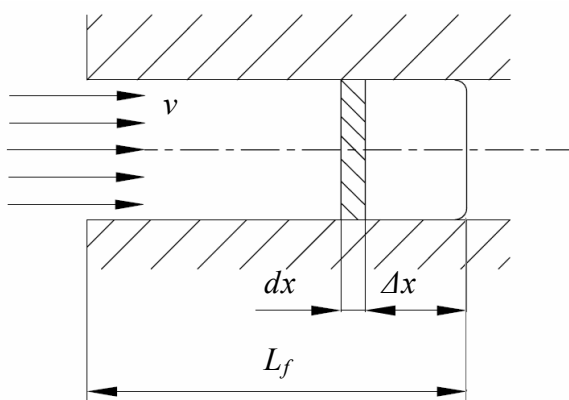


图 3.12 充型热平衡示意图^[144]

金属熔体在过热情况下充填铸型，与铸型之间发生着强烈的热交换，是一个不稳定的换热过程，因此，液态金属对铸型的充填也是一个不稳定的动态流动过程。由于薄壁压铸过程充型速度快、充型时间极短，为了计算方便对充型过程作以下假设：

- (1) 铝合金熔体在整个充型凝固过程中体积不可压缩、密度不变；
- (2) 铸型与液态金属接触表面的温度在浇铸过程中不变；
- (3) 液流断面上各点温度均匀；
- (4) 热量仅按垂直于铸型的方向传导；
- (5) 压铸充型过程中铸件/铸型界面换热系数保持不变。

如图 3.12，在铝合金熔体充型过程距液流端部 Δx 的 dx 元段，根据能量守恒定律分别列出各阶段的热平衡方程。

(1) 第 I 阶段：由前文 3.4.1 节可知，此阶段熔体全部为液相，流动试样前端温度从浇注温度 T_j 降至液相线温度 T_L ，充型时间为 τ_1 ，充型长度为 L_I 。在距离液流端部 Δx 的 dx 元段， $d\tau$ 时间内通过散热面积 dS 散出的热量等于该时间

内金属熔体温度下降 dT 放出的热量，其热平衡方程为：

$$h_1(T - T_m)dSd\tau = -dV\rho CdT \quad (3.23)$$

式 3.23 中： h_1 为此阶段换热系数 ($\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$)； T 为铝合金熔体温度 (K)； T_m 为铸型温度 (K)； dV 为 dx 元段的体积 (m^3)； ρ 为铝合金熔体的密度 (kg/m^3)； C 为铝合金熔体的比热 ($\text{kJ}/\text{kg}/\text{K}$)。

(2) 第 II 阶段：由前文 3.4.1 节可知，此阶段液、固相共存，流动试样充型液面前端温度从液相线温度 T_L 降至流动停止温度 T_k ，此阶段完成时刻为 τ_2 ，充型长度为 L_{II} 。在此阶段铝合金熔体前端开始析出固相，此时热平衡方程式为：

$$h_2(T - T_m)dSd\tau = -dV\rho'C'dT \quad (3.24)$$

式 3.24 中： h_2 为此阶段换热系数 ($\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$)； ρ' 为金属熔体在 T_L 到 T_k 温度范围内的密度 (K)，根据假设 1，有 $\rho' = \rho$ ； C' 为金属熔体在 T_L 到 T_k 温度范围内的当量比热 ($\text{kJ}/\text{kg}/\text{K}$)。

3.4.2.2 第 I 阶段界面换热系数 h_1 计算公式

根据铸件几何关系有：

$$\frac{dV}{dS} = \frac{Sdx}{C_s dx} = \frac{S}{C_s} \quad (3.25)$$

式 3.25 中： S 为流动试样截面断面面积 (m^2)； C_s 为流动试样截面断面周长 (m)。将式 3.25 代入式 3.23 可得：

$$d\tau = -\frac{S\rho C}{C_s h_1} \cdot \frac{dT}{(T - T_m)} \quad (3.26)$$

将边界条件 $\tau = 0$ 时， $T = T_j$ (T_j 为浇注温度)； $\tau = \tau_1$ 时， $T = T_m$ 代入式 3.26，积分后得：

$$\tau_1 = \frac{S\rho C}{C_s h_1} \cdot \ln \frac{T_j - T_m}{T_L - T_m} \quad (3.27)$$

即有：

$$h_1 = \frac{S\rho C}{C_s \tau_1} \cdot \ln \frac{T_j - T_m}{T_L - T_m} \quad (3.28)$$

3.4.2.3 第 II 阶段界面换热系数 h_2 计算公式

式 3.24 中，近似地取：

$$C' = C + \frac{kL}{T_L - T_k} \quad (3.29)$$

式 3.29 中： L 为铝合金熔体的结晶潜热 (kJ/kg)； k 为停止流动时液流前段的固相数量，即为第 II 阶段充型至固液两相区内的固相数量，从而有：

$$k = \Delta L_f S \rho f_{scr} \quad (3.30)$$

式 3.30 中： f_{scr} 为充型流动临界固相分数，同前文 3.2.3，在压铸中取上限 0.25。将式 3.25、式 3.29 和式 3.30 代入式 3.24 可得：

$$d\tau = - \frac{S \rho \left(C + \frac{\Delta L_f S \rho f_{scr} L}{T_L - T_k} \right)}{C_s h_2} \cdot \frac{dT}{T - T_m} \quad (3.31)$$

将边界条件 $\tau = \tau_1$ 时， $T = T_L$ ； $\tau = \tau_k$ 时， $T = T_k$ （ τ_k 为停止流动时刻）代入式 3.31，积分后得：

$$\tau_2 = \frac{S \rho \left(C + \frac{\Delta L_f S \rho f_{scr} L}{T_L - T_k} \right)}{C_s h_2} \cdot \ln \frac{T_L - T_m}{T_k - T_m} \quad (3.32)$$

即有：

$$h_2 = \frac{S \rho \left(C + \frac{\Delta L_f S \rho f_{scr} L}{T_L - T_k} \right)}{C_s \tau_2} \cdot \ln \frac{T_L - T_m}{T_k - T_m} \quad (3.33)$$

式 3.28 和式 3.33 即分别为通过热平衡方程推导出来的充型第 I 阶段、第 II 阶段铝合金铸件/铸型界面换热系数的计算表达式。由式 3.28 和式 3.33 可知，为了计算界面换热系数 h_1 和 h_2 ，需要详细的材料物性参数，流动试样截面几何尺寸，各阶段的充型时间 τ_1 、 τ_2 以及第二阶段充型长度 L_{II} 实验结果参数。其中， τ_1 、 τ_2 以及 L_{II} 需要通过实验记录测定，这将在下文 3.4.3 节详细描述。

3.4.3 计算界面换热系数所需实验参数确定



图 3.13 临界长度（ L_{fc} ）、极限长度（ L_{fl} ）定义

如图 3.13 所示，在压铸流动试样前端会产生缺陷，在此，定义压铸充型流

动产生第一个明显铸造缺陷的长度为临界长度 L_{fc} (Critical length), 总的充型长度为极限长度 L_{fl} (Limiting length), 分别测量记录其临界长度和极限长度。

铝合金熔体凝固过程中, 由于固相体积的收缩, 同时长距离的薄壁件压力补缩困难, 流动试样中会出现缩松等微观缺陷。流动试样充型前端在压铸充型过程中前端液面以喷射形式压入型腔, 会发生氧化、卷气、卷渣等现象, 同时此处冲头压力补缩作用最弱, 也就容易产生缩孔、卷气等宏观上可见的缺陷。考虑到充型过程的三个阶段, 充型临界长度的明显缺陷会产生于充型过程的第 III 阶段, 缺陷产生的位置介于第 II 阶段充型流动停止时刻的液、固两相区内 (如图 3.11)。

综上所述, 为了对后续充型过程进行定量分析, 如前文图 3.11 所示, 将第 I 阶段的充型长度 L_I 近似等于临界长度 L_{fc} , 即:

$$L_I = L_{fc} \quad (3.34)$$

将第 II 阶段的充型长度 L_{II} 近似等于极限长度和临界长度的差 ΔL_f , 即:

$$L_{II} = \Delta L_f = L_{fl} - L_{fc} \quad (3.35)$$

表 3.2 为实验记录的薄壁铝合金压铸流动试样在不同浇注温度下的充型流动长度, L_{II} 即为 ΔL_f , 为了便于后续的计算, ΔL_f 单位采用国标单位 m。

表 3.2 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样充型长度实验值

浇注温度/K	923	953	983	1013
L_{fc}/mm	510	540	710	810
L_{fl}/mm	570	700	880	>940
$\Delta L_f/\text{m}$	0.06	0.16	0.17	>0.13
拐点个数	4	5	7	8

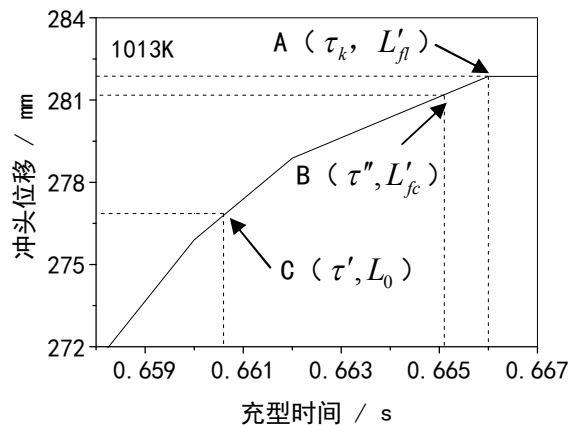


图 3.14 压射冲头位移-时间曲线 (浇注温度 1013K)

τ_1 、 τ_2 的获取方法见前文 2.3.3, 下面以浇注温度 1013K 为例来说明充型时

间的获取过程。图 3.14 为浇注温度为 1013K 时通过高清摄像机记录的压射冲头位移/时间曲线，在曲线中确定实验数据点 A (τ_k, L'_{fl})、B (τ'', L'_{fc}) 和 C (τ', L_0)，其中 A (τ_k, L'_{fl}) 点为铝合金熔体充型完成时刻即充型至极限长度时刻对应的压射冲头运动的（时间，位移），B (τ'', L'_{fc}) 点为铝合金熔体充型至流动试样临界长度时刻对应的压射冲头运动的（时间，位移），C (τ', L_0) 点为铝合金熔体充型至流动试样型腔时刻对应的压射冲头运动的（时间，位移）。

根据压射冲头运动规律，流动试样充型第 I 阶段的时间：

$$\tau_1 = \tau' - \tau'' \quad (3.36)$$

流动试样充型第 II 阶段的时间：

$$\tau_2 = \tau_k - \tau' \quad (3.37)$$

根据假设 1，熔体密度不变，根据熔体不可压缩原则有：

$$L_{fc} \cdot S = (L'_{fc} - L_0) \cdot S_p \quad (3.38)$$

$$(L_{fl} - L_{fc}) \cdot S = \Delta L_f \cdot S = (L'_{fl} - L'_{fc}) \cdot S_p \quad (3.39)$$

式 3.38 和式 3.39 中： S 为流动试样截面面积 (m^2)， $S = a \cdot \delta = 0.01 \times 0.0015 = 0.000015 \text{ m}^2$ ， a 为流动试样截面宽度 (m)； S_p 为压射冲头截面面积 (m^2)， $S_p = \frac{1}{4} \pi D_p^2 = \frac{1}{4} \times 3.14 \times 0.06^2 = 0.002826 \text{ m}^2$ ， D_p 为压射冲头直径 (m)。将 A (τ_k, L'_{fl}) 点 L'_{fl} 值和表 3.2 中 1013K 浇注温度条件下的 ΔL_f 值代入式 3.39 即可求得 L'_{fc} 值，将 L'_{fc} 值和表 3.2 中 1013K 浇注温度条件下的 L_{fc} 值代入式 3.38 即可求得 L_0 ，通过 L_0 和 L'_{fc} 直接从图 3.14 中获取对应的 τ' 和 τ'' ，然后将上述值分别代入式 3.36 和 3.37 即可求得 τ_1 和 τ_2 。同理，可获得浇注温度分别为 923K、953K 和 983K 时对应的 τ_1 值和 τ_2 值，表 3.3 为不同浇注温度条件下对应的各阶段充型时间 τ_1 值和 τ_2 值。

表 3.3 薄壁铝合金流动试样不同阶段的充型时间

浇注温度/K	923	953	983	1013
第 I 阶段充型时间 τ_1 /s	0.0021	0.0033	0.0035	0.0044
第 II 阶段充型时间 τ_2 /s	0.0012	0.0012	0.0012	>0.0009

3.4.4 界面换热系数计算结果及讨论

3.4.4.1 计算结果

将表 3.2 中的 ΔL_f 值和表 3.3 中的 τ_1 值和 τ_2 值分别代入式 3.28 和式 3.33，流动试样几何参数见前文 2.3.1 节中图 2.2，具体值和相关材料物性参数见表 3.1 和表 3.4。计算获得的各阶段铸件/铸型界面换热系数如图 3.15 和表 3.5 所示。

表 3.4 计算中各参数值

参数/单位	值	参数/单位	值
T_j ，浇注温度/K	923、953、983、1013	S ，流动试样截面面积/m ²	0.000015
C_s ，流动试样截面周长/m	0.023	T_m ，铸型温度/K	355
T_k ，停止流动前端温度/K	879	f_{scr} ，停止流动固相分数	0.25

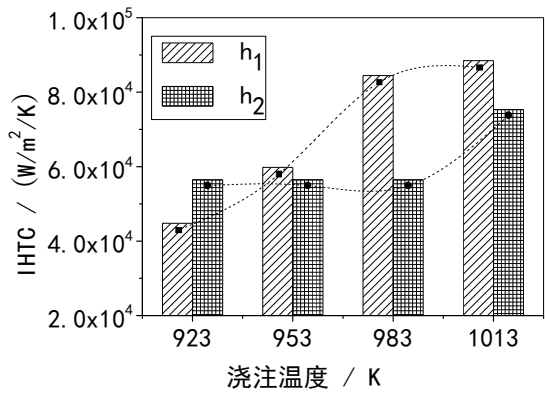


图 3.15 不同阶段的界面换热系数

表 3.5 不同阶段的界面换热系数

浇注温度/K	923	953	983	1013
h_1 / (W/m ² /K)	44784	59804	84458	88469
h_2 / (W/m ² /K)	56492	56493	56493	<75324

3.4.4.2 分析讨论

(1) 充型第 I 阶段界面换热系数 h_1

由图 3.15 和表 3.5 可知，充型第 I 阶段界面换热系数 h_1 随浇注温度的升高逐渐增大。浇注温度为 923K 时，其界面换热系数值为 44784W/m²/K；然后随浇注温度的升高界面换热系数缓慢增加，在浇注温度为 953K 时增大至 59804W/m²/K，相比浇注温度为 923K 时增加了 34%；当浇注温度为 983K 时，界面换热系数迅速增加至 84458W/m²/K，相比浇注温度为 953K 时增加了 41%，增加幅度很大，然后随着浇注温度的继续增加，界面换热系数变化很小，浇注温度为 1013K 时的界面换热系数和浇注温度为 983K 时相差无几，仅增加不到

5%。

相关研究表明，浇注温度越高，热量传递越剧烈，相应的界面换热系数变大^[60,145-147]。提高浇注温度，增加了铝合金熔体和铸型之间的温差，铸件热量散失增强，铸件/铸型界面换热系数也就变大。另外，根据式 3.28， h_1 随 τ_1 成倒数关系（ $h_1 \propto \frac{1}{\tau_1}$ ）、随 T_j 成对数递增关系（ $h_1 \propto \ln T_j$ ），从前文 3.4.3 节可知充型时间 τ_1 大致随浇注温度 T_j 成线性递增关系（ $\tau_1 \propto T_j$ ），因此把式 3.28 化简为：

$$h_1 \propto \frac{1}{T_j} \cdot \ln T_j \quad (3.40)$$

通过式 3.40 作 $h_1 - T_j$ 函数曲线图可知，充型第 I 阶段界面换热系数随浇注温度的升高开始增加很快、然后增加减慢。因此推断，如果浇注温度继续增加，可能存在一个临界温度，当浇注温度高于此温度时，界面换热系数会呈现降低的现象。这个临界温度可能会高于 1013K，浇注温度过高，充型时间 τ_1 变长；另外过高的熔体温度会使铸型温度升高，从而使铸件/铸型温差有变小的趋势，这也会使界面换热系数变小。

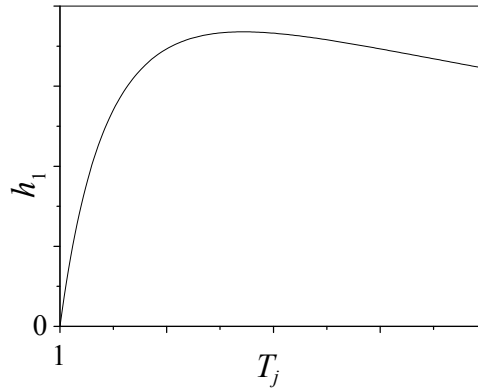


图 3.16 $h_1 - T_j$ 曲线

（2）充型第 II 阶段界面换热系数 h_2

从图 3.15 和表 3.5 可知，充型第 II 阶段界面换热系数 h_2 在浇注温度为 923~983K 范围内基本维持在 56493W/m²/K，只有当浇注温度为 1013K 时，界面换热系数 h_2 突然增大至 75324W/m²/K，增加的幅度达 33%。由前文 3.4.1 可知，在充型第 II 阶段，铝合金熔体温度都是从液相线温度降低至停止流动温度，由于本文实验为薄壁铸件，热量很小，在不同浇注温度条件下对铸型温度影响很小，那么可以认为在不同浇注温度条件下的温差保持一致，降低相同温度所需要的时间也应该相同，界面换热系数也亦相同，这和前文 3.4.3 节通过实验获得的充型第 II 阶段的充型时间一致。

根据式 3.33, h_2 与 τ_2 成倒数关系 ($h_2 \propto \frac{1}{\tau_2}$)、与 ΔL_f 成线性递增关系 ($h_2 \propto \Delta L_f$), 同时由前文 3.4.3 节可知, 第 II 阶段充型时间保持不变, 那么 h_2 就仅随液/固两相区充型长度 ΔL_f 的增加而线性增加, 因此将式 3.33 化简为:

$$h_2 \propto \Delta L_f \quad (3.41)$$

由前文表 3.2 可知, 液/固两相区充型长度 ΔL_f 随浇注温度的升高而增长, 代入式 3.33 计算发现充型第 II 阶段界面换热系数变化不大, 液/固两相区充型长度 ΔL_f 对换热系数的影响很小。

当浇注温度升高至 1013K 时, 根据前文 3.4.3 节其充型时间变小, 从而使得界面换热系数急剧增加。充型时间变小的原因很可能是流动试样在此浇注温度条件下已经充型至中央集渣包内, 使得实际的充型时间 τ_2 变短, 从而使计算的界面换热系数大于真实值。因此, 在计算充型第 II 阶段界面换热系数时, 精确的测定其充型时间极为关键。

3.4.5 压铸仿真界面换热系数选择方案

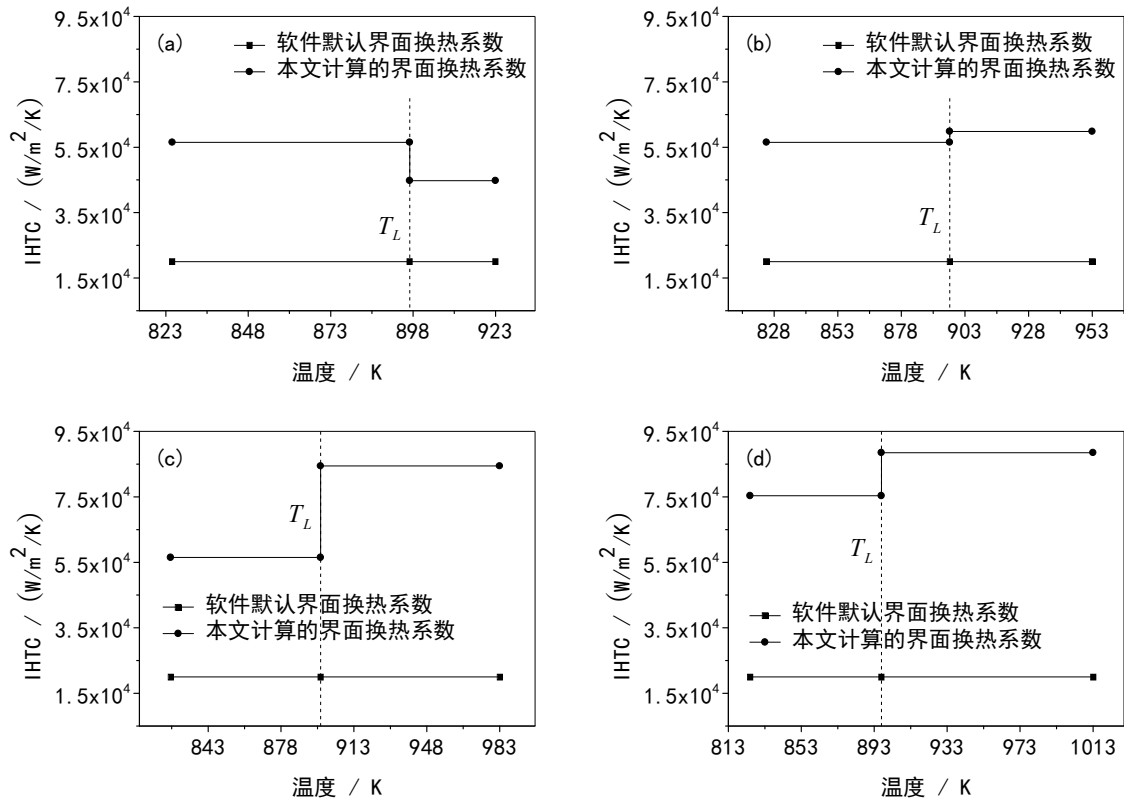


图 3.17 不同浇注温度条件下的界面换热系数选择方案

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

在数值仿真过程中, 铝合金熔体的温度通过能量方程式3.3来计算, 在求解

能量方程的过程中,精确和可靠的边界条件界面换热系数不可或缺。界面换热系数描述的是铸件热量通过铸件/铸型边界的速率,界面换热系数越大,铸件热量散失越快,铸件温度下降越快,而铝合金熔体的粘度又直接和熔体的温度有关,由前文3.3.2节可知,温度越低熔体粘度越大,充型流动长度变小。因此,在数值仿真预测充型流动长度时,界面换热系数是保证仿真精度的前提。

由前文绪论1.3.3所述,目前有一些研究工作者对铝合金压铸过程中的界面换热系数进行了研究,他们计算的界面换热系数分散性也很大。Hong等^[106]研究的A380铝合金铸件在H13钢铸型中的界面换热系数处于79000~87000W/m²/K,而Dour等^[108]研究的压铸过程AlSi12合金在H13钢铸型中的界面换热系数峰值仅仅约为47W/m²/K,郭志鹏等^[112-115]研究的压铸阶梯实验ADC12铝合金压铸界面换热系数在参考工艺条件下2.0mm壁厚铸件的Step1峰值界面换热系数为17020W/m²/K。造成这种差别巨大的原因可能有两个方面:一是各研究对象不一样,虽然同为压铸,但尺寸、壁厚有差别;二是各自的求解方法不相同,存在误差。

在本文薄壁铝合金压铸数值仿真建模时,只是考虑了本文采用实验计算的界面换热系数和软件默认的界面换热系数来验证模型的有效性。图3.17为针对薄壁铝合金件压铸数值仿真建模用到的界面换热系数方案,用来讨论不同界面换热系数值对其充型流动的影响,并以验证薄壁铝合金件压铸数值仿真的有效性。如图3.17所示,两种不同界面换热系数选择方案分别为本文计算的界面换热系数和软件默认的界面换热系数,图3.17中给出了各浇注温度条件下的界面换热系数设置方案。

3.5 本章小结

(1) 铸造过程中铝合金熔体表现非牛顿流体特性,需采用旋转粘度计测定其粘度,其粘度值远远大于采用振荡粘度测定的铝合金粘度值,这主要是熔体中第二相使其粘度大大增加。AlSi10MnMg合金在降温过程中其熔体内部结构会发生一系列变化,导致其粘度变化可以分为四个阶段,其表达式如下:

$$\eta(T) = \begin{cases} a - bT, T > T_A \\ \eta_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right), T_B < T < T_A \\ c + dT - eT^2, T_C < T < T_B \\ f - gT + hT^2, T < T_C \end{cases}$$

(2) 根据薄壁铝合金件压铸充型速度快和时间短的特点,将充型过程分为液相充型阶段(第I阶段)和液/固两相充型阶段(第II阶段),分别推导和计算了各阶段的铸件/铸型界面换热系数。

充型第 I 阶段的铸件/铸型界面换热系数表达式为：

$$h_1 = \frac{S\rho C}{C_s \tau_1} \cdot \ln \frac{T_j - T_m}{T_L - T_m}$$

充型第 II 阶段的铸件/铸型界面换热系数表达式为：

$$h_2 = \frac{S\rho \left(C + \frac{\Delta L_f S \rho f_{scr} L}{T_L - T_k} \right)}{C_s \tau_2} \cdot \ln \frac{T_L - T_m}{T_k - T_m}$$

充型第 I 阶段的铸件/铸型界面换热系数随浇注温度的升高而变大，充型第 II 阶段的铸件/铸型界面换热系数受两相区长度 ΔL_f 影响很小。

(3) 将旋转粘度计测定的材料参数粘度和压铸实验求解计算的边界条件铸件/铸型界面换热系数应用于薄壁铝合金件压铸过程的充型仿真，建立了薄壁铝合金件压铸数值仿真模型。

第 4 章 薄壁铝合金件压铸充型流动行为

4.1 本章引言

压铸过程中金属液充填速度快、充型时间短，尤其对于薄壁铸件，金属液从浇注系统充型至薄壁位置时，铸件截面急剧变化，在这一瞬间，金属液的流态极其复杂，金属液同模具型腔以及型腔内的空气之间伴随着强烈的热量和动量的转换，同时金属液在充型过程中会发生凝固、卷气、卷渣等行为，这些与压铸件的结构设计和成型设计、合金液的粘度和压铸条件（压射速度、压力、合金温度、模具温度）都有密切的关系，对压铸件的质量起着决定性的作用^[70]。

然而，到目前为止，人们对压铸充型流动过程中的金属液填充模型还没彻底解释清楚，对于薄壁铝合金件压铸充型过程中的流动规律研究更少。因此，本章拟从流体力学角度来分析压铸充型过程中的流动特征。4.2 节结合仿真对薄壁铝合金件压铸充型进行实验研究；4.3 节采用 4.2 节相关实验数据计算压铸过程中的流体力学参数雷诺数 Re 和韦伯数 We ，结合仿真从流体力学角度对充型流动特征进行讨论，并建立薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型。

4.2 薄壁铝合金件压铸充型实验分析

4.2.1 充型流动长度分析讨论

4.2.1.1 实验结果

图 4.1 为薄壁 AlSi10MnMg 铝合金在不同浇注温度条件下的压铸流动试样实验实物，根据上文 3.4.3 节充型临界长度 L_{fc} 、极限长度 L_{fl} 的定义在图中给出了标定，其具体的充型流动长度值见前文 3.4.3 节中表 3.2。

由图 4.1(a)可知，浇注温度为 923K 时，薄壁铝合金流动试样在流经第 4 个拐角处时出现了明显的铸造缺陷，此长度对应为此浇注温度下的临界充型长度，由表 3.2 可知其充型临界长度为 510mm，充型极限长度和充型临界长度相差很小。由图 4.1(b)可知，浇注温度为 953K 时，充型临界长度在流经第 4 个拐角处之后才出现明显的铸造缺陷；充型临界长度、极限长度分别增加至 540mm 和 700mm，充型极限长度增加较多，充型极限长度已充型至第 5 个拐角处。继续升高浇注温度，充型临界长度和极限长度继续增加，当浇注温度为 983K 时，如图 4.1(c)可知，沿程的第一个明显的铸造缺陷出现在第 5 个拐角处，对应的充型临界长度为 710mm，相比浇注温度为 953K 时增加了约 32%，增幅较大；

同时充型液面前端已经充型至铸件中间集渣包处。当浇注温度提高至 1013K 时，充型临界长度和极限长度进一步增加，充型临界长度在流经第 6 个拐角处之后达 810mm，部分铝合金熔体已经充型至铸件中心集渣包处，铝合金熔体充型流动性好。综上所述，薄壁铝合金流动试样充型长度随浇注温度的升高而增加，当浇注温度较低时，流动长度增加较缓慢；当浇注温度从 953K 增加至 985K 时，充型流动长度增幅较大；然后随着浇注温度的继续升高，充型流动长度增幅又变缓。

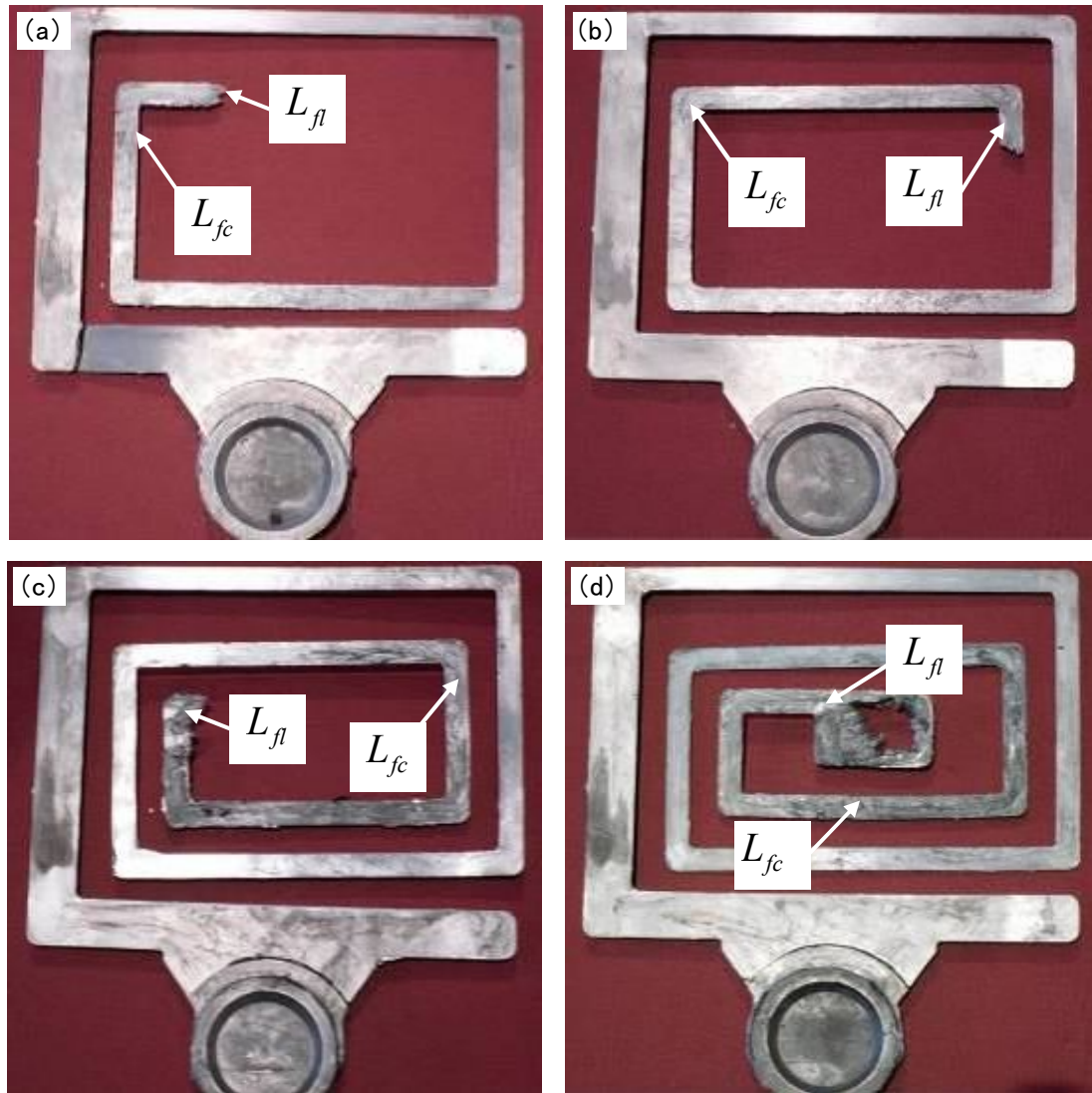


图 4.1 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

图 4.2 为薄壁 AlSi10MnMg 铝合金流动试样压铸充型临界长度 L_{fc} 、极限长度 L_{fl} 随浇注温度变化的曲线。由图可知，充型临界长度 L_{fc} 、极限长度 L_{fl} 均随浇注温度的升高而变长。充型极限长度随浇注温度大致呈线性增加关系，有如

下关系式：

$$L_{fl} = 4.39T - 3472 \quad (4.1)$$

由式 4.1 可知，浇注温度为 923~1013K 时，熔体温度每升高 1K，压铸薄壁铝合金流动试样充型极限长度平均增加约为 4.39mm。大量研究表明^[14,23,89]，压铸过程中充型流动长度随浇注温度的升高大致呈简单的递增关系，提高浇注温度，铝合金熔体粘度减小，充型过程中阻力减小，充型流动能力增强，因此充型流动长度增加；同时，较高的浇注温度会增加铝合金熔体的过热，熔体冷却凝固的时间变长，充型时间增加，充型流动长度变长。Kolsgaard^[84]通过一个重力砂型螺旋实验测得 AlSi7Mg-SiC 复合材料熔体的流动充型长度随熔体过热成线性增加关系，当熔体温度为 973~1033K 时，熔体温度每增加 1K，其充型流动长度增加为 1%。Sahoo 和 Sivaramakrishnan^[85]通过标准的砂型螺旋实验测定了 Al-8.3Fe-0.8V-0.9Si 合金熔体的充型长度，结果表明当熔体温度在 1133~1173K 范围时，熔体温度每升高 1K，其流动充型长度约增加 0.4%。在本文压铸过程中，H13 钢金属模相比砂型模拥有更高的冷却速度，同时金属模不利于排气，这些都有碍于熔体的充型；但是，压铸过程中合金熔体以很快的充型速度、较高的压力流入型腔，这增加了熔体充型的动力，充型能力相比重力砂型铸造增加。压力铸造相比比重力铸造拥有更大的充型能力，更适合于薄壁复杂铸件的生产，这亦和压铸的工艺特点一致。

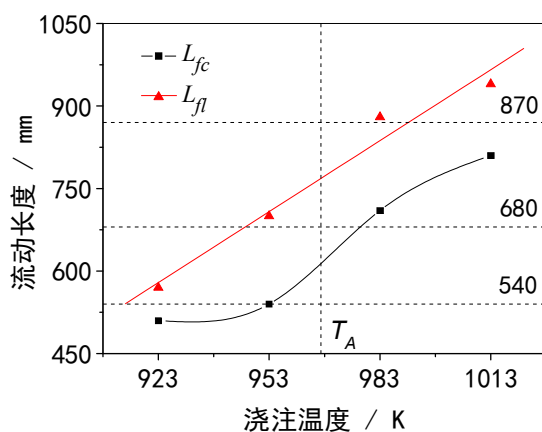


图 4.2 薄壁 AlSi10MnMg 铝合金压铸流动试样充型长度曲线

虚横线为拐角 Corner point 位置长度

由图 4.1 和图 4.2 还可以看出，流动试样充型末端大部分集中在铸件样件拐角处（Corner point），拐角位置如图 4.2 右边纵坐标值（540mm、680mm、870mm），这说明试样的形状很大程度上决定铸件的充型距离。铝合金熔体流经这些拐角处时，由于冲击碰撞引起铝合金熔体各质点流速的大小和方向发生急剧变化形成阻力，充型能力减小^[147]。因此铝合金熔体很容易在拐角处停止

流动。

由表 3.2 可知, 浇注温度为较低的 923K 时, 薄壁铝合金压铸充型临界长度 L_{fc} 为 510mm、极限长度 L_{fl} 为 570mm, 其充型长度差值 ΔL_f 为 0.06m, 充型沿途经过 4 个 90°拐角 (Corner point); 然后随着浇注温度的升高, 临界长度 L_{fc} 、极限长度 L_{fl} 均变长, 充型长度差值 ΔL_f 亦变大, 充型沿途经过的 90°拐角 (Corner point) 增多; 当浇注温度升高至 1013K 时, 铝合金熔体已经充型至薄壁流动试样中间集渣包内 (如图 4.1(d)所示), 其真实的充型流动极限长度 L_{fl} 实际大于 940mm, 那么其充型极限长度、临界长度的差值 ΔL_f 也大于 0.13m。从上面的分析可知, 浇注温度越高, 铝合金熔体的流动性越好, 充型阻力越小, 充型速度也就越快, 充型时间也相应变长, 充型极限长度、临界长度变长, 其增量也就越大, 其差值相对也就增加。

另外也可以发现, 浇注温度为较低的 923K 和 953K 时, 其充型临界长度发生在第 4 个拐角处 (540mm 处), 这就说明在浇注温度小于等于 953K 时, 此处容易产生明显的宏观铸造缺陷。当浇注温度升高至 983K 和 1013K 时, 其充型临界长度分别达 710mm 和 810mm。另外, 浇注温度为 983K 时的充型临界长度相比 953K 时增量明显, 或许薄壁 AlSi10MnMg 铝合金的压铸充型流动性在 953~983K 之间有一个突变, 也就是说在这个温度区间范围内存在一个临界温度 T_l , 其含义就是浇注温度高于 T_l 时压铸流动性较好, 反之, 流动性较差。这也表明在类似薄壁铝合金压铸过程中, 其浇注的最佳温度最好在 982K 左右。根据上一章 3.3 节对 AlSi10MnMg 合金粘度特征的分析, 当熔体温度在 T_A (957K) 附近时, 其粘度会发生急剧的变化; 温度高于 957K 时, 粘度较小, 变化也较小; 温度低于 957K 时, 粘度增加加快。将 T_A 温度线在图 4.2 中标定发现, T_A 温度刚好处在 953~983K 之间, 通过上面充型流动长度的分析可知, 当浇注温度从 953K 升高至 983K 时, 充型流动长度增幅最大。因此, 上文提到在熔体温度 953~983K 范围内存在的一个临界温度 T_l 就是 T_A 温度, 此温度条件下 AlSi10MnMg 合金熔体内部结构会发生 Al-Si 团簇形成的转变, 从而引起其自身粘度的突变, 相应的充型流动长度也存在类似的变化。

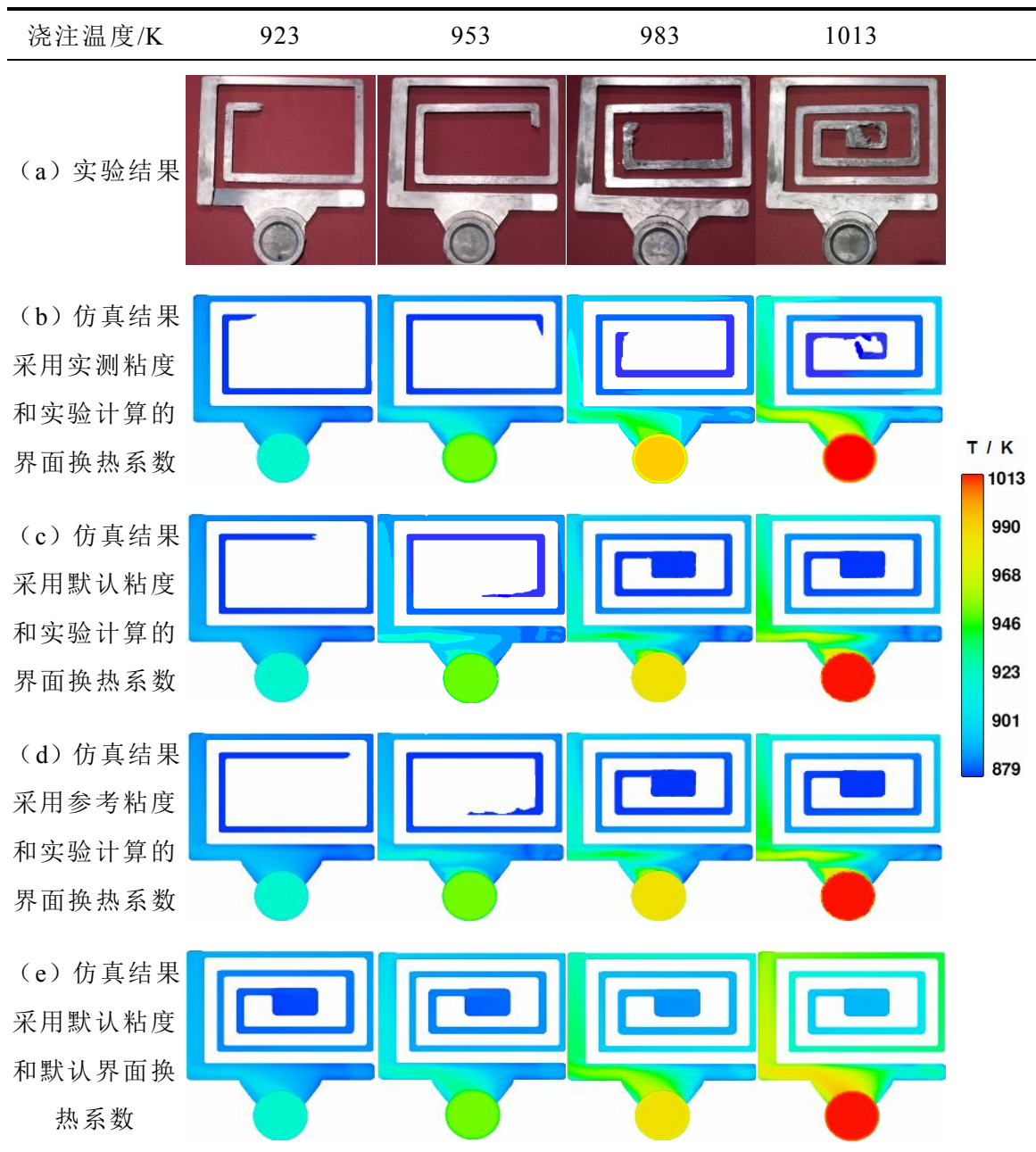
4.2.1.2 仿真结果

表 4.1 为薄壁铝合金流动试样充型完成时刻温度场仿真结果, 其充型流动长度即为完成时刻对应的长度。表 4.1 中, (a)行为实验结果, (b)行为采用本文旋转粘度测定的粘度和实验计算的界面换热系数的仿真结果, (c)行为采用软件默认的粘度和实验计算的界面换热系数的仿真结果, (d)行为采用参考粘度和实验计算的界面换热系数的仿真结果, (e)行为采用软件默认的粘度和默认的界面换热系数的仿真结果。表 4.2 为表 4.1 对应统计的流动试样压铸充型仿真长度

及其相对实验值的增长率。

由表 4.1 可知，采用本文旋转粘度计实测粘度和实验计算的界面换热系数方案计算的仿真结果在不同浇注温度下和实验结果都吻合较好，仿真预测的充型流动长度和实验测定的充型流动极限长度较一致。而采用其它粘度和界面换热系数方案计算的仿真结果均和实验结果相差较大，仿真预测的充型流动长度均大于实验结果；当浇注温度为 983K 和 1013K 时，仿真预测的流动试样已经充满型腔，这和实验结果完全相反。同样，当采用软件默认的界面换热系数来仿真计算时，其预测的流动试样充型情况在浇注温度为 953~1013K 范围内都充满了型腔，无法对充型过程做有效的分析。

表 4.1 流动试样充型完成时刻温度场仿真结果



由表 4.2 可知, 采用本文旋转粘度计实测粘度和实验计算的界面换热系数方案仿真预测的流动试样充型长度在不同浇注温度下和实验测定记录的长度吻合很好。而采用其它粘度和界面换热系数方案仿真预测的充型长度都大于实验值, 当浇注温度为 923K 和 953K 时, 仿真预测的充型流动长度相比实验长度增加了约 20%, 而当浇注温度更高时, 仿真预测的流动试样已经充满型腔, 其充型流动距离也已经远远大于 940mm, 仿真结果与实验结果相反, 仿真结果已经失真; 采用软件默认界面换热系数仿真预测的压铸流动试样都充满型腔, 仿真结果已经失真, 因此也就无法预测其充型流动长度。

表 4.2 流动试样充型仿真长度结果对比

浇注温度/K	923	953	983	1013
(a) 实验结果/mm	570	700	880	940
(b) 仿真结果				
采用实测粘度和实验计	560	690	880	940
算的界面换热系数	-1.8%	-1.4%	0	0
(c) 仿真结果				
采用默认粘度和实验计	680	830	失真	失真
算的界面换热系数	+19.1%	+18.6%		
(d) 仿真结果				
采用参考粘度和实验计	680	830	失真	失真
算的界面换热系数	+19.4%	+18.7%		
(e) 仿真结果				
采用默认粘度和默认界	失真	失真	失真	失真
面换热系数				

4.2.1.3 分析讨论

为了讨论不同方案测得的粘度值对薄壁铝合金流动试样压铸充型长度的影响, 同时验证其数值仿真模型, 如表 4.1 和表 4.2 中(b)行、(c)行和(d)行所示, 采用了相同的前文 3.4 节中实验计算的压铸铸件/铸型界面换热系数, 来讨论采用不同材料粘度参数对薄壁铝合金流动试样充型流动仿真结果的影响。(b)行为采用本文旋转粘度计测定的铝合金粘度仿真预测的流动试样压铸充型长度结果, 其充型长度在不同浇注温度条件下同实验结果吻合较好, 充型完成时刻前端温度刚好为停止流动的熔体温度 T_k 。(c)行为采用软件中铝合金默认粘度仿真预测的流动试样压铸充型长度结果, 其充型长度均大于实验值; 浇注温度为 923K 和 953K 时仿真预测的充型长度增加了约 19%; 浇注温度为 983K 和 1013K

时仿真显示流动试样充型完整，充型完成时刻前端温度均高于停止流动的熔体温度 T_k ，说明此时刻铝合金熔体还可以继续向前充型流动，实际仿真预测的充型长度还要增加。(d)行为采用参考文献中振荡粘度计测定的铝合金粘度仿真预测的流动试样充型长度结果，其充型长度比(c)行中采用默认粘度仿真预测的充型长度略大，且都大于实验值。

由前文 3.3.3 节可知，本文采用旋转粘度计测得的 AlSi10MnMg 粘度值远远大于采用振荡粘度计测得和软件默认的铝合金粘度值，而后两者粘度值大小相差很小。由上一章对粘度参数在数值仿真中的作用分析可知，粘度一方面会影响 N-S 方程中的粘性应力分量，粘度应力分量的大小与粘度 η 成正比，较大的粘度值对应的粘性应力分量越大，粘性应力分量阻碍熔体的流动，粘性应力分量越大充型的阻力越大，流动长度变短；另一方面 $K-\varepsilon$ 方程中要用到流体的粘度参数，粘度越大，紊流的程度越低，由紊流造成的流动阻力也就越小，紊流对流动长度的影响相应变小。

为了验证本文实验方法求得的界面换热系数的准确性，同时验证其数值仿真模型，如表 4.1 和表 4.2 中(b)行和(e)行所示，采用了相同的前文 3.3 节中采用旋转粘度计测得的铝合金粘度来分析讨论。由表 4.1 中(e)行和表 4.2(e)行可知，采用实验计算的压铸铸件/铸型界面换热系数仿真预测的流动试样充型长度同实验结果吻合很好，充型完成时刻前端温度刚好为停止流动的熔体温度 T_k 。而当采用默认换热系数仿真计算时，熔体都充填满流动试样型腔，仿真结果已经失真；此外还发现，仿真的熔体充满型腔时刻其前端温度都高于停止流动温度 T_k ，这表明熔体还可以继续充型，其充型长度和充型结果与实验结果相差更大。

由上一章对界面换热系数在数值仿真中的作用分析可知，界面换热系数描述的是热量通过铸件/铸型界面快慢的程度，界面换热系数越大，铝合金熔体热量散失的越快，温度下降越快，粘度相应增加越多，充型阻力增加，充型流动长度减短。

综上所述，在薄壁铝合金压铸过程中，采用旋转粘度计测定的铝合金粘度和本文实验计算的铸件/铸型界面换热系数的数值仿真所预测的充型流动长度与实验结果吻合较好；而采用振荡粘度计测定和软件默认的铝合金粘度、默认换热系数的仿真结果与实验结果相差较远，甚至仿真结果完全失真。因此，在此类薄壁铝合金件压铸数值仿真过程中，宜才用旋转粘度计测定的铝合金的粘度和本文实验计算的铸件/铸型界面换热系数，这一方面可以保证类似薄壁铝合金件压铸数值仿真模型的准确性，也从另一角度证明了旋转粘度计测定的铝合金粘度的准确性和本文实验计算的铸件/铸型界面换热系数的可靠性。

4.2.2 压射冲头运动规律

图 4.3 为不同浇注温度条件下的薄壁铝合金压铸压射冲头运动位移/时间 L_p-t 、速度/时间 v_p-t 曲线。由图可知,运动位移/时间曲线 L_p-t 、速度/时间 v_p-t 曲线在约 0.62s 时刻存在明显的拐点,此拐点也就是压铸机初始设置的压射冲头由慢转快时间切换点,在此时刻 0.62s 之前为慢压射过程,在此时刻 0.62s 之后为快压射过程,此切换点时刻值略大于初始设置值。实验用压铸机为电气控制液压系统,压铸过程整个压射动作的完成都由电气系统控制的液压机构系统完成,系统中各电气开关、液压泵、液压阀、液压缸和各管道中的高压液压油和蓄能器中高压气体都存在一定程度的滞后和延迟,综合作用的效果使得实际的压射冲头由慢转快时间切换点约有 0.02s 的滞后。

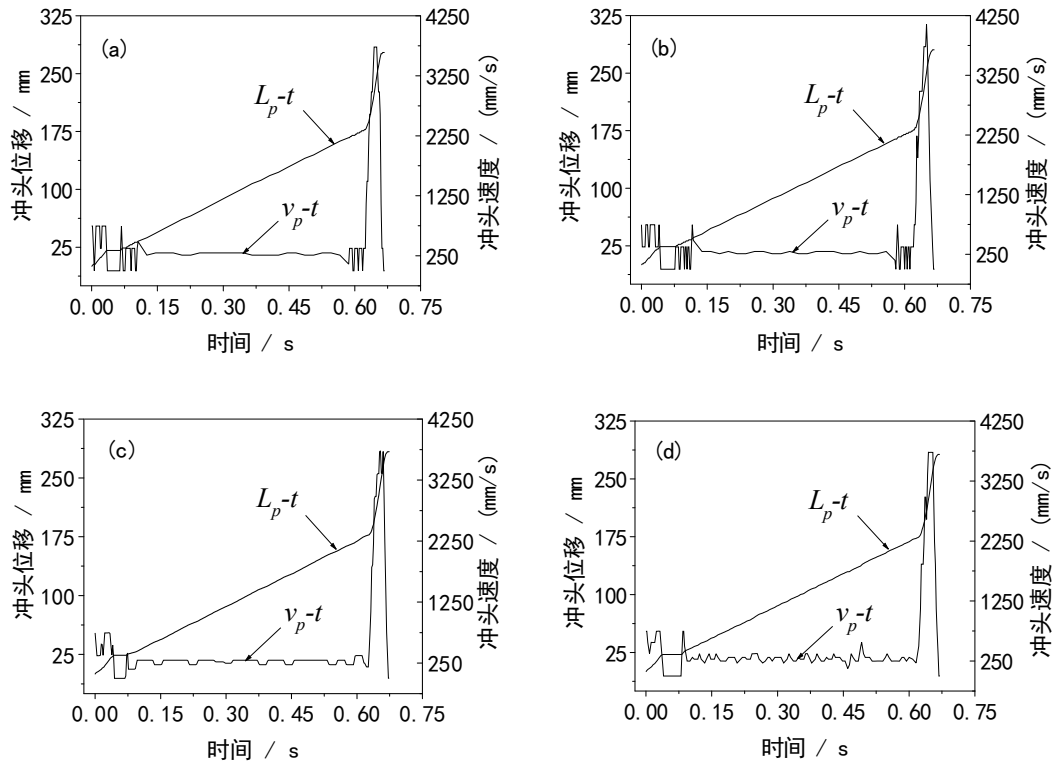


图 4.3 薄壁铝合金压铸压射冲头运动位移/时间 L_p-t 、速度/时间 v_p-t 曲线

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

由图 4.3 还可知,在约 0.04~0.08s 时间区间段,运动位移/时间曲线 L_p-t 、速度/时间 v_p-t 曲线存在相当程度的波动。运动位移/时间曲线显示在这段时间区间内压射冲头位移无变化,对应的运动位移/时间 L_p-t 曲线表明此时间区间内压射冲头速度为零,也就是说压射冲头在 0.04~0.08s 时间区间内处于静止状态。在压铸压射前,压铸机系统通过电机带动液压泵给主液压系统提供压力,执行元件液压系统处于待机状态,各机构处于相对静止。当压射动作一开始,液压

阀处于开启状态，高压液压油迅速进去压射油缸活塞带动压射冲头在压射室内作相对运动，压射冲头和压射室壁之间的阻力也由静摩擦力转变为动摩擦力，压射运动需要克服最大静摩擦力这一能量势垒就要求液压系统提供更大的压力。当压射冲头冲破最大静摩擦力能量势垒后加速运动，液压系统的滞后延迟使得加速后的液压缸液压油难以瞬间补充，因此在此时刻液压杆无法继续向前动作，压射冲头停止运动。然后随着时间的延续，当液压系统液压油得到补充后，压射冲头继续向前运动。

此外从图 4.3 中还可以看出，浇注温度为 923K 和 953K 时，压射冲头速度/时间 v_p-t 曲线在慢压射过程中很平稳，在压射开始阶段和由慢压射转快压射时刻波动较大；而浇注温度为 983K 和 1013K 时，压射冲头速度/时间 v_p-t 曲线在慢压射阶段有小的波动，在压射开始阶段和由慢压射转快压射时刻过渡迅速。这很可能是由于浇注温度较低时，铝合金熔体粘度较大、流动性较差，较低的温度也容易形成氧化夹杂，充型阻力较大，当压射冲头运动速度变化较大时（压射开始时刻和由慢压射转快压射时刻），压射冲头运动受阻使其速度/时间曲线波动较大；当浇注温度较高时，铝合金熔体粘度较小、流动性较好，充型阻力较小，压射冲头运动受到的阻力较小，压射冲头速度转化反应迅速。

4.2.3 充型时间、充型速度结果

对图 4.3 薄壁铝合金压铸压射冲头运动位移/时间 L_p-t 曲线、速度/时间 v_p-t 曲线末端局部放大，即可得到薄壁流动试样充型阶段压射冲头的运动位移/时间 L_p-t 曲线和速度/时间 v_p-t 曲线图，如图 4.4 所示。

由图 4.4(a)可知，浇注温度为 923K 时薄壁铝合金流动试样充型阶段压射冲头的运动位移/时间 L_p-t 曲线、速度/时间 v_p-t 曲线总体比较陡，而且曲线中存在平台，可能的原因是浇注温度较低时，铝合金熔体粘度变大，使得其充型流动性变差，充型阻力增大，压射冲头运动受阻发生顿挫而运动不连续。提高浇注温度，压射冲头的运动位移/时间 L_p-t 曲线、速度/时间 v_p-t 曲线有所平缓，曲线中也不存在有停顿，整个充型过程平稳。

根据前文 2.3.3 节所述，在图 4.4 中通过曲线确定实验数据点 A (τ_k, L'_f)、B (τ'', L'_{fc})、C (τ', L_0)、D (τ'', v_{pII}) 和 E (τ', v_{pI})，其中 A (τ_k, L'_f) 点为铝合金熔体充型完成时刻即充型至极限长度时刻对应的压射冲头运动的（时间，位移）；B (τ'', L'_{fc}) 和 D (τ'', v_{pII}) 点分别为铝合金熔体充型至流动试样临界长度时刻对应的压射冲头运动的（时间，位移）和（时间，速度）；C (τ', L_0) 和 E

(τ', v_{pl}) 点分别为铝合金熔体充型至流动试样型腔时刻对应的压射冲头运动的 (时间, 位移) 和 (时间, 速度)。

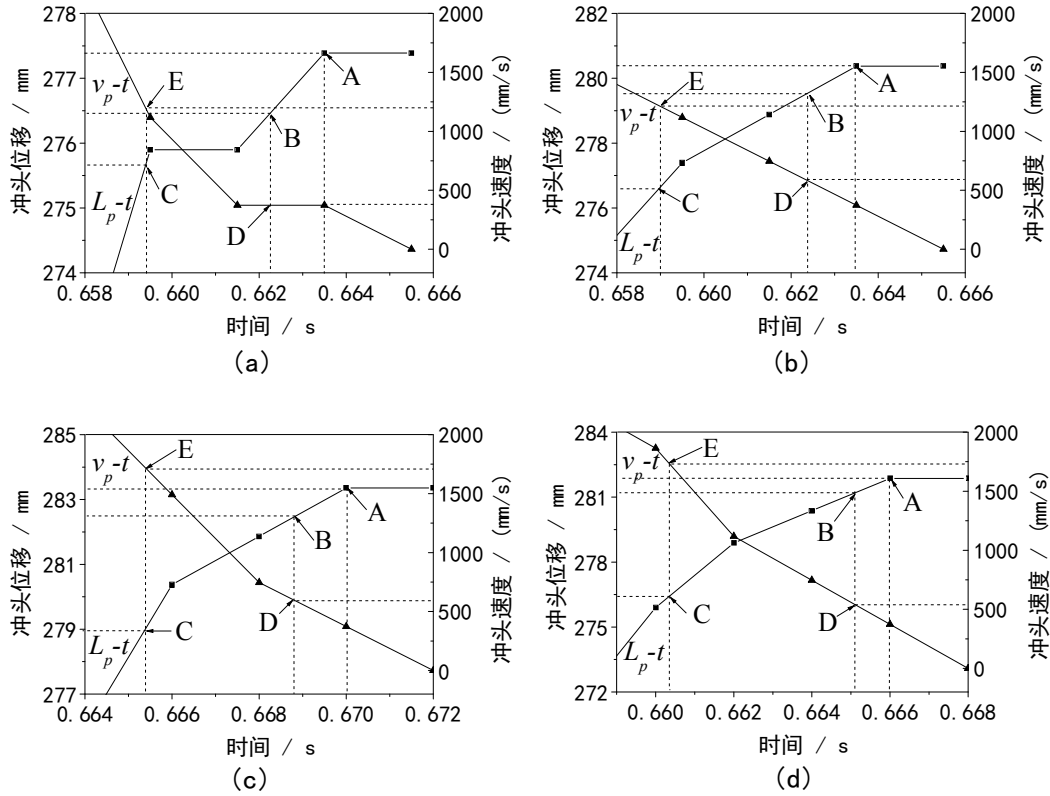


图 4.4 薄壁流动试样充型阶段压射冲头运动位移/时间 L_p-t 、速度/时间 v_p-t 曲线

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

由假设 1, 熔体密度不变, 根据熔体不可压缩原则有:

$$v \cdot S = v_p \cdot S_p \quad (4.2)$$

式 4.2 中: S 为流动试样截面面积 (m^2), $S = a \cdot \delta = 0.01 \times 0.0015 = 0.000015 \text{ m}^2$, a 为流动试样截面宽度 (m); S_p 为压射冲头截面面积 (m^2), $S_p = \frac{1}{4} \pi D_p^2 = \frac{1}{4} \times 3.14 \times 0.06^2 = 0.002826 \text{ m}^2$, D_p 为压射冲头直径 (m); v 为充型流动速度 (m/s); v_p 为压射冲头运动速度 (m/s)。

4.2.3.1 充型时间

图 4.5 为流动试样不同浇注温度条件下各阶段充型的时间, 具体的充型时间值见前文表 3.3。由图 4.5 可知, 薄壁铝合金压铸流动试样充型第 I 阶段的时间随浇注温度的升高逐渐变长; 浇注温度从 923K 增加至 953K 时, 充型时间从

0.0021s 增加至 0.0031s, 增幅达近 50%; 浇注温度 953K 增加至 982K 时, 相应的充型时间仅从 0.0033s 增加至 0.0035s, 增加的幅度很小; 继续提高浇注温度到 1013K 时, 充型时间又增加了 26%。在充型第 I 阶段过程中, 浇注温度越高, 铝合金熔体的过热越大, 铝合金熔体温度降至液相线温度时的温差越大, 需要放出的热量越多, 所需要的时间也就越长。

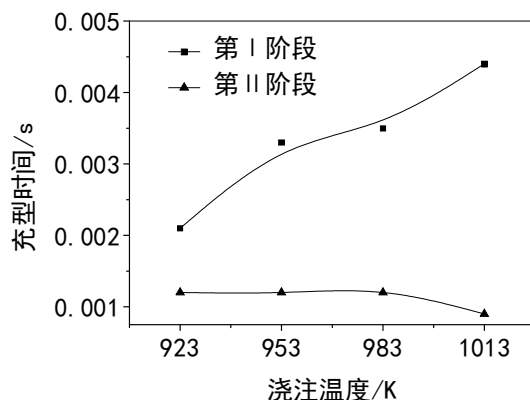


图 4.5 流动试样充型各阶段时间变化曲线

由图 4.5 还可知, 充型第 II 阶段的时间保持不变。在充型第 II 阶段过程中, 铝合金熔体的温度都是从液相线温度降至停止流动状态时的温度, 温差一样冷却过程中放出的热量总量也一样, 由于薄壁铝合金总的热量有限, 对铸型温度影响可以忽略不计, 那么此阶段充型时间也就不变。当浇注温度为 1013K 时, 流动试样充型第 II 阶段所需时间小于其它浇注温度条件下的时间, 原因是在此温度条件下流动试样已经完全充型, 还有部分铝合金熔体充型至铸件中间集渣包内, 使得实际的 $A(\tau_k, L'_f)$ 值变小, 对应的充型时间 τ_2 变短。

4.2.3.2 充型速度

以浇注温度 1013K 为例, 从图 4.4(d) v_p-t 曲线中读取对应时刻 τ' 和 τ'' 对应的压射冲头的速度 v_{pI} 和 v_{pII} , 将 v_{pI} 和 v_{pII} 代入式 4.2 即可获得流动试样内对应的金属液的充型流动速度 v_I 和 v_{II} 。同理可以获得浇注温度分别为 983K、953K 和 923K 时对应的 v_I 和 v_{II} 。图 4.6 为流动试样不同浇注温度条件下各阶段充型速度曲线, 具体的充型速度值见表 4.3。

由图 4.6 和表 4.3 可知, 随着浇注温度的升高, 铝合金熔体充型至薄壁流动试样型腔入口处时的速度呈增大趋势; 当浇注温度从 923K 提高至 953K 时, 速度增量很少, 在误差范围内可以认为速度不变; 当浇注温度升高至 983K 时, 速度增量达 42.5%; 当浇注温度继续升高至 1013K 时, 速度增量又变得很少。浇注温度越高, 铝合金熔体的粘度越小, 充型阻力越小, 铝合金熔体在充型过程中损失的动量也就越少, 其充型至流动试样型腔入口时的速度也就越大。随

着铝合金熔体继续向前充型，温度降低，粘度增加，当温度降至液相线温度时，铝合金熔体很可能不再是单纯的液相，充型过程中有可能会卷入气体和氧化物，同时还会析出高熔点相，这样其充型流动性大大减弱，动量损失极大，铝合金充型至流动试样临界长度处时刻的速度迅速降低。

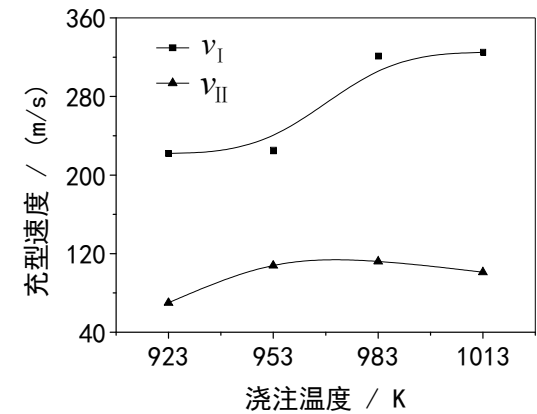


图 4.6 流动试样充型速度各阶段变化曲线

由图 4.6 和表 4.3 还可知，铝合金熔体充型至流动试样临界长度处时刻的速度随浇注温度的升高先增加，然后有下降的趋势。当浇注温度从 923K 增加至 953K 时，充型速度从 70m/s 增加到 108m/s，增幅达 54%；然后随着浇注温度的升高，充型速度有小幅增加；当浇注温度升高至 1013K 时，充型速度有所减小。从上面的分析可知，浇注温度较低时，铝合金熔体粘度大，充型阻力大，充型速度下降的快；当浇注温度大于 953K 时，铝合金熔体的流动总体较好，充型速度下降的慢。

表 4.3 流动试样充型速度

浇注温度/K		923	953	983	1013
充型至流动试样型腔处时刻	压射冲头速度 v_{pI} / (m/s)	1.18	1.20	1.71	1.73
	充型流动速度 v_I / (m/s)	222	225	321	325
充型至流动试样临界长度处时刻	压射冲头速度 v_{pII} / (m/s)	0.37	0.57	0.60	0.54
	充型流动速度 v_{II} / (m/s)	70	108	112	101

综上所述，对于 AlSi10MnMg 铝合金，在浇注温度在 923K~953K 范围时，合金熔体的粘度较大，合金充型流动性较差，充型距离较短，对应的充型时间、充型速度都较小；当浇注温度升高至 983K 时（高于 T_A 的 957K），合金熔体的粘度较小，合金充型流动性较好，充型距离较长，对应的充型时间、充型速度都较大。这和前文对粘度变化规律和充型流动长度变化规律的讨论一致。

4.3 薄壁铝合金件压铸充型流动特征

上文 4.2 节从实验的角度分析讨论了薄壁铝合金压铸充型过程中的流动长度、充型时间和速度规律，但这仅仅是基于实验结果的定性分析，无法从流体流动的本质揭示其充型流动特征。因此，本节采用上文 4.2 节实验测定的薄壁铝合金压铸充型的相关实验参数来计算其充型过程中的流体力学参数雷诺数 Re 和韦伯数 We ，拟从流体力学角度来分析其充型流动过程，以探索其金属液流动形态的规律，以有助于正确地设计浇注系统和获得优质压铸件。雷诺数 Re 是流体流动是否发生紊流的判据，韦伯数 We 可以判断充型液面前端是否发生喷射。

4.3.1 流体流动表征参数

(1) 雷诺数 Re

雷诺数 Re 是流体力学中表征流体流动的重要参数，其定义如下^[39]：

$$Re = \frac{\rho v_R d}{\eta} = \frac{\text{惯性力}}{\text{粘性力}} \quad (4.3)$$

式 4.3 中： ρ 是流体的密度 (kg/m^3)； η 是流体的粘度 ($\text{Pa}\cdot\text{s}$)， v_R 是流体中介于最大和最小速度之间的平均速度 (m/s)， d 是从最小速度到最大速度的过渡长度 (m)。 Re 数小，流体流动时粘性力占主要地位，流体呈层流流动状态； Re 数大，惯性力占主要地位，流体呈紊流流动状态。一般认为 $Re < 2000$ 时为层流状态，当 $Re > 10000$ 时，流动状态就会完全转化为紊流。

(2) 韦伯数 We

韦伯数 We 是流体力学中表征流体流动的另一重要参数，其定义如下^[39]：

$$We = \frac{\rho v_w^2 l}{\sigma} = \frac{\text{惯性力}}{\text{表面张力}} \quad (4.4)$$

式 4.4 中： v_w 为垂直于自由表面的法向分速度 (m/s)； l 为流动通道中的宽度 (m)； σ 为熔体的表面张力 (N/s)。 We 数可以用来判断表面张力是否能够阻止表面膜的破裂，使自由表面继续保持原来的形状。 $We < 1$ ，认为自由表面完整； $We > 1$ ，金属自由表面会不可避免地产生氧化膜的折叠卷入，同时也可能将空气卷入金属熔体中。Manzello 和 Yang 发现，当 We 数超过 60 时，流体自由表面会破碎成细小的液滴^[149]。

4.3.2 充型过程流体力学参数计算及特征

流体力学参数 Re 、 We 的计算需要用到熔体的粘度值，首先从前文 3.3.1

节图 3.4 中获得不同熔体温度时对应的粘度值, 如表 4.4 所示。

表 4.4 不同熔体温度时的铝合金粘度

铝合金熔体温度/K	879 (T_L)	923	953	983	1013
对应的铝合金熔体粘度/(Pa·s)	11.88	7.55	6.49	6.09	5.29

在本文压铸充型过程中, 将 v_R 看作是铝合金熔体流动的平均速度, d 取流动试样充型壁厚的一半, ρ 值取 2400kg/m^3 , d 值为 0.00075m , 将表 4.4 的粘度 η 值和表 4.3 中充型至薄壁流动试样型腔时刻、充型至流动试样临界长度时刻对应的 v_I 和 v_{II} 值代入式 4.3 即可求得对应的 Re 值。将 v_w 看作是金属液的平均速度, l 为流动试样的壁厚, ρ 值取 2400kg/m^3 , l 值为 0.0015m , σ 值取 1.0N/m , 将表 4.3 中充型至薄壁流动试样型腔时刻、充型至流动试样临界长度时刻对应的 v_I 和 v_{II} 值代入式 4.4 即可求得对应的 We 值。计算求得金属熔体充型流动过程中 Re、We 随时间变化的曲线如图 4.7 所示。由图 4.7 可知, 在各浇注温度条件下薄壁铝合金压铸充型过程中的 Re、We 在充型至流动试样型腔处时都会突然增加, 然后随着充型的进行逐渐减小。这时因为, 铝合金熔体充型至流动试样型腔处时, 试样截面面积和壁厚的突变会引起其流动的 Re、We 改变。

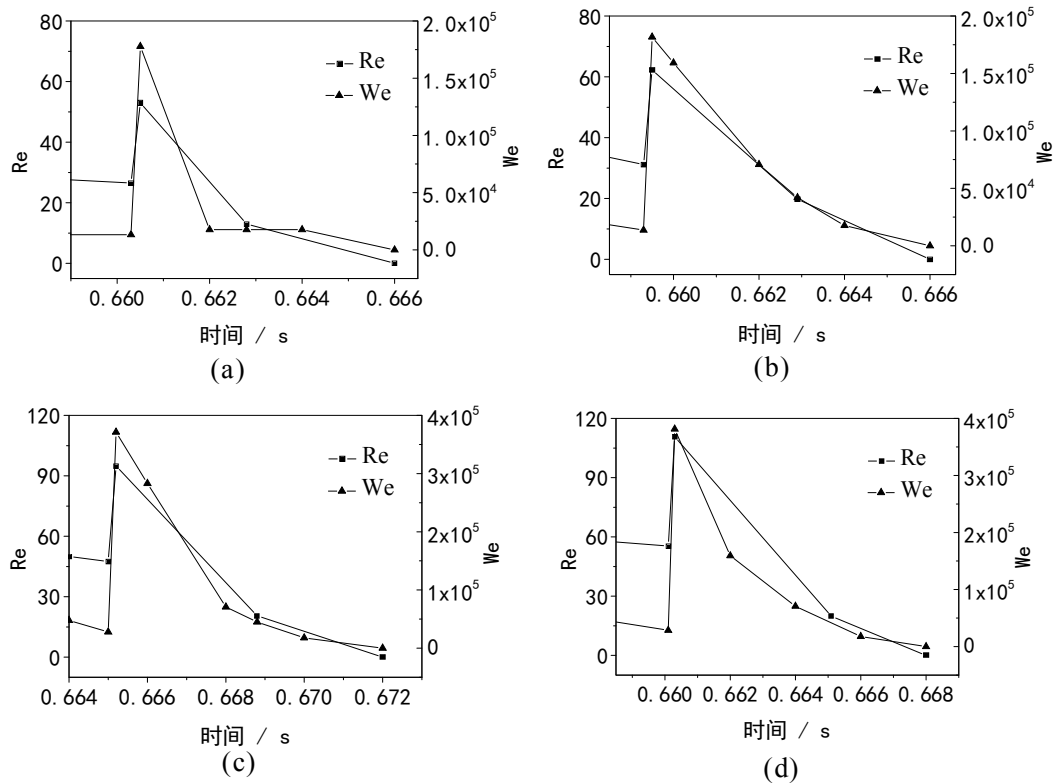


图 4.7 薄壁铝合金流动试样充型过程中的 Re、We 数

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

4.3.2.1 充型过程中的 Re 特征

以浇注温度 1013K 为例, 由图 4.7(d)可知, 当铝合金熔体充型至薄壁流动试样型腔时, 流动试样型腔截面积、充型壁厚发生急剧变化, 流动试样截面面积从 0.0001m^2 变小至 0.000015m^2 、充型壁厚从 0.005m 变薄至 0.0015m ; 同时由于截面面积变小还会引起充型速度增大。将变化后的速度和壁厚代入式 4.3, 计算可知充型流动的 Re 数瞬间增大 2 倍; 然后随着充型时间的增加, 充型过程继续进行, 充型距离变长, 铝合金熔体温度降低, 粘度变大, 充型阻力增强, 充型速度减慢, Re 数变小。同理, 其它浇注温度条件下的 Re 数变化也有类似的规律。浇注温度为 923K 时, 充型流动 Re 数变化较其它浇注温度要剧烈, 原因是较低温度下铝合金熔体粘度较大, 充型流动阻力大, 充型速度下降急促。

图 4.8 为不同浇注温度下铝合金熔体在流动试样中不同阶段时刻对应的充型流动 Re 数, 具体值见表 4.5。由图 4.8 可知, 随着浇注温度的升高, 铝合金熔体充型至流动试样型腔入口处时的 Re 数不断增加, 充型至流动试样临界长度处时的 Re 数先增加然后保持不变。浇注温度越高, 铝合金熔体的粘度越小, 铝合金熔体在流动试样型腔中充型流动时的速度越大, 因此 Re 数越大; 当铝合金熔体温度降至液相线温度时, 铝合金熔体粘度一定, Re 数同此时刻铝合金熔体的充型流动速度成正比。

在流体流动过程中, Re 数小, 流体流动时粘性力占主要地位, 流体呈层流流动状态, Re 数大, 惯性力占主要地位, 流体呈紊流流动状态。一般认为 $\text{Re} < 2000$ 为层流状态, 当 $\text{Re} > 10000$ 时, 流动状态就会完全转化为紊流。

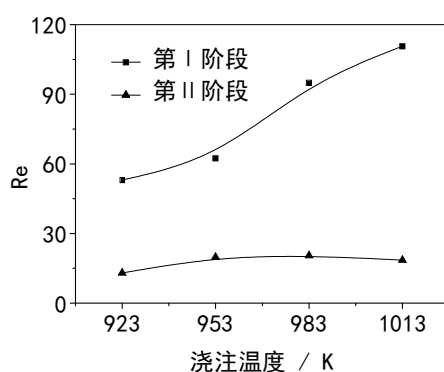


图 4.8 不同浇注温度下的流动试样充型 Re 数

表 4.5 不同浇注温度下各阶段的 Re 值

浇注温度/K	923	953	983	1013
充型至流动试样型腔处时的 Re 数	53.0	62.3	94.9	110.7
充型至流动试样临界长度处时的 Re 数	13.0	19.8	20.5	18.5

4.3.2.2 充型过程中的 We 特征

以浇注温度 1013K 为例, 由图 4.7(d)可知, 当铝合金熔体充型至薄壁流动试样型腔时刻, 试样尺寸发生急剧变化, 试样壁厚从 0.005m 变薄至 0.0015m, 试样截面面积从 0.0001m^2 变小至 0.000015m^2 会引起充型速度增大, 根据式 4.4 可知, 充型 We 数瞬间增大 13.3 倍; 然后随着充型时间的增加, 充型过程继续进行, 充型距离变长, 铝合金熔体温度降低, 粘度变大, 充型阻力增强, 充型速度减慢, We 数变小。同理, 其它浇注温度条件下 We 也有类似的规律。

图 4.9 为不同浇注温度下铝合金熔体在流动试样中不同阶段时刻对应的充型流动 We 数, 具体值见表 4.6。由图 4.9 可知, 随着浇注温度的升高, 铝合金熔体充型至流动试样型腔入口处的 We 数不断增加, 充型至流动试样临界长度处时的 Re 数先增加然后保持不变。浇注温度越高, 铝合金熔体在流动试样型腔中充型流动时的速度越大, 因此 We 数越大; 当铝合金熔体温度降至液相线温度时, 熔体粘度一定, We 数同此时刻铝合金熔体的充型流动速度的平方成正比关系。

铸造充型过程中, 金属熔体的惯性力可能会引起自由表面的扭曲变形, 可将其称之为紊态自由表面, 紊态自由表面会导致表面折叠、金属熔体额外氧化等现象。We 数可以用来判断表面张力是否能够阻止表面膜的破裂, 使自由表面继续保持原来的形状。We<1, 认为自由表面完整; We>1, 金属自由表面会不可避免产生氧化膜的折叠卷入, 同时也可能会将空气卷入金属熔体中。Manzello 和 Yang 发现, 当 We 数超过临界值 60 时, 金属熔体自由表面会破碎成细小的液滴^[149]。

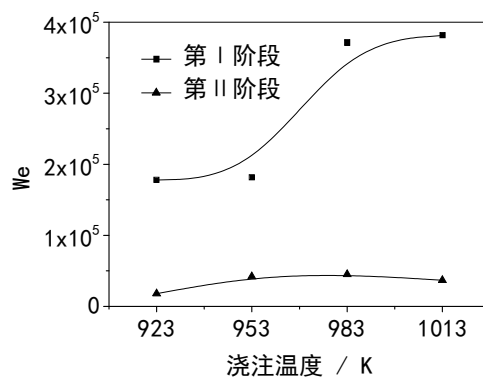


图 4.9 不同浇注温度下的流动试样充型 We 数

表 4.6 不同浇注温度下各阶段的 We 值

浇注温度/K	923	953	983	1013
充型至流动试样型腔处时的 We 数	177803	181700	371188	381252
充型至流动试样临界长度处时的 We 数	18075	41995	45121	36924

4.3.3 充型过程紊流仿真分析

数值仿真模型应用前文建立的薄壁铝合金压铸数值仿真模型，采用本文旋转粘度计测定的 AlSi10MnMg 合金的粘度和本文实验计算的界面换热系数，压铸工艺参数同表 2.2。

图 4.10 为不同浇注温度条件下的薄壁铝合金压铸充型紊流能量仿真结果。由图可知，浇注温度越高，紊流能量越大，越可能产生紊流。当铝合金熔体流经流动试样拐角处时，随后熔体充型流动紊流能量局部激增(如图中箭头所示)，然后沿充型流动长度的增加，充型紊流能量又趋于平缓；当熔体流经第二个拐角处时，紊流能量又发生激增，从而重复上述过程至充型结束。

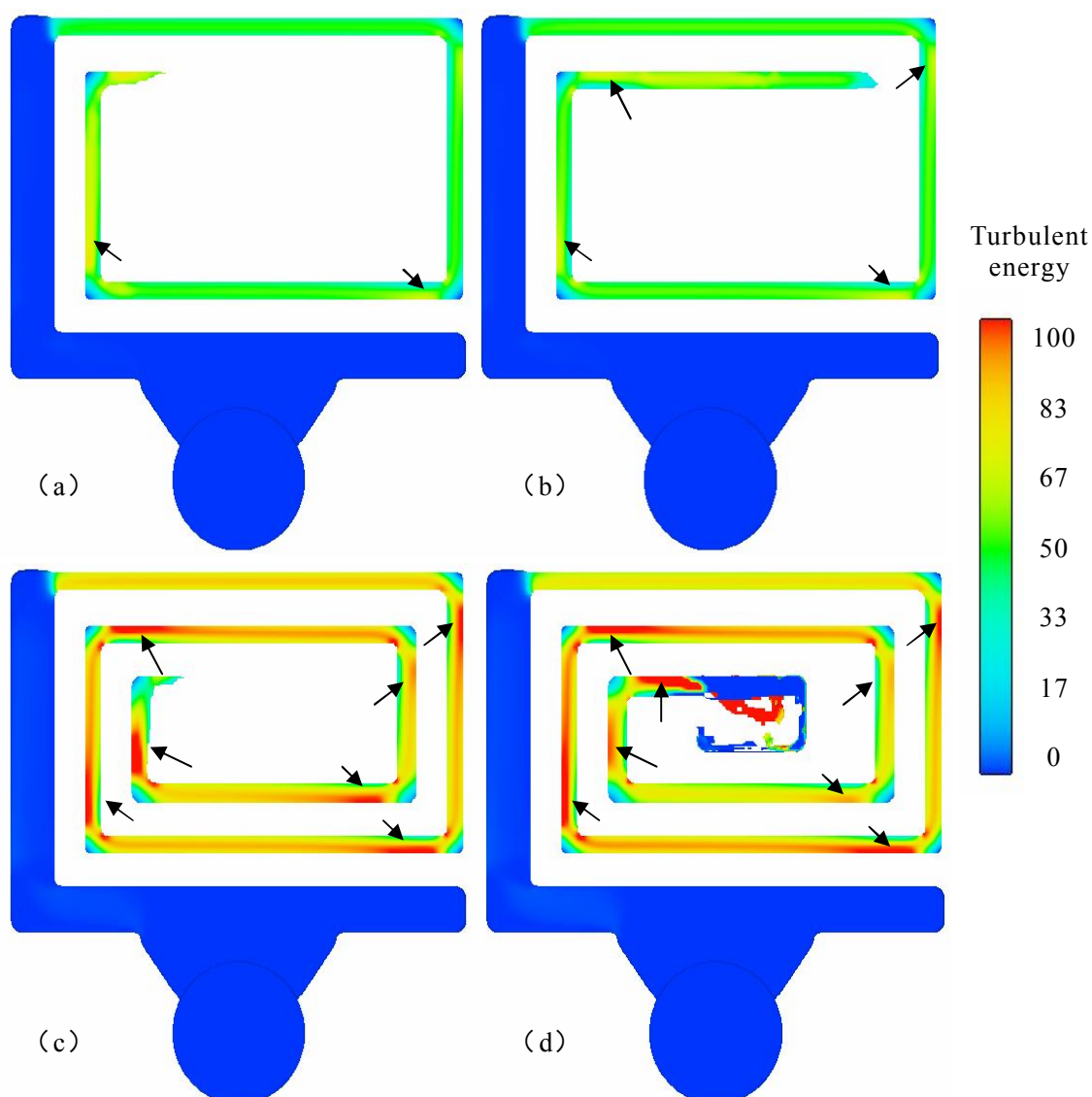


图 4.10 薄壁铝合金压铸充型紊流能量仿真结果 (箭头处紊流能量激增)

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

综上所述，此实验中 $\text{Re} < 2000$ 和 $\text{We} \gg 60$ ，金属熔体很可能以类似层流、充型前段液面自由表面破碎成细小液滴的喷射形式高速填充流动试样型腔；前

端喷射状的熔体液滴将会卷入氧化夹杂和气体，然后迅速冷却凝固，给充型流动带来相当大的阻力；当金属熔体充型至拐角处时，金属熔体流动方向急剧变化引起流体微团强烈的紊动，形成紊流；随着充型的进一步进行，熔体温度下降，充型速度减小、粘度增大，Re 数减小，熔体可能又恢复层流状态；然后如此反复至充型动力小于阻力总和时，充型完成。

4.3.4 薄壁铝合金件压铸充型金属液填充模型的建立

目前，经典的压铸充型金属液填充理论归纳起来有如下 3 种^[70]。(1) 喷射填充理论，认为金属液在填充过程中分为两个阶段：喷射阶段和涡流阶段。(2) “全壁厚”填充理论，认为金属液通过内浇口进入型腔后，即扩展至型壁，然后沿整个型腔界面向前填充，直到整个型腔全部充满金属为止。(3) 三阶段填充理论，第一阶段液体金属喷射入型腔与型壁相撞后，在型腔转角处产生涡流，并在型腔接触部分形成一层薄壳层；第二阶段在最初形成薄壳的空间内继续进行填充至填满型腔；第三阶段为在压力作用下凝固。

一般认为，流动方式由金属液的动能与流动阻力的关系决定，当动能克服阻力并达到足够大时，便呈现喷射填充形态，否则，就以全壁厚填充形态出现；填充开始常以喷射填充形态出现，随着流动阻力的增大，全壁厚充填形态出现逐渐增多。

然而对于本文研究的薄壁压铸件，其壁厚仅 1.5mm，当铝合金熔体充型至流动试样型腔时，由于截面剧烈变化且急剧转弯，金属液流发生急转弯，充型速度骤增。由图 4.7 可知，此时铝合金熔体充型流动的 Re 骤增，熔体有向紊流流动状态转变的趋势；同时，We 数也骤增，使充型液面前端产生喷射的趋势增加，喷射的熔体很容易冷却凝固造成很大的充型阻力，充型速度减慢，当充型速度减慢至某一临界值时，充型流动以全壁厚充型形式出现。Manzello 和 Yang 发现，当 We 数超过 60 时，流体自由表面会破碎成细小的液滴，将 We 数 60 代入式 4.4 求解不发生表面破碎的临界速度有：

$$We = \frac{\rho v_w^2 l}{\sigma} \geq 60 \quad (4.5)$$

求解不等式 4.5，当垂直于自由表面的法向分速度 $v_w \leq 4\text{m/s}$ 时，整个流动试样中全部发展成全壁厚填充形式，4m/s 的充型速度也就是转变临界充型速度，把此临界速度代入 4.5 求得此时刻对应的压射充型运动速度约为 0.02m/s。然而在实际的压铸过程中，压射充型速度很快、时间极短，当压射冲头速度降为 0.02 m/s 时，即使通过本文 1000Hz 的高速摄像机也难以记录其运动过程，可以认为其已经停止运动，那么在整个充型过程中都不会全部发展成全壁厚填充形式。

因此，作者提出了一种针对薄壁铝合金压铸金属液的填充理论，它结合了喷射填充理论和“全壁厚”填充理论，认为在其充型过程中，喷射状态和“全壁厚”状态一直存在且保持至充型结束，其示意图如图 4.11。

如图 4.11 所示，铝合金熔体从左边充型进入流动试样型腔后，由于 $Re < 2000$ ，金属熔体很可能以类似层流进入流动试样型腔。同时由于其充型速度 v 远大于临界速度 4m/s ，充型流动过程中 $We \gg 60$ ，金属液面前端会破碎成细小的液滴、成喷射状高速填充流动试样型腔，如图 4.11 右端所示。由于流动试样壁厚很薄仅 1.5mm ，喷射状的熔体遇到型壁后很快发展成“全壁厚”状态，如图 4.11 左端所示。随着充型的进行，右端熔体液面前端喷射状的熔体液滴将会卷入型腔中的气体和氧化夹杂，温度迅速降低，熔体粘度增大，给充型流动带来很大的阻力，但是由于压铸本身充型速度极快，充型速度无法降至临界速度以下，右端液面前端还是会成喷射状充型，而左端由于壁厚限制空间有限，只能以“全壁厚”状态向前充型。当金属熔体充型至拐角处时，金属熔体流动速度方向急剧变化，且局部位置速度激增，激增的速度会引起流体微团强烈的紊动，形成紊流，充型阻力大大增加；随着充型的进一步进行，熔体速度又趋于平缓，且熔体温度下降，粘度增大， Re 数减小，熔体可能又恢复层流状态；然后如此反复至充型动力小于阻力总和时，充型完成。

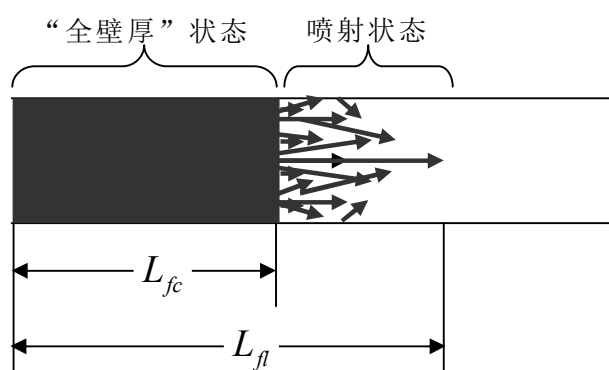


图 4.11 薄壁铝合金压铸充填模型

另外，结合前文 3.4.1 节对充型过程的分析，在图 4.11 中还标定了“全壁厚”充型段和喷射段的长度，“全壁厚”长度等于充型临界长度 L_{fc} 。“全壁厚”充型段由于铝合金熔体是沿着型腔壁截面向前充型，直到整个充型完成，充型是由左至右充型，型腔中的空气可以得到充分的排除，难以形成卷气、卷渣等缺陷。对于喷射段的长度，由于其充型过程中液面前端始终保持喷射状态，在充型过程中必定会卷入型腔中的气孔，同时喷射产生氧化物和渣也会卷入熔体中，而且充型距离越长，卷气、卷渣就越严重，从而造成宏观的缺陷，这也和前文 3.4.3 节中临界长度的定义一致。

4.4 本章小结

(1) 采用旋转粘度计测定的铝合金粘度和压铸实验计算的铸件/铸型界面换热系数仿真预测的薄壁铝合金压铸流动试样充型长度和实验结果吻合较好。薄壁铝合金压铸流动试样充型最小临界长度在浇注温度为 923K 时经过 4 个 90° 的拐角后达 510mm，最大临界长度在浇注温度为 1013K 时经过 6 个 90° 的拐角后达 810mm。

(2) 薄壁铝合金流动试样压铸充型第 I 阶段的时间随浇注温度的升高而增加，充型第 II 阶段的时间不变。铝合金熔体充型至流动试样型腔入口处时刻的速度随浇注温度的升高而增加，充型至临界长度处时刻的速度先增加后减小。薄壁铝合金流动试样压铸充型过程的 Re 数和 We 数随浇注温度的升高均增加。流动试样压铸充型过程中 $Re < 2000$ 和 $We \gg 60$ ，铝合金熔体以层流、充型前端液面自由表面破碎成细小液滴的喷射形式高速填充流动试样型腔。

(3) 建立了一种针对薄壁铝合金压铸金属液填充理论模型，它结合了喷射填充理论和“全壁厚”填充理论，认为在其充型过程中，喷射状态和“全壁厚”状态一直存在且保持至充型结束。“全壁厚”状态位于流动试样入口段，其长度等于充型临界长度 L_{fc} 。喷射状态位于充型液面前段，其长度等于 $\Delta L_f = L_{fl} - L_{fc}$ 。浇注温度越高，随着总充型长度的增加，喷射状态段长度、“全壁厚”状态长度均增加。

第 5 章 薄壁铝合金件压铸组织力学性能规律

5.1 本章引言

由上一章可知，薄壁铝合金件在压铸充型过程中，铝合金熔体以层流、充型前端液面自由表面破碎成细小液滴的喷射形式高速填充流动试样型腔，然后在压力下凝固，其组织会经历一系列动态变化，这种变化反过来又会影响充型过程和成型零件的性能。如果成型后零件的组织不均匀，就会产生力学性能的不均匀。

目前，研究工作者主要集中在压铸成型工艺参数对成型后零件组织力学性能的影响，对于充型过程中组织如何演变、成型工艺参数对充型过程中组织力学性能影响的研究还很少见。为此，本章在上一章研究了薄壁铝合金压铸充型过程中的流动规律的基础上讨论其组织力学性能，着重讨论充型沿程的组织力学性能。5.2 节结合仿真分析流动试样中的气孔，并建立薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型；5.3 节结合仿真系统研究流动试样的组织结构；5.4 节讨论流动试样的力学性能；5.5 节将建立的数值仿真模型应用于薄壁铝合金电机盖的工艺优化。

5.2 薄壁铝合金件压铸过程中的气孔分布

5.2.1 入口处气孔和密度

图 5.1 为不同浇注温度条件下的薄壁铝合金压铸流动试样型腔入口（45mm）处的低倍金相组织照片。由图 5.1(a)可知，浇注温度为 923K 时，试样中没有观察到有明显的气孔。升高浇注温度至 953K，试样中发现有明显的卷气孔，如图 5.1(b)所示卷气孔尺寸达 150 μm ，卷气孔形状不规则，分布也不均匀。浇注温度为 983K 时，如图 5.1(c)所示试样中出现了大量针状气孔，针孔尺寸很小且分布于整个试样；此外，试样中还出现少量规则的圆形气孔，气孔尺寸相对针孔要大，分布也比较均匀。浇注温度温 1013K 时，如图 5.1(d)所示试样中表现为大面积弥散分布的气孔，气孔呈球状且分布均匀，气孔尺寸介于针孔和卷气孔之间。综上所述，薄壁铝合金压铸流动试样型腔入口（45mm）处的气孔随浇注温度的升高逐渐增多，浇注温度较低时气孔相对很小，然后随着浇注温度的升高出现尺寸较大、形状不规则的卷气孔，再接着出现大量针状气孔，最后发展成弥散状气孔。

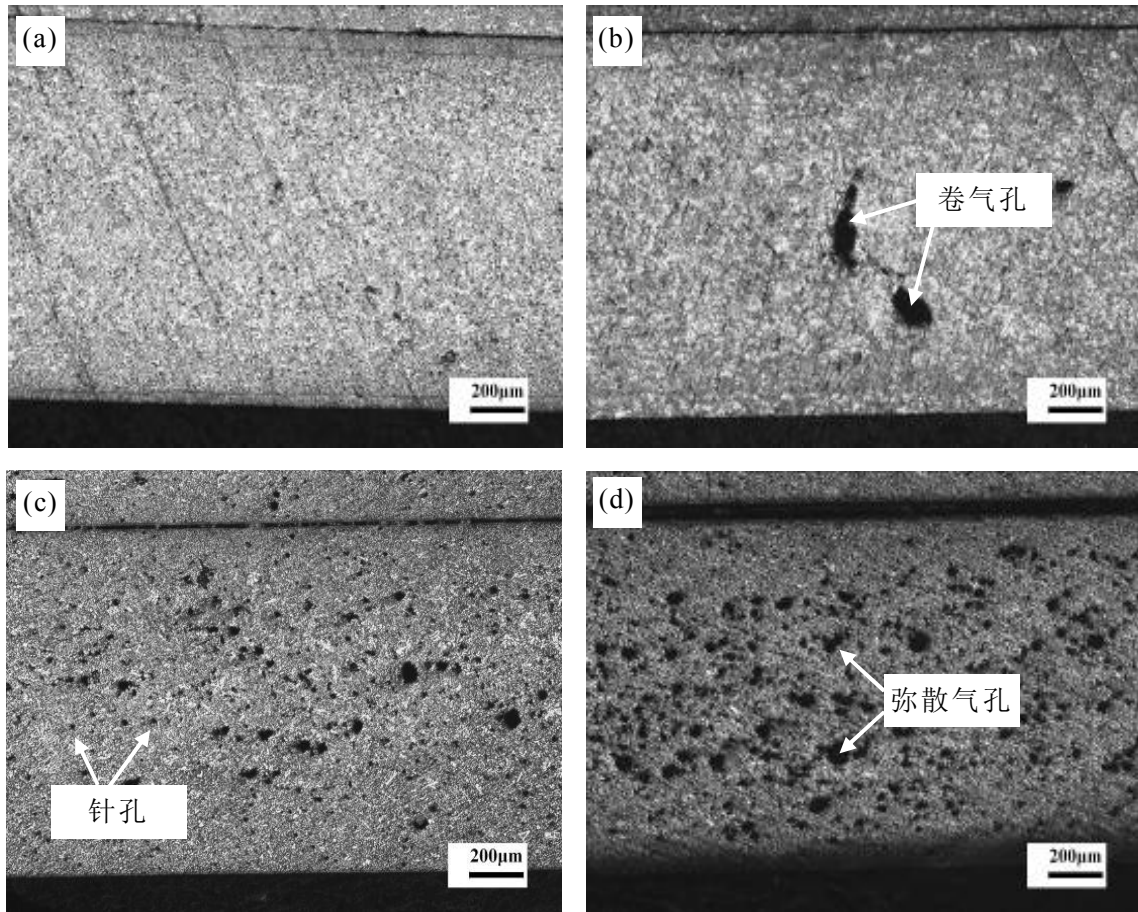


图 5.1 薄壁铝合金压铸流动试样入口（45mm）处的低倍金相组织

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

在铝合金铸造过程中，针孔一般为氢气孔，液态铝合金熔体中的氢气含量随浇注温度的升高逐渐增加，那么其在凝固过程中释放的氢气逐渐增多，流动试样中氢气针孔的数量增加；根据图 5.1 的实验结果表明，当浇注温度达到 983K 时，AlSi10MnMg 铝合金熔体中的氢气含量剧增，对应的流动试样中开始出现大量的针状气孔。由上一章可知，铝合金熔体充型至流动试样型腔入口处时刻的充型流动速度随浇注温度的升高逐渐增大，因薄壁试样型腔的气体在金属压铸模中难以迅速排逸，铝合金熔体在充型过程中会卷入型腔中的大量气体，充型速度越大，卷入的气体也就越大；浇注温度为 923K 时，其充型流动速度高达 222m/s，在浇注温度为 1013K 时甚至快接近音速的 325m/s，由前文计算其充型流动的 We 高达 381252、远大于 60，高速的铝合金熔体呈喷射雾化状高速填充薄壁流动试样型腔，充型液面前端会破碎成细小的液滴，型腔中的气体被高速的铝合金熔体碰撞、破碎和雾化，最后形成大量弥散状的气孔；而且浇注温度越高，液态铝合金流动性越好，充型流动速度越大， We 数也越大，形成弥散状气孔的趋势也就越大；此外，高速填充的铝合金熔体在充型过程中很容易卷入充型液面前端的氧化夹杂而形成卷气孔，合金熔体流动性越差，越容易

卷气卷渣。

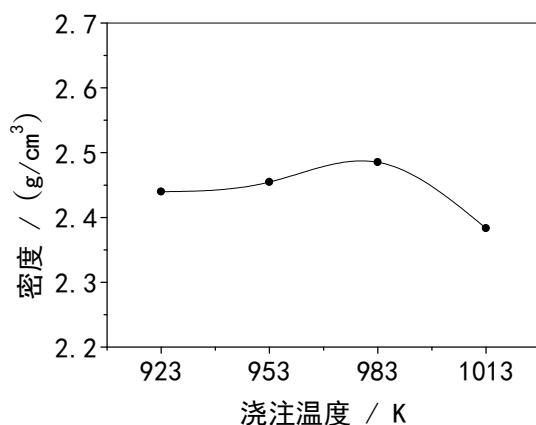


图 5.2 薄壁铝合金压铸流动试样入口处密度

图 5.2 为不同浇注温度条件下的薄壁铝合金压铸流动试样型腔入口（45mm）处的密度。由图可知，流动试样型腔入口处的密度随浇注温度的升高先增加后减小，密度越大，组织越致密。由上一段对气孔的分析可知，流动试样型腔入口处的氢气针孔和弥散气孔均随浇注温度的升高逐渐增多，那么密度应该减小；另一方面，浇注温度越高熔体流动充型性越好，压射冲头压力作用其充型凝固的效果增强，这样更有利于其补缩，微观缩松等缺陷减少，密度相对会变大。流动试样密度受这两者因素综合影响，当浇注温度低于 983K 时，压射冲头的压力补缩占主导地位，流动试样的密度随浇注温度的升高有所增加；当浇注温度高于 983K 时，由于其气孔大量增加，气体含量增多，导致流动试样密度急剧降低。

5.2.2 沿程气孔和密度

图 5.3 为浇注温度 923K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的低倍金相组织。由图可知，浇注温度为 923K 时，薄壁铝合金压铸流动试样沿程气孔随充型流动沿程长度的增加逐渐增多。充型沿程距离 $\leq 235\text{mm}$ 时，如图 5.3(a)、(b)和(c)所示试样中看不到明显的气孔；当充型沿程距离达 330mm 时，也就是在流动试样充型末端出现少量不规则的卷气孔，同时还观察到有大尺寸不规则的缩气孔。浇注温度较低时，铝合金熔体中溶解的氢气含量较少，在凝固过程中析出的氢气少，针孔数量很少；随着充型流动长度的增加，试样充型前端在充型过程中与型腔中的气体接触时间长，容易产生氧化和卷入气体形成卷气孔；在流动试样充型末端，由于铝合金熔体的凝固收缩和压射冲头压力的损失无法有效的补缩从而导致形成缩气孔。

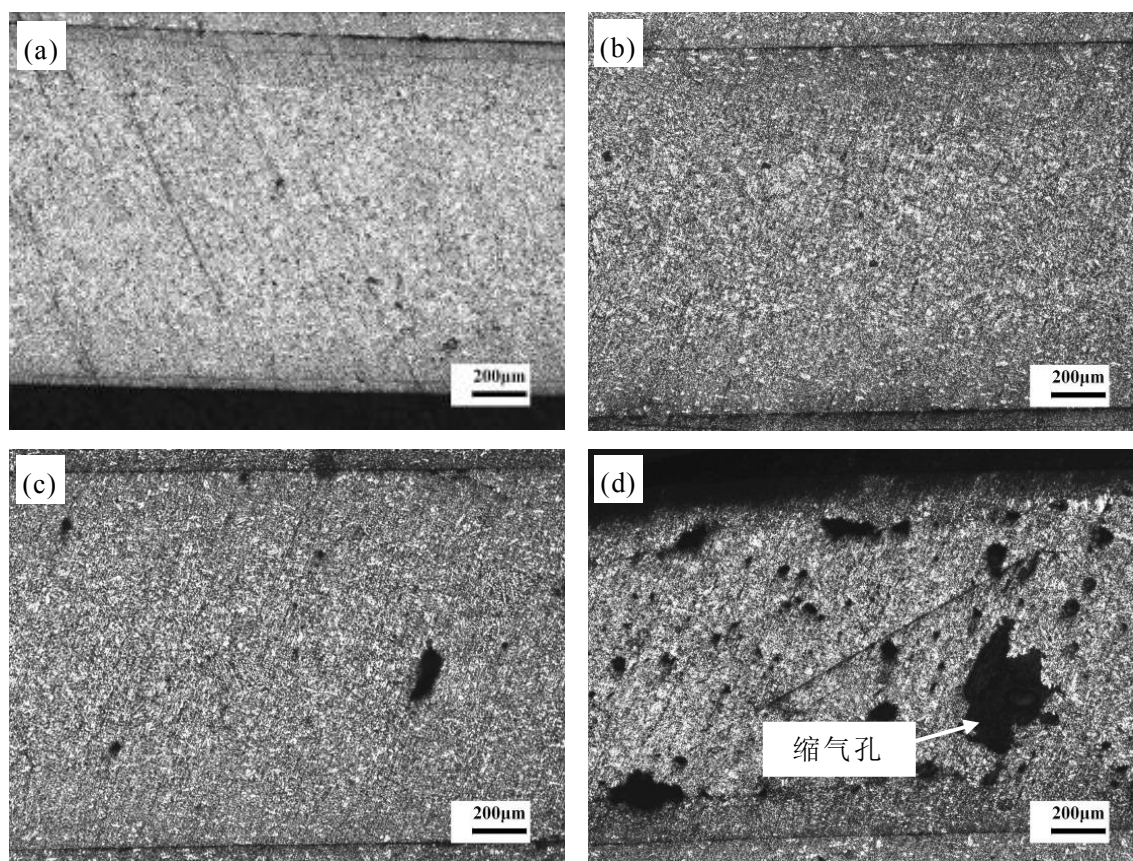


图 5.3 浇注温度为 923K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织

沿程位置：(a)45mm; (b)135mm; (c)235mm; (d)330mm

图 5.4 为浇注温度 923K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的密度。由图可知，当充型沿程距离 $\leq 235\text{mm}$ 时，流动试样充型沿程的密度随充型流动长度的增加缓慢增大，然后随着充型流动长度的增加急剧下降。密度急剧下降的主要原因是此处刚好在一个拐角处之后，熔体流动性差，压力损失较大无法补缩形成缩气孔，此外，充型液面前端卷气现象严重。

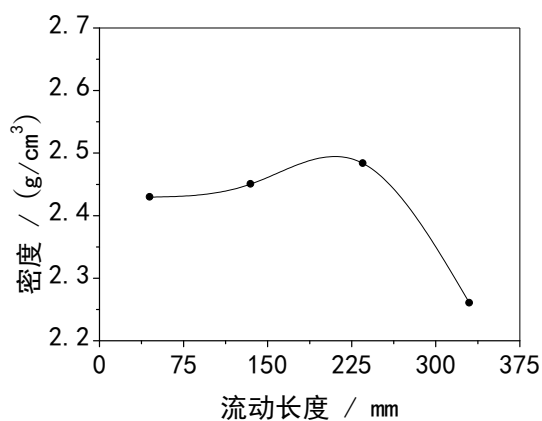


图 5.4 浇注温度为 923K 时流动试样沿程密度

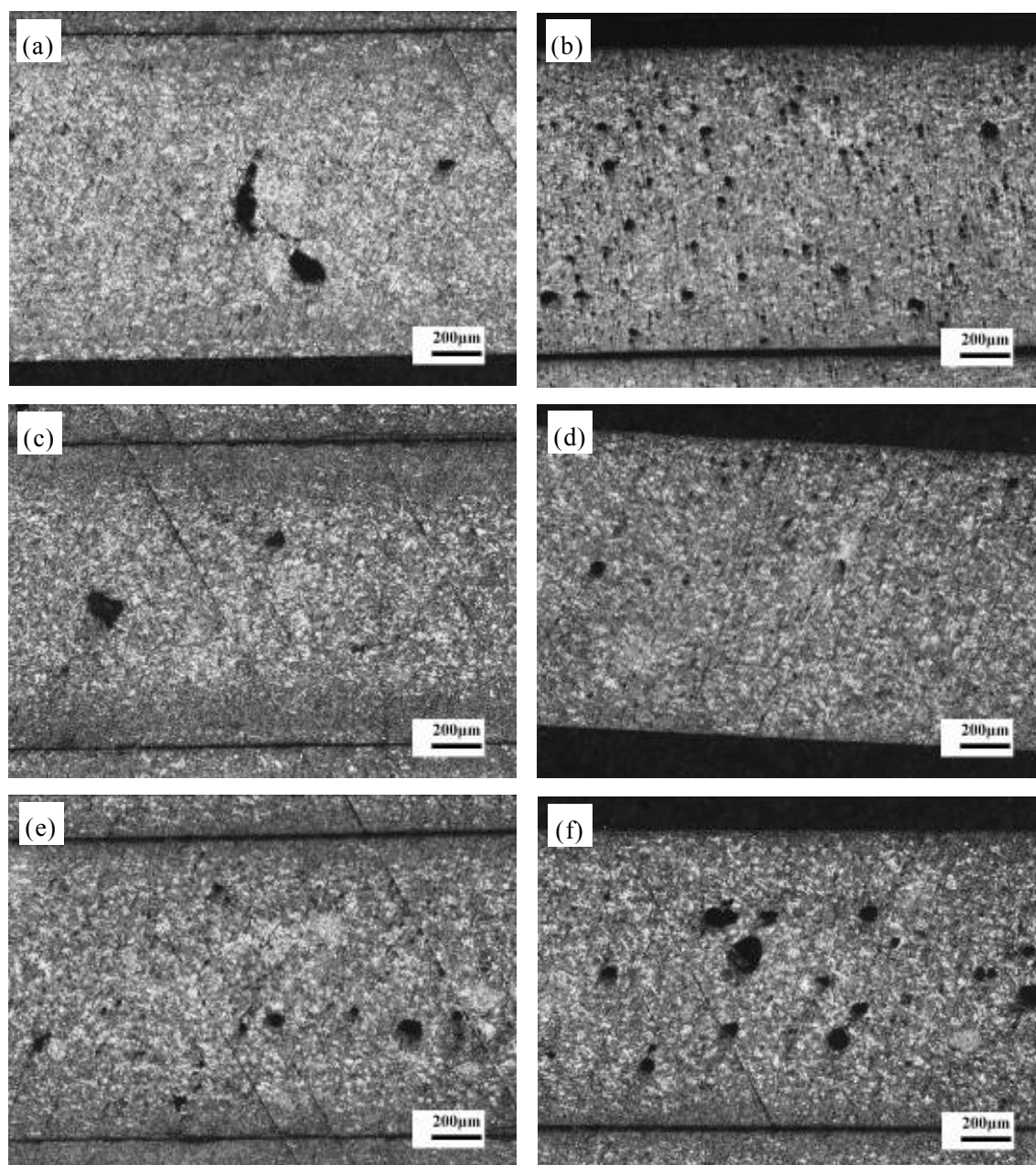


图 5.5 浇注温度为 953K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织

沿程位置: (a)45mm; (b)135mm; (c)235mm; (d)330mm; (e)410mm; (f)495mm

图 5.5 为浇注温度 953K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的低倍金相组织。由图可知, 浇注温度为 953K 时, 薄壁铝合金压铸流动试样中的气孔随充型流动沿程长度的增加先减少后增加, 气孔总的数量不多, 尺寸较小也比较规则。如图 5.5(b)所示, 充型沿程距离达 135mm 时, 也就是在流动试样第一个拐角处出现了少量针状气孔, 同时还发现有圆状气孔, 圆状气孔尺寸较针孔大、分布比较均匀。然后随着充型沿程距离的增加, 在充型流动长度 235~330mm 范围内, 如图 5.5(c)、(d)所示试样中气孔减少, 仅观察到少量的卷气孔。当沿程距离 ≥ 330 m 后, 如图 5.5(e)、(f)所示试样中气孔又开始增加。首

先, 浇注温度升高, 铝合金熔体中溶解的氢气增多, 在凝固过程中析出的氢气增多; 此外, 随着浇注温度的升高, 铝合金熔体充型至流动试样入口处的流动速度增大, 充型流动距离增加, 充型流动距离的增加会产生两个影响: 一是充型前端与型腔中气体接触的时间变长, 产生氧化和卷气的趋势增大; 二是靠近流动试样入口处的气体排逸的距离增加, 也容易产生气孔, 因此就出现气孔沿充型流动长度的增加先减少后增加的现象。对比浇注温度为 923K 时的沿程气孔发现, 浇注温度为 953K 时充型流动沿程大于 330mm 之后的气孔变化趋势类似于浇注温度 923K 时的气孔变化, 这可能是由于随着压铸充型流动的进行, 铝合金熔体温度不断下降, 浇注温度较高的充型前段的铝合金熔体状态类似于浇注温度较低时充型过程中的铝合金熔体状态。

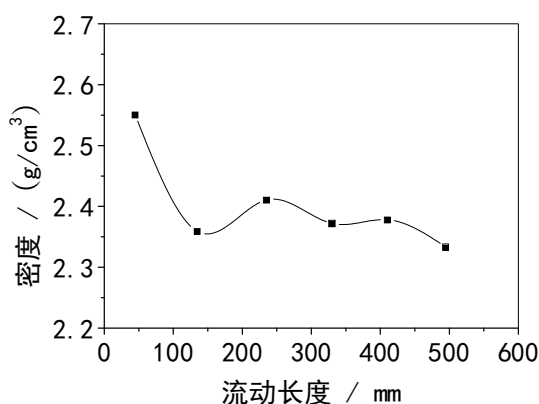


图 5.6 浇注温度为 953K 时流动试样沿程密度

图 5.6 为浇注温度 953K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的密度。由图可知, 充型流动沿程距离 $\geq 135\text{mm}$ 时, 也就是流经流动试样第一个拐角处时, 流动试样充型沿程的密度急剧下降, 然后随充型流动长度的增加变化很小。浇注温度为 953K 时, 流动试样中的气孔总体含量较小, 气孔对试样密度的影响主要集中在入口处和充型液面前端位置处; 由于温度相对提高, 熔体流动性变化, 压力作用相对增强, 使得密度变化不大。但是, 浇注温度为 953K 时, 流动试样的密度总体较小, 组织不致密。

图 5.7 为浇注温度 983K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的低倍金相组织。由图可知, 浇注温度为 983K 时, 薄壁铝合金压铸流动试样中的气孔随充型流动沿程长度的增加先减少后增加, 气孔数量相比浇注温度为 953K 时增多。由图 5.7(a)、(b)、(c)、(d)和(e)可知, 当充型流动距离 $\leq 410\text{mm}$ 时, 试样中可以观察到明显的针孔, 针孔数量随充型距离的增加有所减少。由图 5.7(a)、(b)可知, 当充型流动距离 $\leq 135\text{mm}$ 时, 也就是在流动试样第一个拐角前试样中出现了大量弥散气孔, 弥散气孔尺寸较小且分布均匀, 弥散气孔数量随充型距离的增加而减少。如图 5.7(f)和(g), 随着充型沿程距离的进一步增加,

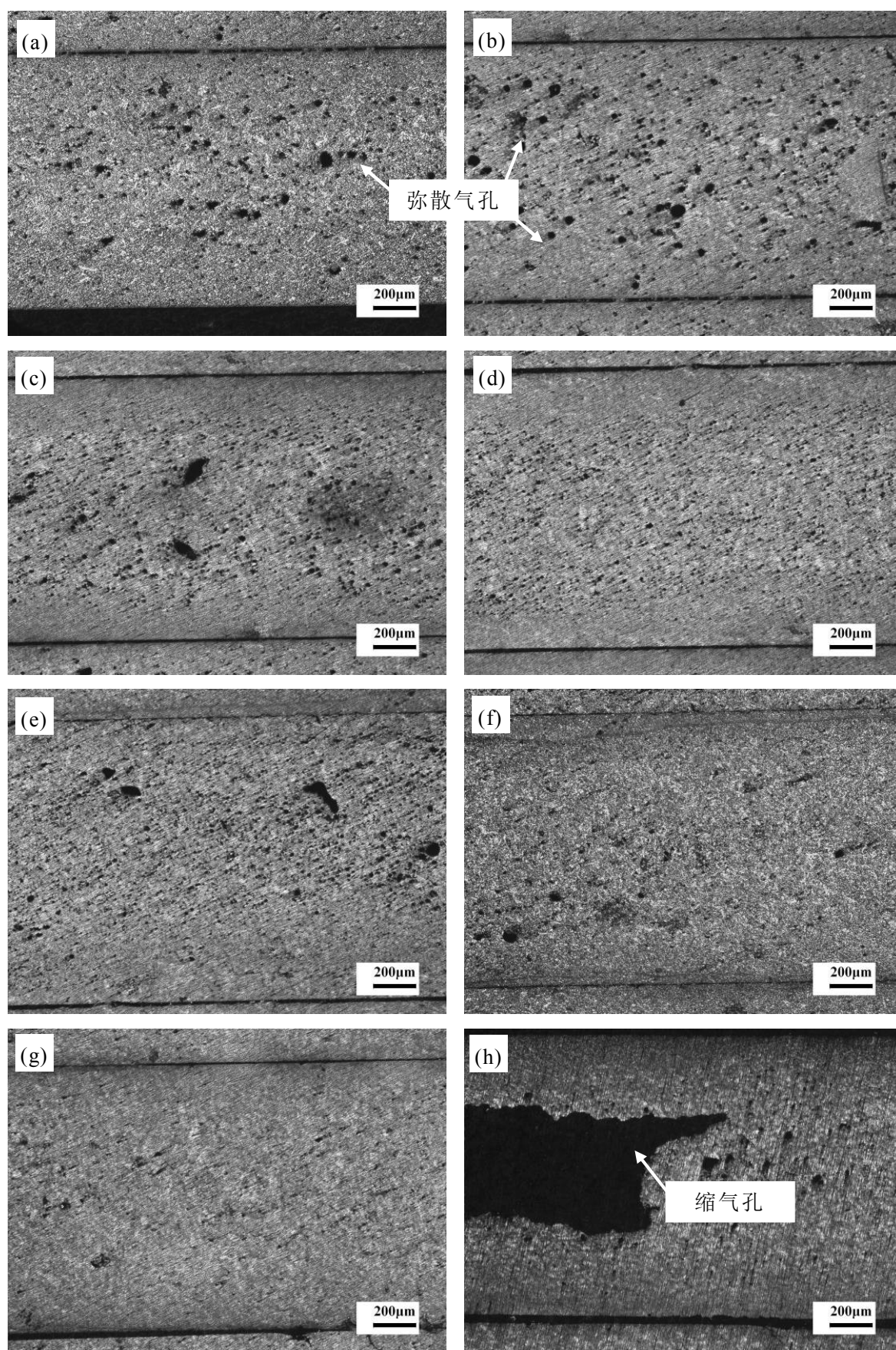


图 5.7 浇注温度为 983K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织

沿程位置：(a)45mm; (b)135mm; (c)235mm; (d)330mm; (e)410mm; (f)495mm; (g)575mm; (h)645mm

试样中气孔开始减少，在充型流动距离为 575mm 处的试样中基本观察不到气孔。然后随着充型流动至液面前端，如图 5.7(h)所示试样中发现了大尺寸不规则的缩气孔，气孔开始增多。浇注温度为 983K 时，熔体中溶解的氢气增多，使得凝固后的流动试样中观察到明显的氢气针孔，这一点相比浇注温度为 953K 时变化较明显，也和前文流动试样入口处针孔分布规律一致。由前文可知，当浇注温度升高至 983K 时，熔体粘度下降明显，熔体充型流动性较好，充型速度很大，压铸过程中熔体以喷射状态压入型腔，甚至产生雾化等，型腔中的空气来不及排逸被迫分散于铸件中，形成弥散状的圆形气孔。然后随着时间的推移，弥散的气体随熔体一起向前充型，充型过程中部分气孔发生滞留从而沿程的弥散气孔不断减少。在充型液面前端，和前文其它浇注温度下相同的原因也不可避免会产生缩气孔。

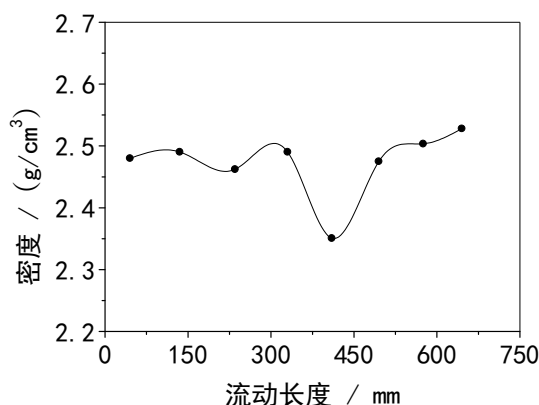


图 5.8 浇注温度为 983K 时流动试样沿程密度

图 5.8 为浇注温度 983K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的密度。由图可知，流动试样沿程的密度相对都比较大，随着充型流动长度的增加密度变化很小。在此浇注温度条件下，熔体粘度小流动性好，试样中气孔的尺寸都比较小，这反映充型沿程压射冲头的压力作用传递明显，组织沿程比较致密。此外，在充型流动长度为 410mm 处时密度有一个较明显的下降，这可能是由于用于测定密度的试样刚好存在较大的气孔缺陷，压铸实验存在不稳定性。

图 5.9 为浇注温度 1013K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的低倍金相组织。由图可知，浇注温度为 1013K 时，薄壁铝合金压铸流动试样中的气孔随充型流动沿程长度的增加先减少后增加，气孔变化规律同浇注温度为 983K 时类似，但气孔数量更多更明显。首先，流动试样充型沿程不同充型流动长度的试样中都观察到有氢气针孔，针孔数量总体不多但分布比较均匀，这主要是因为此时浇注温度已经达 1013K，即使采用精炼除气处理也很难将铝合金中溶解的氢气去除。由图 5.9(a)、(b)、(c)和(d)可知，当充型流动距离 ≤ 330 mm 时，流动试样中主要以弥散气孔为主，在入口处弥散气孔尺寸相对较大、分布

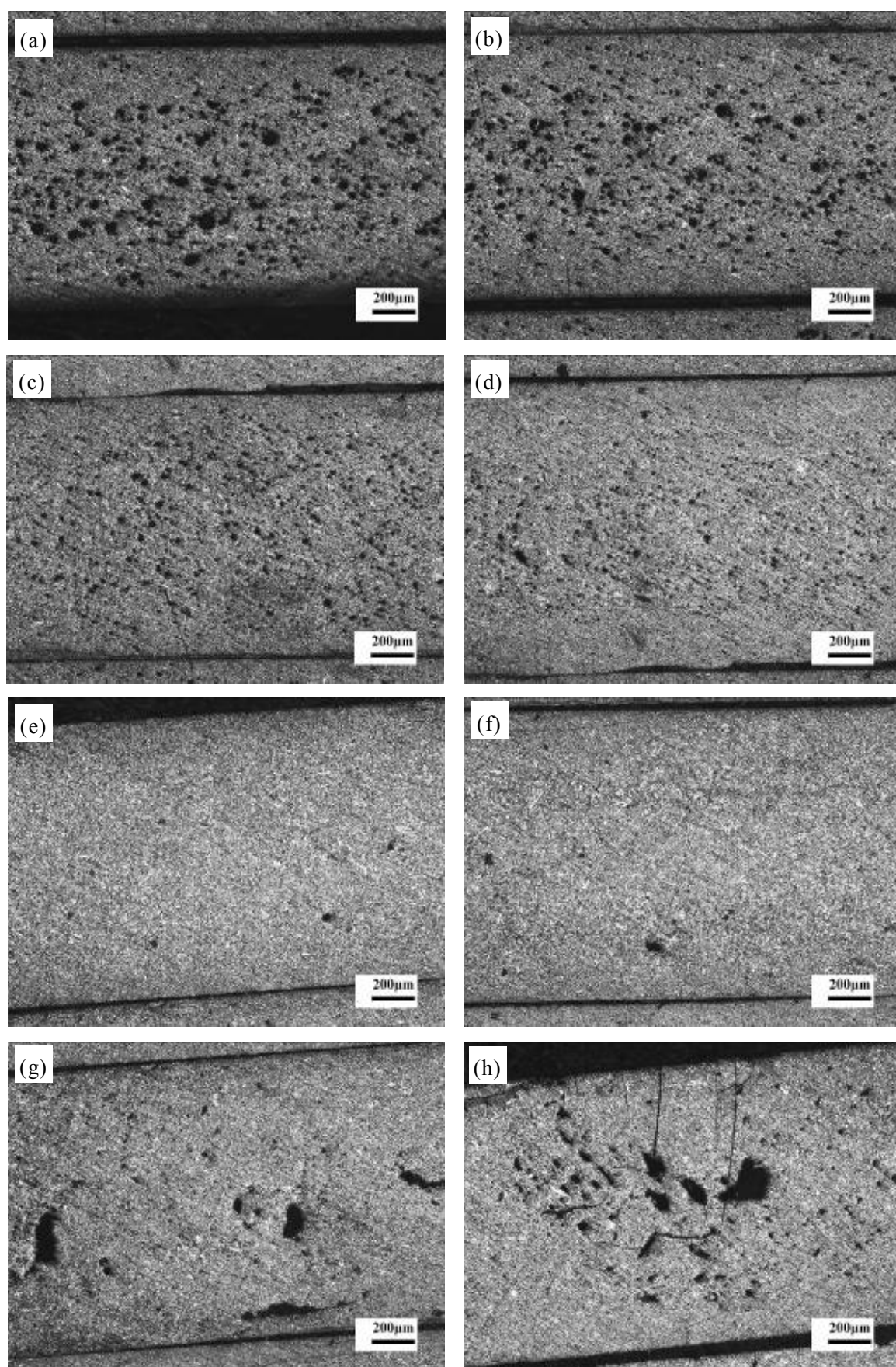


图 5.9 浇注温度为 1013K 时流动试样充型流动沿程低倍金相组织

沿程位置：(a)45mm; (b)135mm; (c)235mm; (d)330mm; (e)410mm; (f)495mm; (g)645mm; (h)805mm

很均匀；然后随着充型流动长度的增加，弥散气孔数量减少、尺寸也变小；当浇注温度为 1013K 时，铝合金熔体粘度相比浇注温度 983K 时更小，熔体流动性更好，熔体以更快的速度充填型腔，熔体产生喷射、雾化的程度更大，气体排逸更难，越容易形成弥散气孔，相应的弥散气孔越多。由图 5.9(g)和(h)可知，在流动试样充型前端开始出现卷气孔，而且随着充型流动长度的增加卷气孔数量增多；这主要是充型液面前端的熔体长时间与空气接触，很容易产生氧化、卷气卷渣等现象，而且充型前端的温度相对较低更容易产生卷气，离充型液面前端越近卷气的趋势越严重。由图 5.9(e)和(f)可知，在充型距离为 410~495mm 范围时，试样中很少观察到气孔，仅有少量针孔；通过前面的分析可知，流动试样中气孔主要集中在入口段和充型液面前端；入口段以弥散气孔为主，而且随着充型沿程长度的增加不断减少；充型液面前端以卷气孔为主，而且随着充型沿程长度的增加不断增加；恰好中间位置气孔最少。

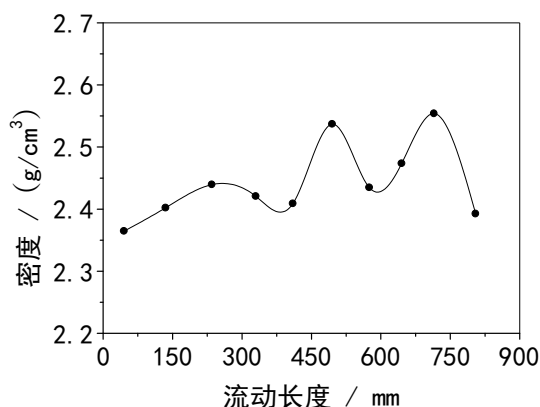


图 5.10 浇注温度为 1013K 时流动试样沿程密度

图 5.10 为浇注温度 1013K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的密度。由图可知，流动试样沿程密度随着充型流动长度的增加呈波浪式增大趋势，沿程流动长度较小时波动较小，当沿程流动长度 $\geq 410\text{mm}$ 后波动较大。同浇注温度为 983K 时类似，更高的浇注温度铝合金熔体粘度更小，熔体粘度小流动性非常好，压射冲头压力作用效果很明显，沿程组织致密，密度没有发生下降，甚至还有增大的趋势。同时，压射冲头的压力作用会随流动长度的增加而减弱，那么沿程流动长度较小处的试样密度受压力作用明显而波动较小，沿程流动长度较大处的密度波动相对会变大。

综上所述，薄壁铝合金流动试样中的气孔类型和数量在整个充型流动过程中是一个动态变化的过程。以浇注温度 1013K 为例，当温度较高的铝合金熔体充型至流动试样入口处时，由于流动试样截面剧烈变化，其充型速度迅速增加，充型流动的 We 数此时刻高达 381252，液态铝合金充型前端液面破碎、雾化呈细小的液滴并伴随氧化，同时液滴会冲击存在于型腔中未能及时排除的气体，

那么充型前端必然会卷入大量的氧化夹杂和气体，充型距离越长，充型前端氧化夹杂和气体累积的程度就会越大，这样流动试样充型前端就容易形成卷气孔。随着充型流动的进行，流动试样充型前端铝合金熔体温度不断下降，但流动试样入口处仍然有高温的液态铝合金不断补充；在充型流动结束时刻，流动试样充型前端铝合金熔体的温度已经降至停止流动温度，但流动试样入口处的温度还保持浇注温度，那么从流动试样入口处至充型前端就形成一个温度由高到底的温度梯度；在整个充型流动过程中，流动试样入口处温度一直保持浇注温度，而充型前端铝合金熔体不断向前充型，自身的温度也在不断下降，温度下降使得铝合金熔体中的氢气不断析出，析出的氢气一部分随着铝合金熔体向前流动，另一部分由于第二气相流动的阻力会滞留在析出的位置，那么待到充型流动结束时刻，距离流动试样入口处越近的位置滞留的氢气也就越多。

薄壁铝合金压铸流动试样充型流动沿程长度上的密度不仅和气孔有关，压射冲头的压力作用也不能忽视。由前面的分析可知，浇注温度为 923K 和 953K 时，薄壁铝合金压铸流动试样沿程密度沿充型流动长度的增加呈下降趋势；由上文可知在浇注温度为 923K 和 953K 时气孔沿充型流动长度的增加而增加，这会使得试样的密度下降；另一方面，压射冲头压力作用效果沿充型流动长度的增加而减弱，这同样会使试样的密度下降，而且温度越低，铝合金熔体流动性越差，压力损失越快；综合两者作用，密度沿充型长度的增加下降很快。浇注温度为 983K 和 1013K 时，流动试样的密度沿充型流动长度的增加虽有波动，但变化不大；由上文可知在浇注温度为 983K 和 1013K 时，流动试样中的气孔先减少后增加，但密度并没有呈现类似的变化，分析其原因应该是浇注温度较高时，铝合金熔体流动很好，充型速度很快，压射冲头压力在这种状态下作用效果明显，一方面减少了缩松和缩孔，另一方面也避免了大尺寸的气孔，最终流动试样的密度沿充型流动长度的增加变化不大。

5.2.3 卷气含量仿真分析

图 5.11 为不同浇注温度条件下薄壁铝合金压铸充型速度场仿真结果。由图可知，浇注温度为 923K 和 953K 时，充型流动相对较慢，充型距离短；浇注温度为 983K 和 1013K 时，充型速度相对较快，充型距离长；浇注温度越高，充型速度越快。浇注温度越高，铝合金熔体过热越大，熔体粘度相对越大，充型过程中受到的阻力减小，充型速度相对增大。

另外，由图 5.11 还可知，铝合金熔体在流经拐角处后，紧接着拐角下游局部位处的充型流动速度激增（如图中箭头所示），然后随着充型的继续进行，充型速度趋于平稳，当充型至下一拐角处时又重复上述流动速度的转变至充型结束。铝合金熔体在流经拐角处时，由于型腔形状的改变，熔体流动的速度和

方向被迫发生剧烈的变化，这种变化会导致局部位置能量的积累和释放而引起流动速度的剧增。充型流动速度的激增根据式 4.3 会引起熔体流动过程中 Re 数增大，可能会引起熔体产生紊流，紊流会增加流动的阻力使熔体散失很大的动能，充型速度减小，这同前文 4.3.2 紊流能量仿真结果一致。同时据式 4.4 We 数同充型速度 v^2 成正比，激增的充型速度会引起 We 数成幂增长， We 数变大，会加剧充型液面前端破碎、喷射的程度，这会加速氧化和卷入型腔中的空气等，从而引起卷气、卷渣等铸造缺陷，不利于铸件的组织力学性能。

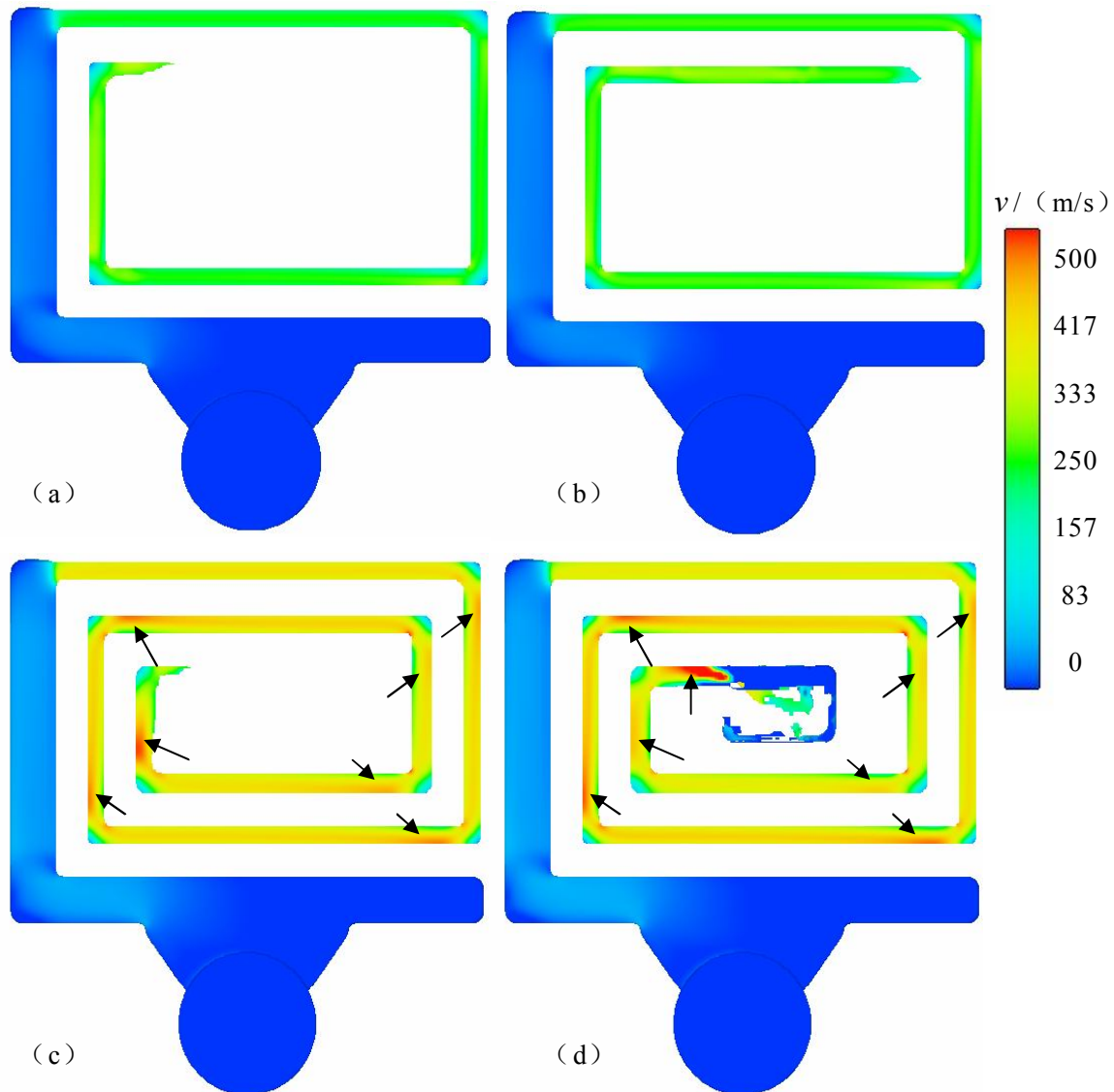


图 5.11 薄壁铝合金压铸充型速度场仿真结果（箭头处速度激增）

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

图 5.12 为不同浇注温度条件下薄壁铝合金压铸充型卷气含量仿真结果。由图可知，卷气含量最高的位置处于流动试样充型最前端，随着浇注温度的升高铸件中卷气含量较高的位置向充型远端移动，流动试样入口端卷气含量不断降低。浇注温度为 923K 时，流动试样入口处就有卷气倾向，然后随着充型距离

的增加，卷气含量逐渐增大，充型前端卷气含量最高；浇注温度为 953K 时，流动试样入口处卷气含量相对 923K 时要少，沿程经过第一个拐角后，卷气含量明显增加，然后随着充型距离的增加，卷气含量增大，流动试样卷气含量较高的长度相比 923K 时有所增长；浇注温度为 983K 时，流动试样入口处的卷气含量已经降低到较低的程度，铸件中发生卷气严重的位置已经集中到第三个拐角之后，卷气含量高的长度继续增加；浇注温度为 1013K 时，铸件中卷气含量沿程不断增加，卷气含量较高的位置已经集中在铸件中心集渣包处，但卷气含量高的长度有所减短，这是由于充型液面前端发生卷气的铝合金熔体部分已经充型至铸件中心集渣包内，集渣包的体积相对于流动试样体积足够大可以容纳大量熔体。

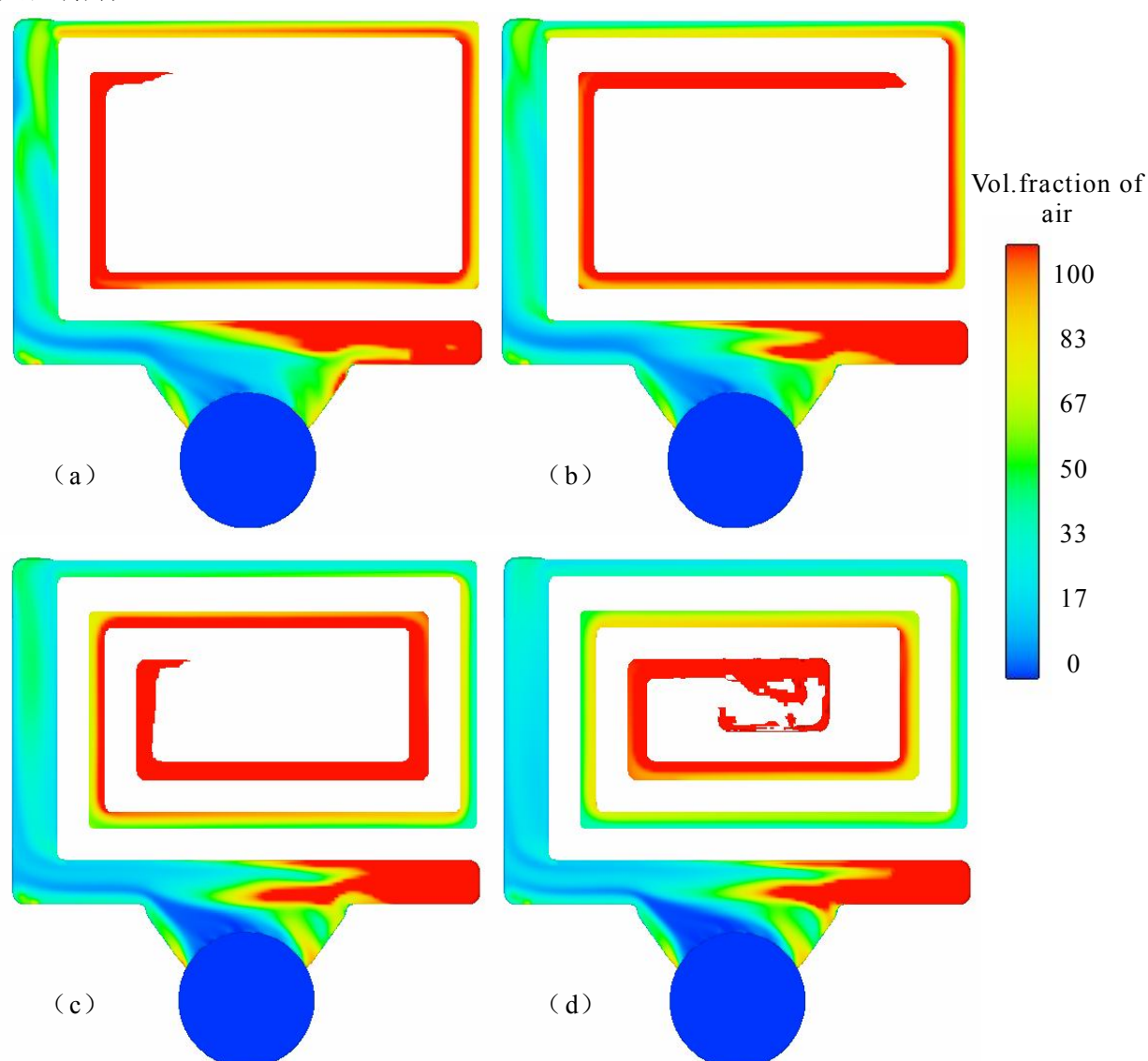


图 5.12 薄壁铝合金压铸充型卷气量仿真结果

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

由前文可知 4.3.2 节可知，薄壁铝合金压铸过程中，充型速度极快，充型

流动的 $We \gg 60$ 造成铝合金熔体充型液面前端破碎、雾化并以喷射形式射入型腔，从而以 4.3.4 节中所述以喷射填充和“全壁厚”填充方式充型，充型前端一致保持喷射填充方式，那么在充型过程中就会不断地卷入型腔中的空气。浇注温度越高，充型速度越大，卷气倾向越严重；同时较长的充型时间使卷气的时间增加，充型距离越长，充型液面前端积累的卷气量也相应增加；另外，充型是一个动态的过程，卷气的同时熔体还在不断向前充型，前面卷气的熔体被迫向前充型，在充型的过程中部分卷气的熔体会发生滞留从而造成形成卷气的长度增加。

5.2.4 薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型建立

气孔是由于气体以气泡的形式残留于凝固组织中形成的宏观缺陷。气孔缺陷的存在不仅减少铸件的有效承载面积，而其能使局部造成应力集中成为零件断裂的裂纹源。一些不规则的气孔，增加缺口敏感性，使金属强度下降，零件的抗疲劳能力降低。弥散性气孔还造成铸件组织疏松，降低气密性。

铝合金压铸件中，通常会存在以下几种气孔^[116]：（1）精炼过程中除气不完全的气孔；（2）排气槽设置不合理模型憋气的气孔；（3）压铸参数不合理造成卷气孔；（4）缩气孔；（5）产品结构壁厚相差太大造成的气孔。

本文实验中，结合前文实验研究结果可知，在薄壁铝合金压铸流动试样中的气孔主要有三种：

（1）氢气针孔。经过精炼除气后，总的来说铝合金熔体中溶解的氢气已经基本去除，除气效果较好；流动试样中仅能观察到很少量的针孔，随着浇注温度的升高，针孔数量有所增加，但不明显。

（2）弥散气孔。弥散气孔是压铸过程中独特的气孔，出现的位置靠近流动试样的入口端。本文薄壁铝合金压铸过程中，由于流动试样壁厚为 1.5mm，截面面积仅 15mm²，其充型速度极快（最慢为 222m/s、最快达 325m/s），充型流动的 We 高达 381252、 $We \gg 60$ ，高速的铝合金熔体呈喷射雾化状高速填充薄壁流动试样型腔，充型液面前端会破碎成细小的液滴，型腔中的气体被高速的铝合金熔体碰撞、破碎和雾化，最后形成大量弥散状的气孔；而且浇注温度越高，液态铝合金流动性越好，充型流动速度越大， We 数也越大，形成弥散状气孔的趋势也就越大；沿程流动长度增加，一方面流动速度有所减低，另一方面气体随充型进行向前排溢，使得弥散气孔数量减少。

（3）卷气孔。此类气孔主要出现在流动试样充型的远端，和同前文对卷气含量的仿真分析结果一致。本文压铸流动试样充型距离长，充型前端必然会卷

入大量的氧化夹杂和气体，浇注温度越高，流动性越好，充型距离越长，同时 We 数也越大，充型前端氧化夹杂、气体累积的程度就会越大，这样流动试样充型前端就容易形成卷气孔；沿程流动长度增加，压射冲头压力作用效果减弱，容易形成尺寸较大的卷气孔。

(4) 缩气孔。此类气孔出现在流动试样充型的末端，尺寸较大，形状不规则。形成的主要原因是流动试样充型末端压射冲头作用基本没有效果，铝合金凝固收缩形成缩气孔，浇注温度越大，收缩更大，更容易出现较大尺寸的缩气孔。

进一步研究发现，薄壁铝合金压铸流动试样充型沿程的气孔种类、形态和数量有规律可循，根据以上仿真结果和实验结果，提出了薄壁铝合金压铸流动试样充型沿程的气孔分布模型，其示意图（纵剖面）如图 5.13。

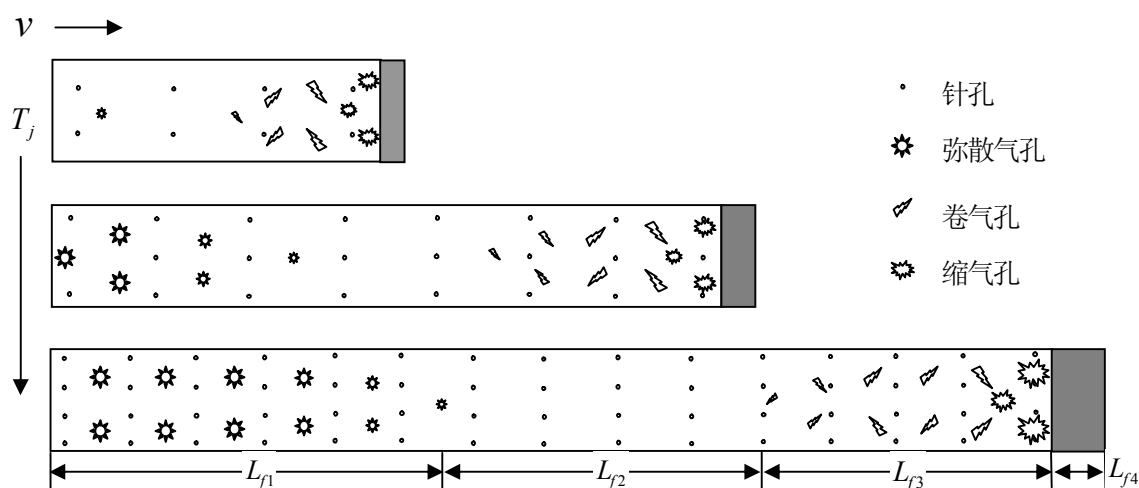


图 5.13 薄壁铝合金压铸流动试样充型沿程的气孔分布示意图（纵剖面）

如图 5.13 所示，从上至下浇注温度逐渐增大，最下浇注温度为 1013K（下面图示），充型流动长度最大，我们将充型流动长度分为四段：1）流动试样近入口段 L_{f1} ；2）中间段 L_{f2} ；3）流动试样远入口段 L_{f3} ；4）流动试样末段 L_{f4} 。流动试样近入口段 L_{f1} 主要表现为氢气针孔+弥散气孔，距离入口处越近弥散气孔越多、越大；中间段 L_{f2} 气孔相对最少，仅有少量氢气针孔；流动试样远入口段 L_{f3} 主要为卷气孔，距离入口处越远卷气孔越多、越大，在端部都会出现缩气孔；流动试样末段 L_{f4} 主要是由充型液面前端破碎、雾化和氧化后混合渣、气形成的多相成分混合物，在充型过程中其温度最低，流动性最差，形成很大的流动阻力，它是阻碍铝合金流动充型的主要阻力。

浇注温度降低后，铝合金熔体的流动性变差，充型流动长度变短（中间图示）。充型流动长度变短后使得流动试样近入口段 L_{f1} 的长度变短，其它部分长度相比也有所减短；当浇注温度降至 923K 时，我们发现流动试样近入口段 L_{f1} 部分消失了；原因上文已经描述：浇注温度降低，熔体流动性变差，充型速度

减慢，We 数减低，熔体流动喷射程度减弱，气体排溢效果增强，从而产生弥散气孔的趋势减小。

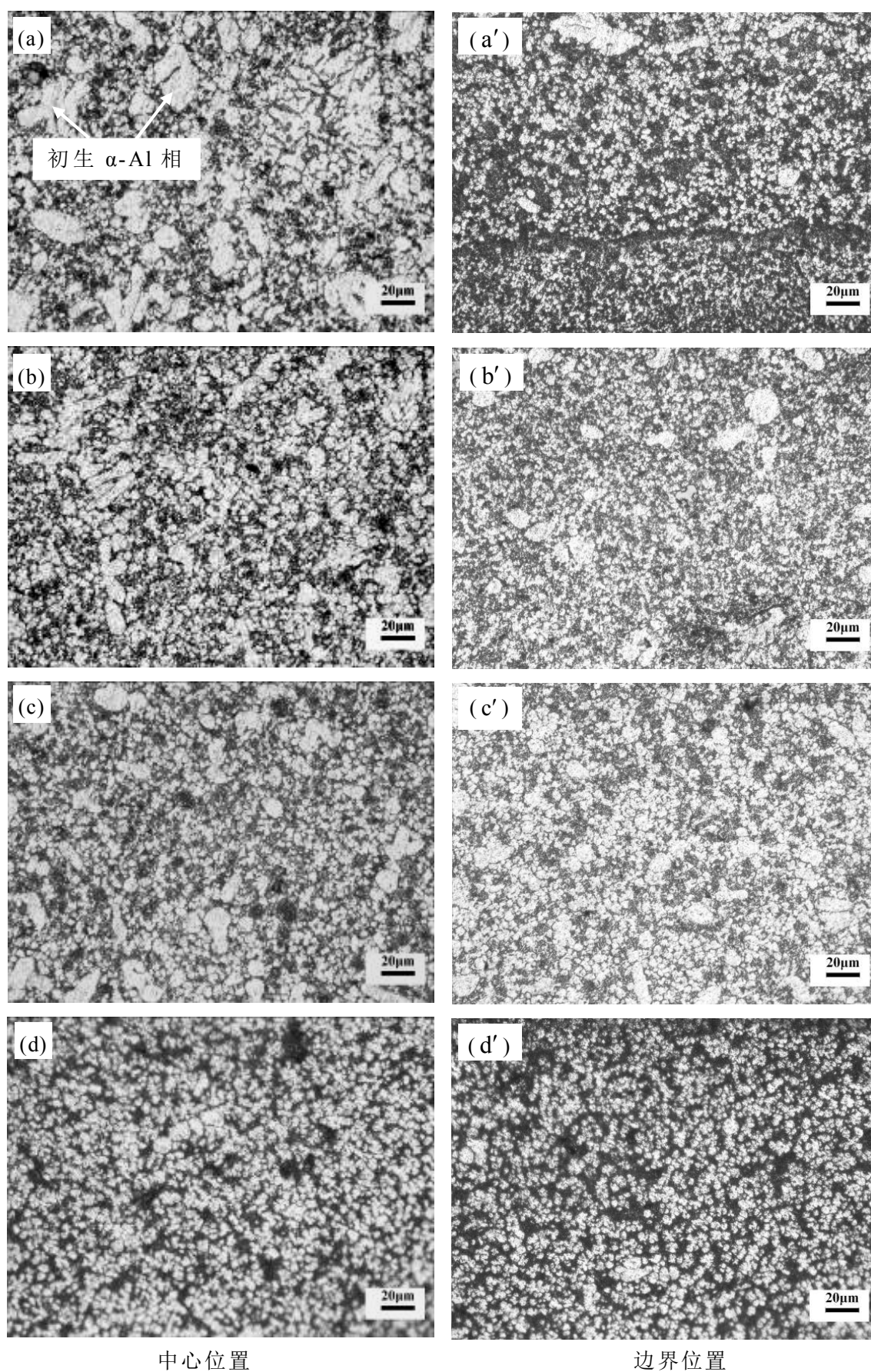
5.3 薄壁铝合金件压铸凝固组织

5.3.1 入口处凝固组织

图 5.14 为薄壁铝合金压铸流动试样入口（45mm）处的高倍金相组织。浇注温度为 923K 时，由图 5.14(a)可知，流动试样入口中心位置处有大量块状的初生 α -Al 相组织（箭头所示白色组织），尺寸较大、形状不规则且分布不均匀，块状 α -Al 相组织之间有大量细小的 α -Al 枝晶；图 5.14(a')边界位置处的初生 α -Al 相组织相对中心位置处块状组织消失，全部为细小破碎弥散的 α -Al 枝晶。浇注温度为 953K 时，由图 5.14(b)可知，流动试样中心处位置块状初生 α -Al 相组织数量减少，尺寸变小，形状也变得比较规则；图 5.14(b')边界位置处为大量的细小弥散的 α -Al 枝晶，同时出现了少量球状 α -Al。浇注温度为 983K 时，由图 5.14(c)可知，流动试样中心位置初生 α -Al 相组织部分转变为球状，细化明显且分布均匀；边界位置处的初生 α -Al 相组织相比中心位置处变化不明显，相比浇注温度为 953K 时球状 α -Al 相明显增多。当浇注温度升高至 1013K 时，由图 5.14(d)可知，薄壁铝合金流动试样入口处中心位置的初生 α -Al 相组织转变为规则的蔷薇状，初生 α -Al 相组织和共晶组织界面清晰，晶粒尺寸细小且分布非常均匀；边界位置初生 α -Al 相组织相比中心位置处形状和分布基本保持一致、晶粒尺寸有所细化，相比浇注温度 983K 时 α -Al 相组织从球状转变为蔷薇状。综上所述，随着浇注温度的升高，流动试样入口处的初生 α -Al 相组织由不规则的块状向规则的球状、蔷薇状转变，晶粒尺寸越来越细，分布越来越均匀；铸型边界位置处大多为细小的 α -Al 组织，浇注温度越低，这种区别越大。

图 5.15 为流动试样入口处的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量。图中 D_C 为中心位置组织枝晶平均截距， D_B 为型壁边界位置组织枝晶平均截距， α_C 为中心位置组织初生 α -Al 含量， α_B 为型壁边界位置组织初生 α -Al 含量。由图 5.15 可知， α -Al 枝晶平均截距随温度变化不大，初生 α -Al 含量随温度的升高先增加后减少，中心位置组织的 α -Al 枝晶平均截距和初生 α -Al 含量均大于型壁界面位置组织。

本文实验中试样壁厚只有 1.5mm，凝固过程中熔体凝固释放的凝固潜热有限，模具瞬时温升可以忽略不计，那么铝合金熔体在凝固时的冷却速度差别亦很小，那么 α -Al 枝晶大小应该差别不大，因此试样中心位置组织枝晶平均截距 D_C 和试样型壁边界位置组织枝晶平均截距 D_B 随浇注温度的变化相差不大。但



中心位置

边界位置

图 5.14 薄壁铝合金压铸流动试样入口 (45mm) 处的高倍金相组织

浇注温度: (a)、(a')923K; (b)、(b')953K; (c)、(c')983K; (d)、(d')1013K

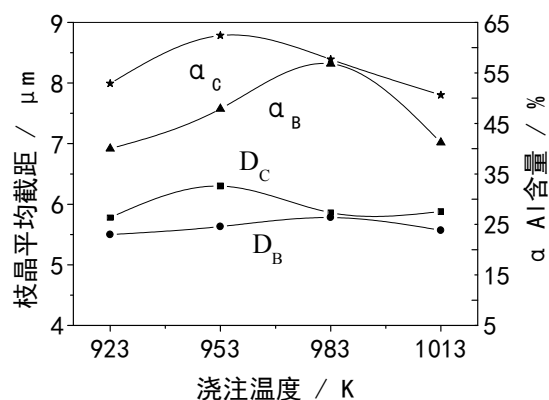


图 5.15 薄壁铝合金压铸流动试样入口处的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量

是浇注温度越高，熔体和铸型之间的温差越大，热量散失越快，同时由前文 3.4.4 节可知铸件/铸型界面换热系数随浇注温度的升高而变大，冷却效果越好，这会使结晶前沿获得比较大的温度梯度，晶粒细化。压铸过程中，铝合金熔体在冲头的速度和压力下充型凝固，晶粒会细化，浇注温度越高，铝合金熔体流动性越好，压力细化作用越明显；铝合金熔体从铸型表面向铸件中心顺序凝固，铸件中心流动性较好，冲头压力迫使铝合金熔体穿过流动通道，迫使枝晶破碎变细，浇注温度越高，铝合金熔体的充型流动性越好，铝合金熔体穿过流动通道的速度和压力越大，冲头压力迫使 α -Al 枝晶破碎变细的作用更明显，晶粒变细。

对比流动试样中心位置和铸型边界位置冷却速度发现，由于热量是从试样中心位置向铸型方向传递，铸件中心位置的温度较高，冷却速度慢，晶粒相对较大；铸型边界位置靠近铸型，铝合金熔体充型至型腔后处于激冷状态，晶粒得以细化。另外，铝合金熔体在充型过程中由于自身的粘度会产生粘性力，粘性力使得靠近铸型界面位置处充型流动速度很慢、甚至为零，中心位置充型速度最大，铸型边界位置处的速度差大于中心位置处，由于速度差引起的剪切作用会加剧 α -Al 枝晶破碎细化，晶粒变细。综合以上原因，使得在图 4.15 中统计测得的试样中心位置组织枝晶平均截距 D_c 大于试样型壁边界位置组织枝晶平均截距 D_B 。

5.3.2 沿程凝固组织

图 5.16 为浇注温度 923K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的高倍金相组织，左边图 5.16(a)、(b)、(c)和(d)为试样中心位置的金相组织，右边图 5.16(a')、(b')、(c')和(d')为铸型边界位置的金相组织。由图 5.16(a)可知，浇注温度为 923K 时，流动试样入口中心位置处的初生 α -Al 相组织（白色显示组织）呈不规则的块状，尺寸较大，分布也不均匀；然后随充型流动长度的增加，初生 α -Al 相组织开始向球状转变，如图 5.16(b)和(c)所示晶粒有所细化，

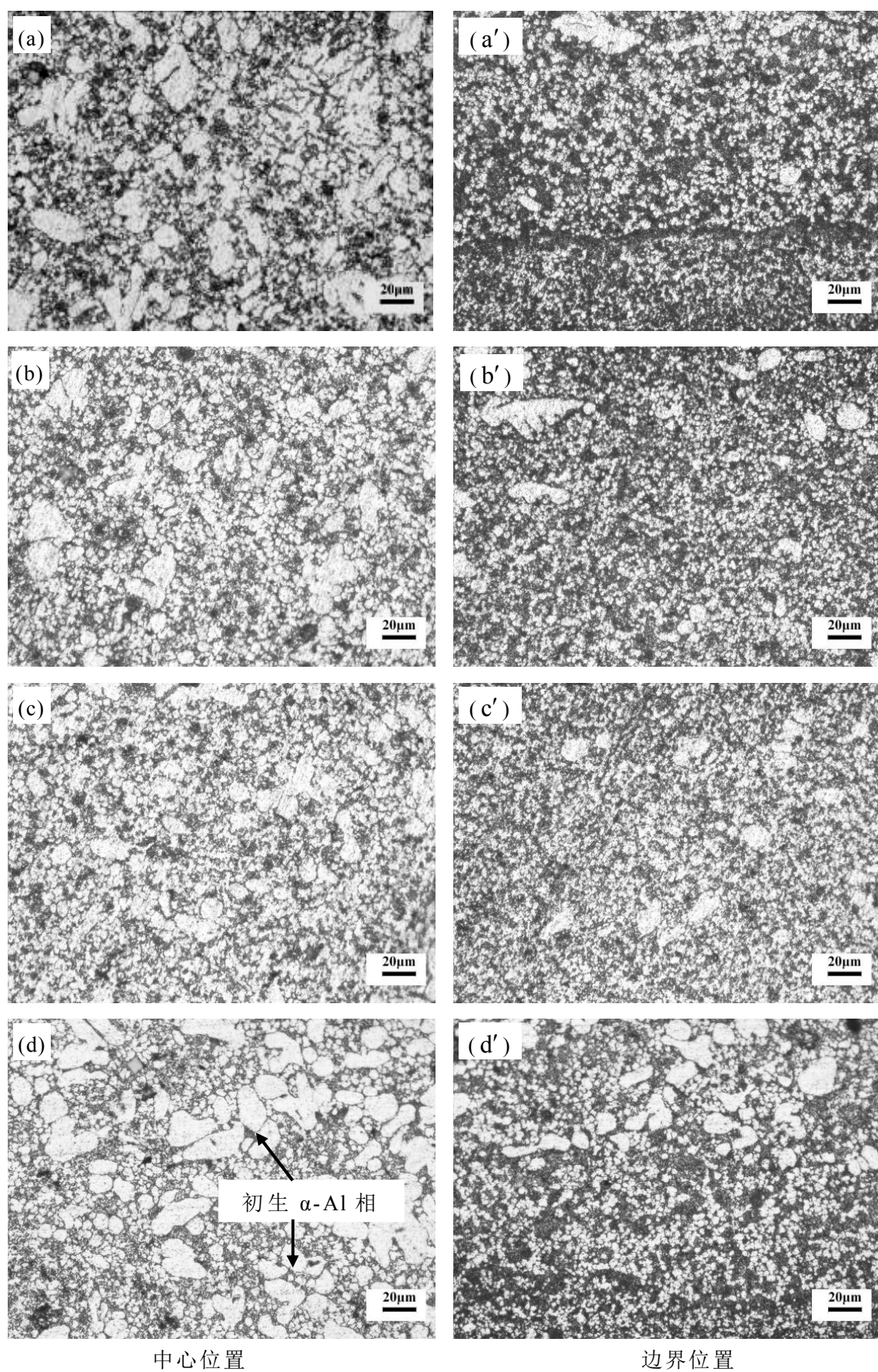


图 5.16 浇注温度为 923K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织

沿程位置: (a)、(a')45mm; (b)、(b')135mm; (c)、(c')235mm; (d)、(d')330mm

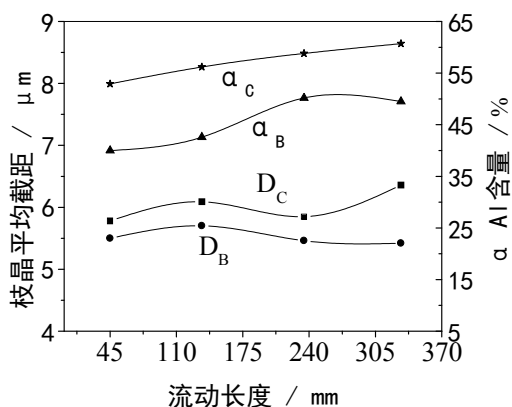


图 5.17 浇注温度为 923K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量

分布也比较均匀；当充型流动长度达 330mm 时，如图 5.16(d)所示初生 α -Al 相组织呈明显的球状，尺寸较之前开始长大。由图 5.16(a')、(b')、(c')和(d')发现，铸型边界位置的初生 α -Al 相组织相比中心位置处细化明显，初生 α -Al 相组织呈弥散的点状分布，分布很均匀；边界位置的初生 α -Al 相组织随充型流动长度的增加开始增加不明显，当充型流动长度达 330mm 时，如图 5.16(d')所示开始观察到少量尺寸较大的球状初生 α -Al 相。

图 5.17 为浇注温度 923K 条件下的流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量。由图可知，浇注温度为 923K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距变化不大，中心位置组织的枝晶平均截距大于边界处的组织；初生 α -Al 相含量随充型流动长度的增加逐渐增大，中心位置处的初生 α -Al 相含量大于边界位置处的初生 α -Al 相含量。

图 5.18 为浇注温度 953K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的高倍金相组织，左边图 5.18(a)、(b)、(c)和(d)为试样中心位置的金相组织，右边图 5.18(a')、(b')、(c')和(d')为铸型边界位置的金相组织。首先讨论试样中心位置处的 α -Al 相组织，由图 5.18(a)可知，浇注温度为 953K 时，流动试样入口中心位置处的初生 α -Al 相组织大多数呈球状，尺寸较细；当充型流动长度增加至 235mm 时，如图 5.18(b)所示初生 α -Al 相组织呈球状，但尺寸有所增大；然后随着充型流动长度的继续增加，如图 5.18(c)和(d)所示初生 α -Al 相组织变化不大。由图 5.18(a')、(b')、(c')和(d')发现，铸型边界位置的初生 α -Al 相组织相比中心位置处有所细化，但细化不明显；边界位置的初生 α -Al 相组织随充型流动长度的增加变化不明显。

图 5.19 为浇注温度 953K 条件下的流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量。由图可知，浇注温度为 953K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距变化不大，中心位置组织的枝晶平均截距大于边界处的组织；初

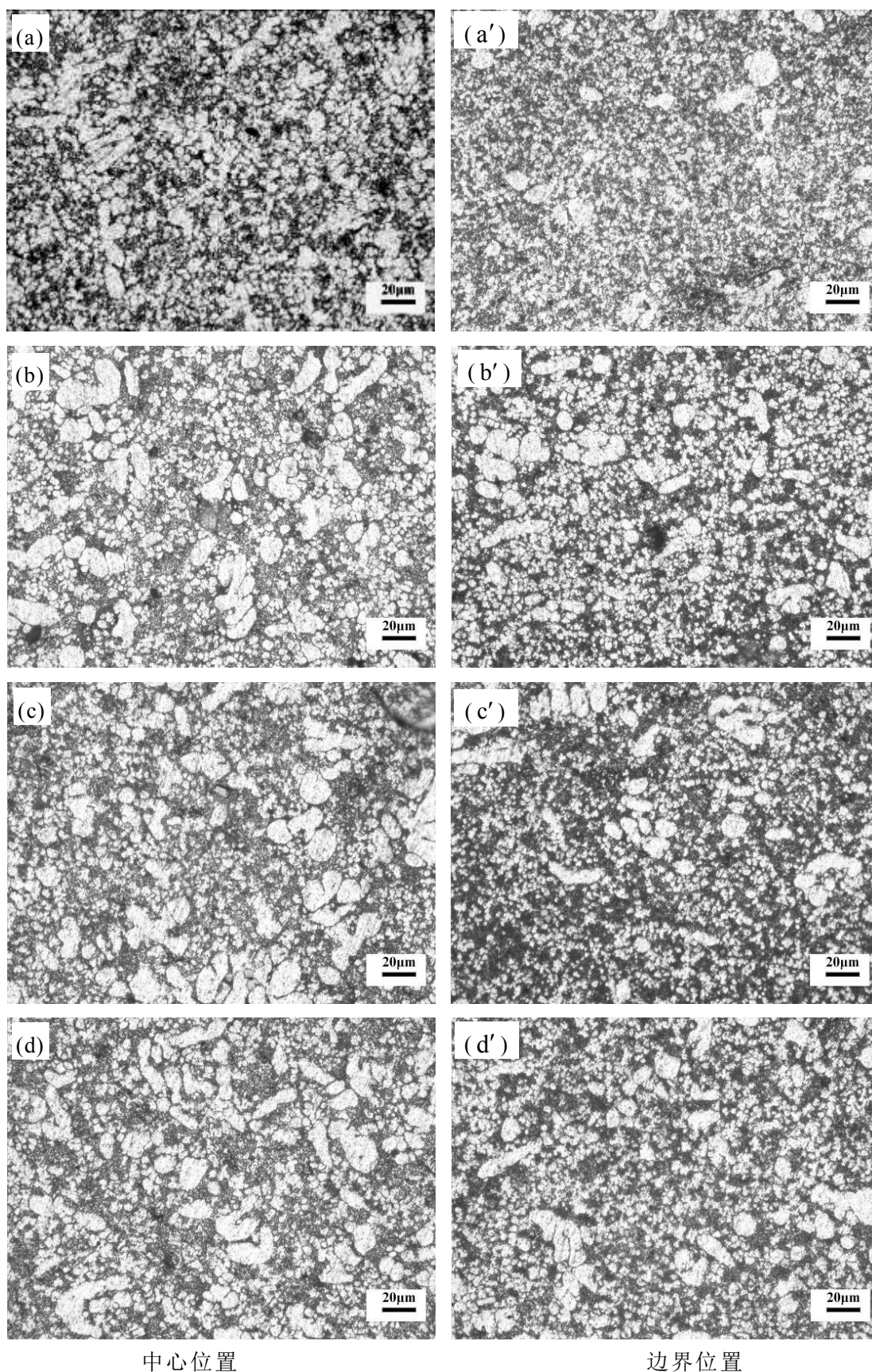


图 5.18 浇注温度为 953K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织

沿程位置: (a)、(a')45mm; (b)、(b')135mm; (c)、(c')330mm; (d)、(d')495mm

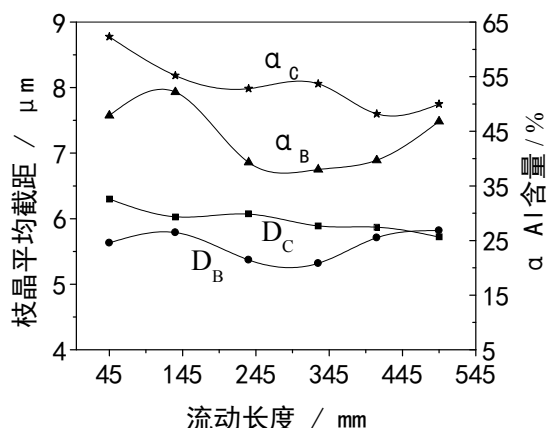


图 5.19 浇注温度为 953K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量

生 α -Al 相含量随充型流动长度的增加有所减少，中心位置处的初生 α -Al 相含量大于边界位置处的初生 α -Al 相含量。

图 5.20 为浇注温度 983K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的高倍金相组织，左边图 5.20(a)、(b)、(c)和(d)为试样中心位置的金相组织，右边图 5.20(a')、(b')、(c')和(d')为铸型边界位置的金相组织。由图 5.20(a)可知，浇注温度为 983K 时，流动试样入口中心位置处的初生 α -Al 相组织（白色显示组织）呈规则的球状，尺寸较小分布也均匀；然后随充型流动长度的增加，如图 5.20(b)、(c)和(d)所示初生 α -Al 相组织变化不大。由图 5.20(a')、(b')、(c')和(d')发现，铸型边界位置的初生 α -Al 相组织相比中心位置处的组织只有很小的细化， α -Al 相组织尺寸很小且分布均匀。

图 5.21 为浇注温度 983K 条件下的流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量。由图可知，浇注温度为 983K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量随充型流动长度的增加呈波浪式变化，但总体维持在同一个水平。同样的，中心位置处组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量大于边界位置处的初生 α -Al 相含量。

图 5.22 为浇注温度 1013K 条件下的薄壁铝合金流动试样充型流动沿程的高倍金相组织，左边图 5.22(a)、(b)、(c)和(d)为试样中心位置的金相组织，右边图 5.22(a')、(b')、(c')和(d')为铸型边界位置的金相组织。由图 5.22 可知，不管是试样中心位置处还是铸型边界位置处的 α -Al 相组织都呈形状规则的蔷薇状，组织很细且分布非常均匀，铸型边界位置处的组织相比中心位置处的更细更均匀。

图 5.23 为浇注温度 1013K 条件下的流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量。由图可知，浇注温度为 1013K 时流动试样充型沿程的组

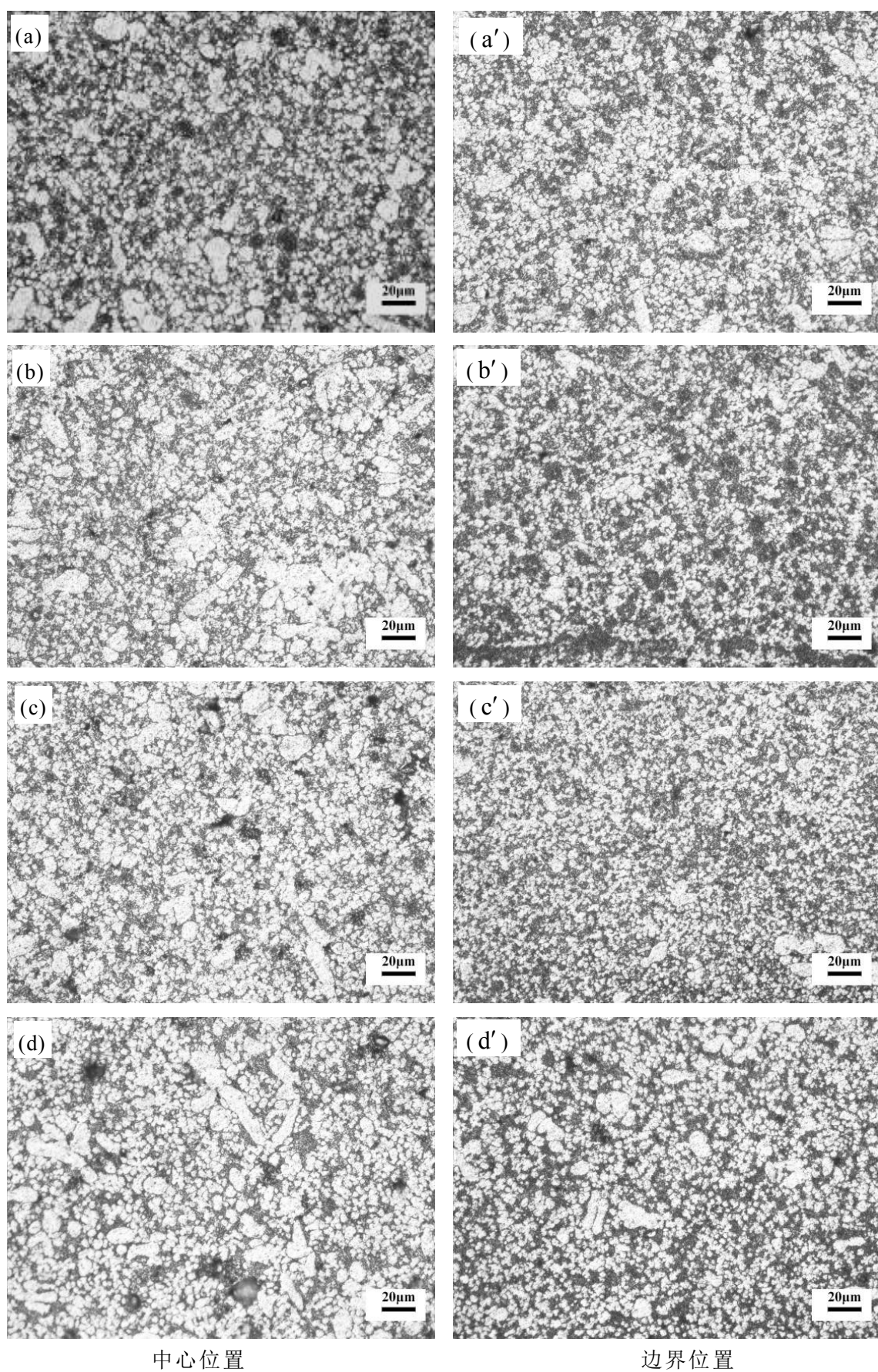


图 5.20 浇注温度为 983K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织

沿程位置: (a)、(a')45mm; (b)、(b')235mm; (c)、(c')410mm; (d)、(d')574mm

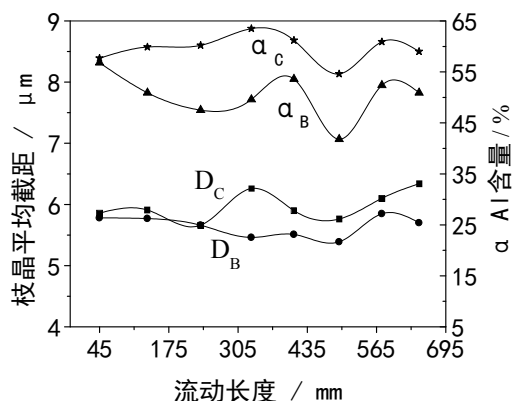
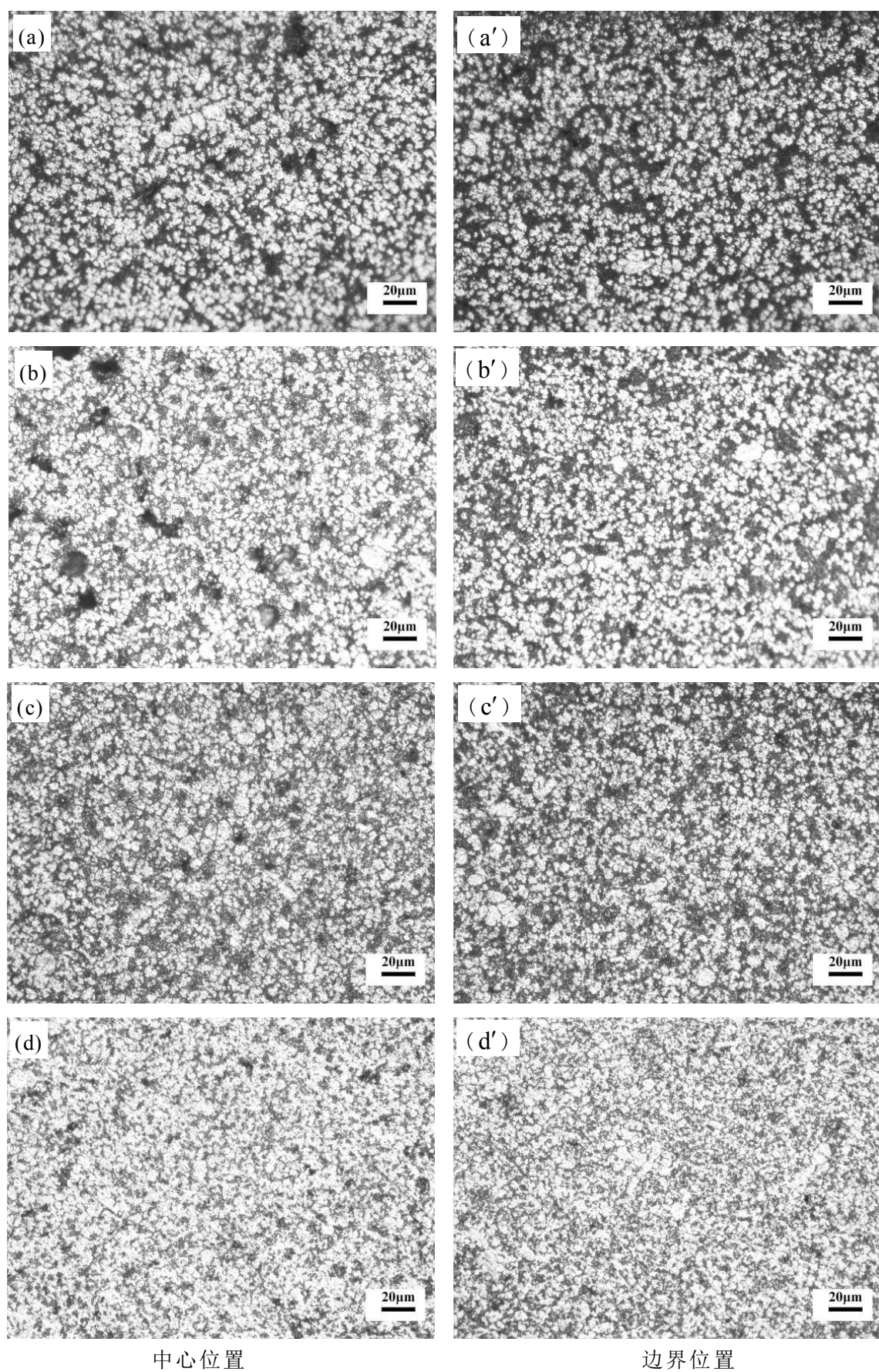


图 5.21 浇注温度为 983K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量

织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量随充型流动长度的增加呈波浪式变化,但总体维持在同一个水平。相比前文浇注温度较低时,浇注温度为 1013K 时中心位置处组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量和边界位置处的初生 α -Al 相含量相差较小。

由前文 4.3.4 节建立的薄壁铝合金件压铸充型金属液充填模型可知,压铸充型过程中喷射状态和“全壁厚”状态同时存在,充型液面前端熔体以喷射状态填充流动试样型腔,与液面前端型腔中的空气发生剧烈的动量和热量的交换,熔体会发生卷气卷渣且温度急剧下降,从而阻塞充型流动通道,后续的铝合金熔体在压力作用下发生凝固。由于薄壁铸件总热量有限,铸型温度基本保持不变,那么后续的铝合金熔体以差不多的冷却速度凝固,获得的组织尺寸分布也就变化不大,所以其枝晶平均截距应该也相差不大。铸件凝固过程中,热量是从试样中心向铸型边界传递,铸型边界位置的温度要低于中心位置,其冷却速度相应也要大,那么铸型边界位置处的 α -Al 相尺寸及枝晶平均截距相比中心位置要小。浇注温度越高,由于总体冷却速度很快,试样中心位置处和铸型边界位置处冷却速度差别相对比浇注温度较低时要小,所以温度较高时 α -Al 相组织差别变小。铝合金熔体在充型过程中,由于熔体的粘性,与铸型壁接触处的熔体充型速度很慢、甚至为零,试样中心位置处的速度最快,那么在靠近铸型边界处的熔体流动的速度差最大, α -Al 相会在速度差剪切作用下变细;此外,流动过程中初生的 α -Al 相因阻力较大也会在流动通道中心发生聚集。

综上所述,流动试样中的初生 α -Al 相组织随充型流动长度的增加变化不大,浇注温度越高,变化越小;试样组织枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量随充型流动长度总体有波动,浇注温度越高,这种波动有所减缓;试样中心位置组织的枝晶平均截距和初生 α -Al 相含量大于铸型边界位置处的组织,浇注温度越高,这种差距越小。



中心位置

边界位置

图 5.22 浇注温度为 1013K 时流动试样充型流动沿程高倍金相组织

沿程位置: (a)、(a')45mm; (b)、(b')330mm; (c)、(c')575mm; (d)、(d')805mm

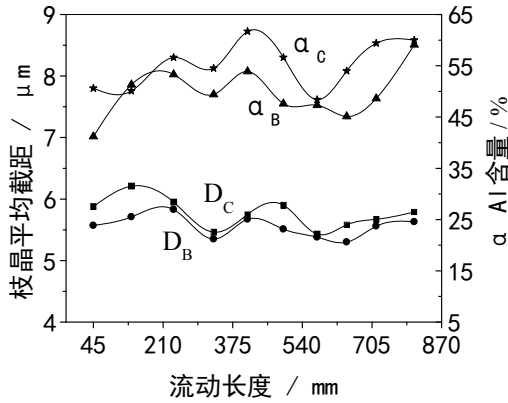


图 5.23 浇注温度为 1013K 时流动试样充型沿程的组织枝晶平均截距和初生 α -Al 含量

5.3.3 冷却速度对凝固组织的影响

凝固过程中，冷却速度是决定最终组织的主要因素，冷却速度越快，过冷度越大，更容易形成较多的晶核，晶粒也就越细^[150,151]。对于 AlSi10MnMg 合金，冷却速度越快，初生 α -Al 组织越细，枝晶间距越短。冷却速度 $V_{cooling}$ 一般定义为：

$$V_{cooling} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (5.1)$$

式 5.1 中： ΔT 为目标温差 (K)， Δt 为对应的时间 (s)。下面分别计算充型各阶段的平均冷却速度，充型第 I 阶段为冷却阶段，此阶段冷却速度计算公式为：

$$V_{cooling-1} = \frac{T_j - T_L}{\tau_1} \quad (5.2)$$

式 5.2 中： $V_{cooling-1}$ 为冷却阶段平均冷却速度 (K/s)； T_j 为浇注温度 (K)； T_L 为金属熔体液相线温度 (K)； τ_1 为此阶段所用时间 (s)。

充型第 II 阶段和第 III 阶段合并为凝固阶段，此阶段冷却速度近似取充型第 II 阶段的冷却速度，计算公式为：

$$V_{cooling-2} = \frac{T_L - T_k}{\tau_2} \quad (5.3)$$

式 5.3 中： $V_{cooling-2}$ 为凝固阶段平均冷却速度 (K/s)； T_k 为停止流动时刻液面前端温度 (K)； τ_2 为充型第 II 阶段时间 (s)。

将表 3.3 中的充型时间和表 3.4 中的相关参数值分别代入式 5.2 和式 5.3 获得各阶段的平均冷却速度如表 5.1 和图 5.24 所示。

表 5.1 各阶段平均冷却速度

浇注温度/K	923	953	983	1013
冷却阶段平均冷却速度/(K/s)	12381	16970	24571	26364
凝固阶段平均冷却速度/(K/s)	15000	15000	15000	<20000

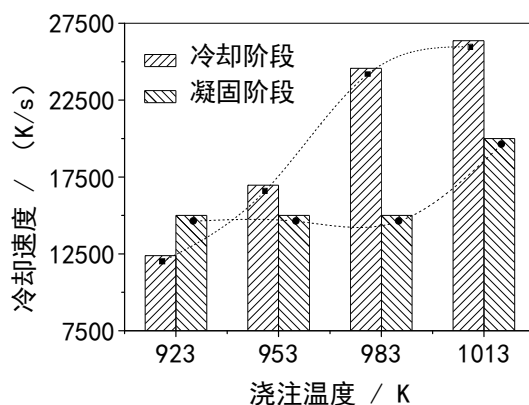


图 5.24 不同浇注温度条件下各阶段平均冷却速度

由表 5.1 和图 5.24 可知, 薄壁铝合金压铸流动试样在充型凝固过程中的冷却速度大于 10^4K/s , 如此快的冷却速度已经属于快速凝固的范畴。浇注温度为 923K 时, 冷却阶段的平均冷却速度高达 12381K/s, 凝固阶段平均冷却速度为 15000K/s; 提高浇注温度, 冷却阶段的平均冷却速度增加, 凝固阶段冷却速度不变, 仅在浇注温度为 1013K 时突然增大。薄壁铝合金流动试样压铸充型过程中, 由于其壁厚仅 1.5mm, 由前文 4.3.2 节可知, 充型过程中 We 数高达 381252, $We \gg 60$ 时高速的铝合金熔体呈喷射雾化状高速填充薄壁流动试样型腔, 充型液面前端会破碎成细小的液滴, 高温的熔体碰到冷的铸型后迅速冷却, 这种冷却方式有点类似喷射成型技术, 喷射成型技术熔体的冷却速度一般高于 10^4K/s 。在前文 5.2.4 节讨论气孔分布时发现, 流动试样末段 L_{f4} 主要是由充型液面前端破碎、雾化和氧化后混合渣和气形成的多相成分混合物, 其形成原因同上充型液面前端破碎雾化成细小的液滴, 在充型过程中容易卷气, 同时雾化后的铝合金熔体遇到冷的铸型后冷却速度加快, 在这个过程中铝合金熔体的流动性迅速变差, 流动阻力增加, 当阻力大于充型的动力时, 流动试样末段 L_{f4} 阻塞充型流动通道, 充型流动停止; 充型流动停止后, 流动试样近入口段 L_{f1} 和中间段 L_{f2} 都还处于全液态状态, 流动试样远入口段 L_{f3} 前端处于液/固两相区状态, 铝合金熔体在压射冲头压力的作用下凝固, 浇注温度越高, 冲头压力作用效果越好, 晶粒得以细化。

此外通过对比发现, 冷却速度变化规律同前文 3.4.4 节铸件/铸型界面换热系数变化规律类似, 界面换热系数越大, 冷却速度越快。对于薄壁铸件, 由于试样的尺寸足够小, 如果将整个内部的温度都看成均匀, 即铝合金熔体的热阻

忽略，这样只要考虑铸型的散热就可以计算冷却速度，其表达式为^[152]：

$$V_{cooling} = \frac{dT}{d\tau} = \frac{2h\Delta T'}{\rho C\delta} \quad (5.4)$$

式 5.4 中： h 为界面传热系数； $\Delta T'$ 为合金熔体与铸型的温度差； ρ 为合金液密度； C 为合金比热； δ 铸件的壁厚。由此可见，冷却速度和界面换热系数 h 成正比例关系，界面换热系数越大，冷却速率越大，晶粒细化。

5.3.4 速度差剪切对凝固组织的影响

薄壁铝合金压铸流动试样充型流动过程中，由于铝合金熔体的粘性，试样中心位置处、铸型边界位置处铝合金熔体的流动速度不一样，中心位置处充型速度最快，铸型边界位置处充型速度最慢、甚至为零。

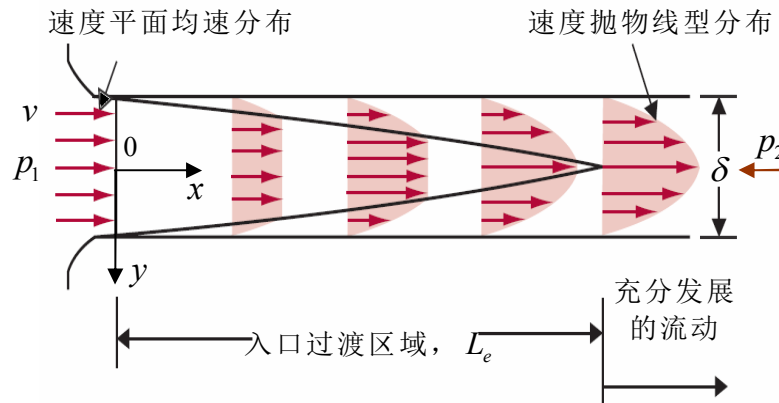


图 5.25 薄壁铝合金压铸流动试样充型速度分布示意图（纵剖面）^[153]

由前文 4.3 节可知，铝合金熔体在流动试样中以层流形式充型，其纵剖面充型流动速度如图 5.25 所示。如图 5.25，以流动试样中间层为对称轴，左边为薄壁流动试样型腔入口，铝合金熔体刚进入流动试样型腔时截面断面各处速度一致，随着充型流动长度的增加，由于铝合金熔体本身的粘性和铸型壁的阻碍作用，铝合金熔体纵剖面速度经过过渡区域长度 L_e 后截面断面速度按照抛物线规律分布，其速度表达式为^[153]：

$$v = \frac{\Delta p}{2\eta L_e} \left[\left(\frac{\delta}{2} \right)^2 - y^2 \right] \quad (5.5)$$

式 5.5 中： Δp 为入口过渡区域两端的压强差， $\Delta p = p_1 - p_2$ ($p_1 > p_2$)； η 为铝合金的粘度； y 为至流动式样中间层面的距离； δ 为流动试样壁厚； L_e 为入口过渡区域长度，其计算表达式为^[154]：

$$L_e = 0.06 \cdot \delta \text{ Re} \quad (5.6)$$

式 5.6 中： Re 为充型流动雷诺数，将表 4.6 中的 Re 值代入式 5.6，求得浇注温度分别为 923K、953K、983K 和 1013K 对应的入口过渡区域长度如表 5.2，由表可知，薄壁铝合金压铸流动试样入口过渡区域最大值仅 10.0mm，相比充型流动长度可以忽略不计，铝合金熔体自进入流动试样型腔，截面断面充型速度就迅速发展成抛物线分布。

表 5.2 入口过渡区域 L_e 长度

浇注温度/K	923	953	983	1013
入口过渡区域长度/mm	4.8	5.6	8.5	10.0

综上所述，在薄壁铝合金压铸流动试样充型流动过程中，当铝合金熔体充型至流动试样型腔时，由于铝合金熔体自身的粘性和铸型壁的阻力，截面断面充型速度迅速发展成抛物线分布，中心充型流动速度最快，铸型边界位置速度最慢、甚至为零，这样不同流层之间存在速度差，速度差会引起各流层铝合金熔体之间产生剪切作用，速度差越大，剪切作用越大，强烈的剪切会导致枝晶的断裂，造成等轴晶的形成，晶粒得以细化。

5.3.5 压力对凝固组织的影响

图 5.26 为不同浇注温度条件下薄壁铝合金压铸充型压力场仿真结果。由图可知，流动试样中压力沿充型流动长度的增加不断下降，流动试样入口处压力最大可以保持压射冲头压力，充型末端的压力最小。浇注温度为 923K 时，流动试样中的压力在第一个拐角前可以保持较高，在经过第三个拐角后压力已经降至 10MPa 以下；浇注温度为 953K 时，压力沿程变化情况和 923K 时类似；浇注温度为 983K 时，压力在第二个拐角前可以保持较高，在经过第五个拐角后压力降至 10MPa 以下；浇注温度为 1013K 时，整个流动试样内部都保持较高的压力，压力都高于 20MPa，只有铸件中心集渣包内压力很低。

压铸过程中，铝合金熔体在压力作用下充型凝固，压力越大，对充型凝固越有利。一般而言，在压力下凝固可以获得更细的晶粒组织。在本文的薄壁铝合金充型过程中，由于壁厚薄，压力的传递有限，压力的损失主要有两方面。一是沿程的压力损失，这主要是因为铝合金熔体本身的粘性，也就是内摩擦力，熔体粘度越大，沿程压力损失越快，因此可以看到随着浇注温度的升高，沿程压力损失越慢，保持较高压力的流动试样长度就越长；二是局部压力损失，也就是熔体流动试样拐角处的压力损失，这主要是因为熔体流经此处时流动速度和方向会发生急剧变化，甚至引起紊流，这会造成其后位置压力降低。

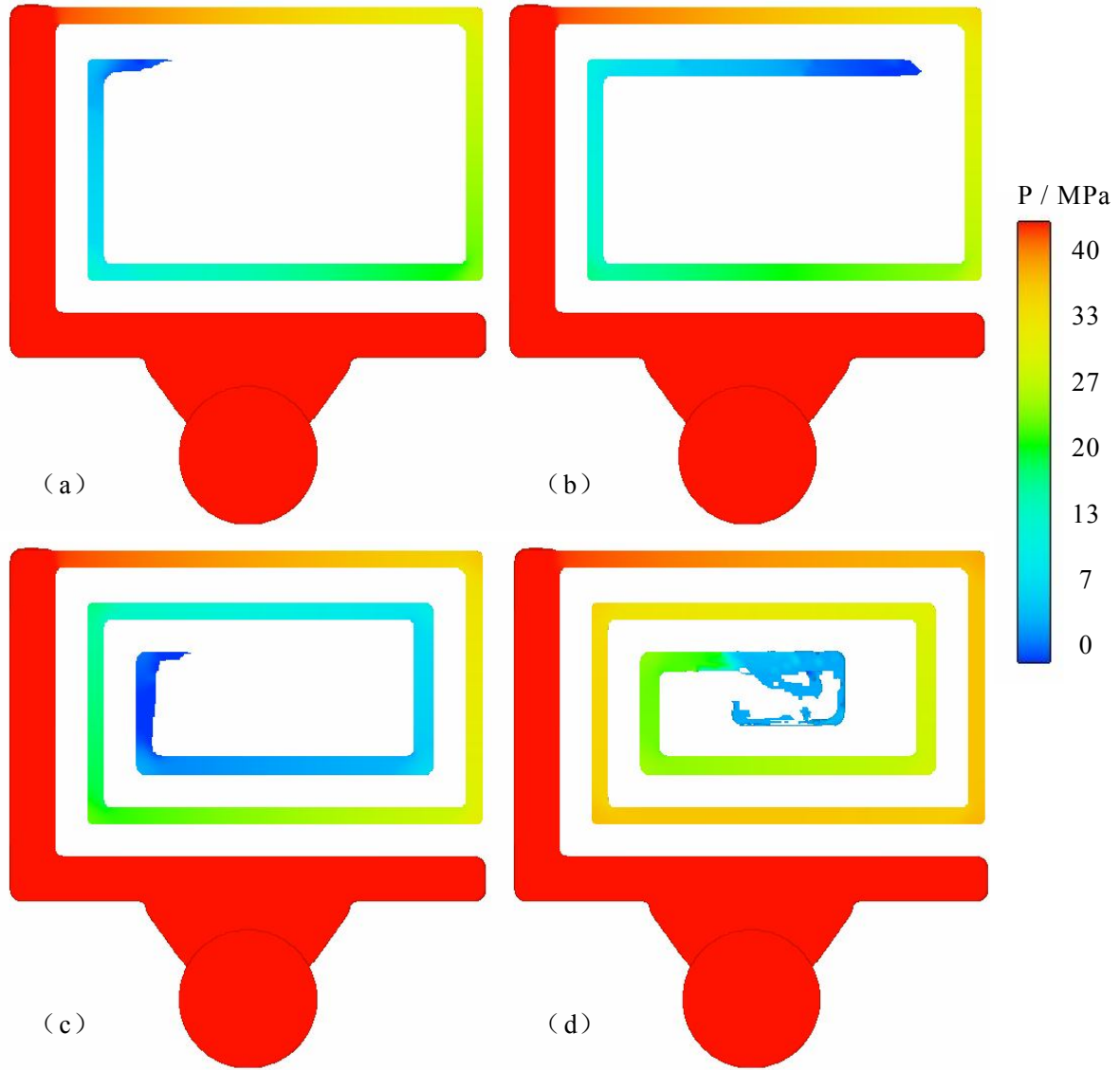


图 5.26 薄壁铝合金压铸充型压力场仿真结果

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

凝固过程中，压力也决定最终的组织。根据液态金属凝固理论，凝固过程包括形核和长大两个过程。凝固组织由凝固过程的形核率和长大速度决定。在压铸过程中，凝固过程在压力作用下发生，压力会对形核率和长大速度产生影响，从而影响最终的组织。

根据结晶学的基本理论，压力与形核率的关系如下式^[155]：

$$I = a \cdot \exp\left[\frac{-b}{(d+P)^2}\right] \cdot \exp(-c \cdot P) \quad (5.7)$$

式 5.7 中： I 为形核率； P 为压强 (Pa)；

$$a = \frac{nKT}{h} \exp\left(-f\sigma^{\frac{\delta}{T}}\right) \quad (5.8)$$

$$b = \frac{32\sigma^3}{\rho^2 K T (V_l - V_s)^2} \quad (5.9)$$

$$c = f\beta \exp(\delta/T) \quad (5.10)$$

$$d = \frac{Q_m (T_m - T)}{T_m (V_l - V_s)} \quad (5.11)$$

式 5.8 至式 5.11 中： n 为单位体积内的原子数； K 为玻尔兹曼常数； T 为温度 (K)； h 为普朗克常数； f ， δ 为系数； σ 为表面张力 (N/m)； ρ 为金属的密度 (kg/m³)； V_l 和 V_s 分别为金属液相与固相时的体积 (m³)； Q_m 为结晶潜热 (kJ/kg)； T_m 为金属的熔点 (K)。

由式 5.7 可知，当凝固过程中有压力 P 作用时，会产生两方面的影响。首先压力会降低形核功，使受形核功影响的几率因子 $\exp\left[\frac{-b}{(d+P)^2}\right]$ 增加；另外压力又会增加原子扩散的激活能，使受原子扩散影响的几率因子 $\exp(-c \cdot P)$ 降低。因此，在温度不变的情况下，形核率随压力的升高先增加后降低。

目前晶体的长大主要有三种方式^[155]：

1) 垂直方式，平均长大速度 \bar{R} 与过冷度 ΔT 成正比：

$$\bar{R} = \mu_1 \Delta T \quad (5.12)$$

2) 表面形核方式，平均长大速度 \bar{R} 与过冷度 ΔT 的关系为：

$$\bar{R} = \mu_2 \exp\left(-\frac{b}{\Delta T}\right) \quad (5.13)$$

3) 缺陷长大方式，平均长大速度 \bar{R} 与过冷度 ΔT 的关系为：

$$\bar{R} = \mu_3 \Delta T^3 \quad (5.14)$$

式 5.12 至式 5.14 中： μ_1 、 μ_2 和 μ_3 为常数； b 为常数。从式 5.12 至式 5.14 可以看出，这三种长大方式晶体长大速度均随过冷度的增加而增加。金属凝固过程中体积会发生收缩，在压力作用下时金属凝固点温度会升高，这相当于增加了凝固过程的过冷度，从而导致晶体长大速度增加。

综上所述，在压铸过程中，压力会使凝固的形核率增加，同时还会增加晶体长大的速度，这容易获得细晶组织。由前文充型压力仿真分析得知，浇注温度越高，压射冲头压力沿程损失越少，压力的作用越明显，越容易获得细晶组织。

5.4 薄壁铝合金件压铸力学性能

5.4.1 入口处力学性能

图 5.27 为薄壁铝合金压铸流动试样入口（45mm）处的力学性能。由图可知，薄壁铝合金压铸流动试样入口处的抗拉强度和断后延伸率均随浇注温度的升高先增加后降低。抗拉强度 $\geq 220\text{MPa}$ ，浇注温度为 953~983K 时，抗拉强度达最高值 268MPa。断后延伸率 $\geq 6\%$ ，浇注温度为 953K 时达最大值 9%。

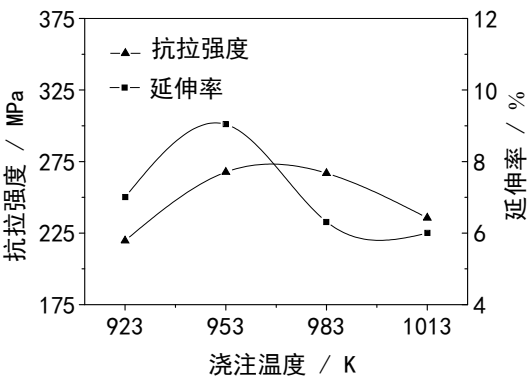


图 5.27 薄壁铝合金压铸流动试样入口（45mm）处的力学性能

5.4.2 沿程力学性能

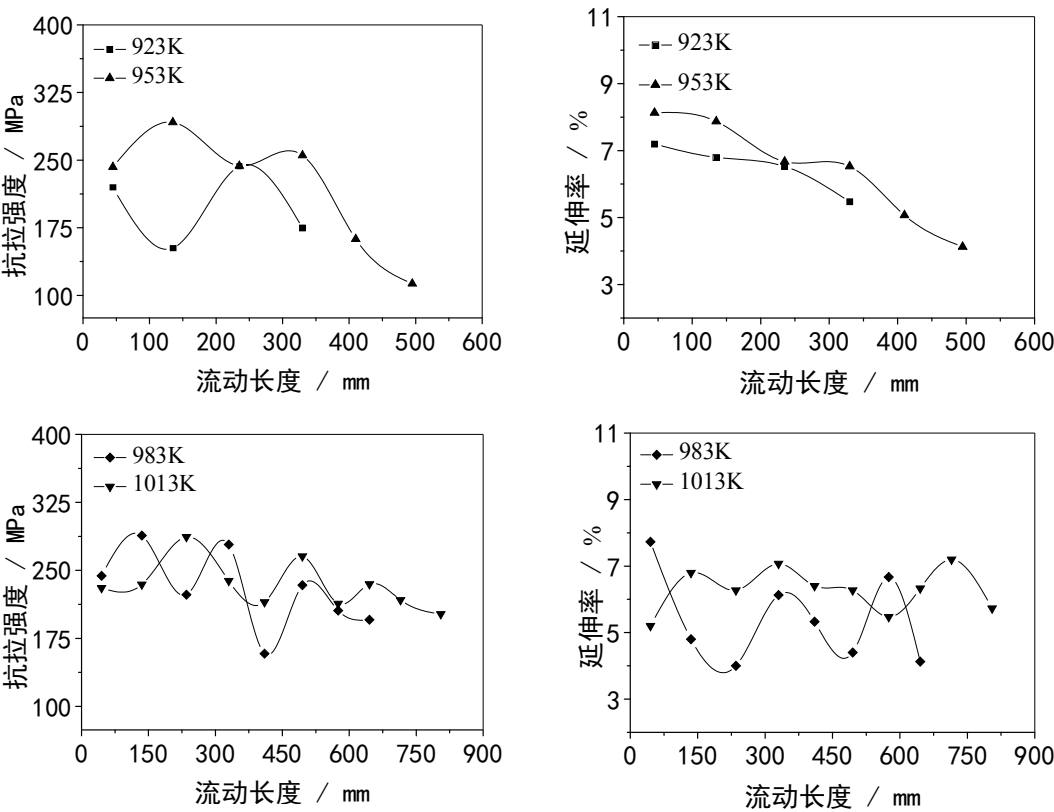


图 5.28 薄壁铝合金压铸流动试样充型流动沿程长度上的力学性能

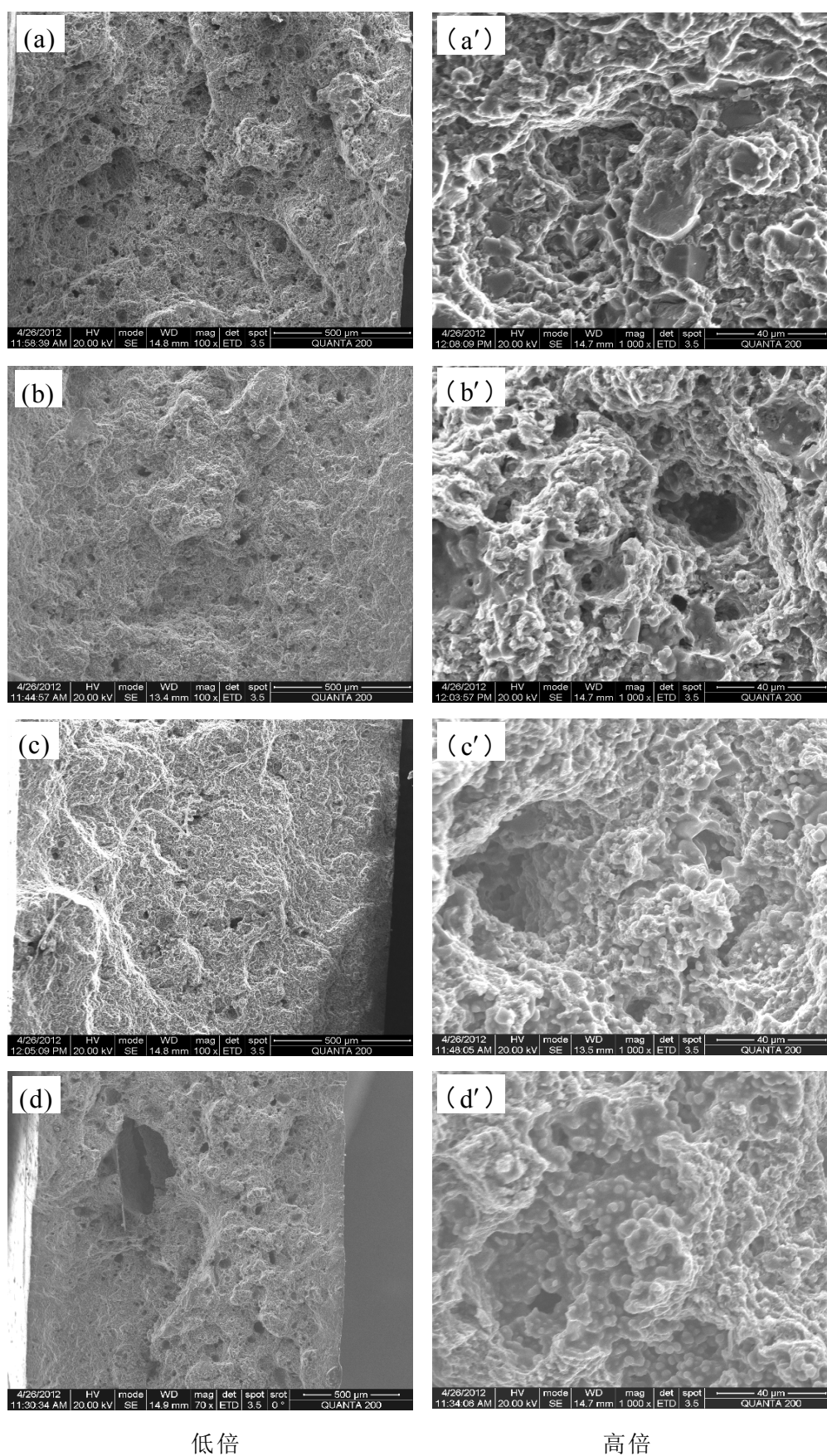
图 5.28 为薄壁铝合金压铸流动试样充型流动沿程长度上的力学性能。由图可知，浇注温度为 923K 时，薄壁铝合金压铸流动试样的抗拉强度沿充型流动长度的增加波动很大，整体呈下降趋势；断后延伸率沿充型流动长度的增加不断下降。浇注温度为 953K 时，抗拉强度在沿程距离较短时波动较小，然后突然下降；断后延伸率沿充型流动长度的增加不断下降。浇注温度为 983K 时，抗拉强度沿充型流动长度的增加波动较小，下降不明显；断后延伸率总体在一定范围内波动。浇注温度为 1013K 时，抗拉强度和断后延伸率沿充型流动长度的增加基本保持不变，波动很小，整个流动试样沿程抗拉强度均大于 202MPa，延伸率均大于 5.5%，沿程力学性能较稳定。

5.4.3 断口分析

通过前文分析发现，当浇注温度为 1013K 时，薄壁铝合金流动试样沿充型流动长度上的组织力学性能规律最明显。因此，本文仅对浇注温度为 1013K 时对应的拉伸试样断口进行了 SEM 观察。图 5.29 为浇注温度为 1013K 时薄壁铝合金压铸流动试样沿充型流动长度上的拉伸试验断口 SEM 照片，左边图 5.29(a)、(b)、(c)和(d)为低倍 SEM 照片，右边图 5.29(a')、(b')、(c')和(d')为高倍 SEM 照片。

由图 5.29(a)可知，拉伸试样断面有大量黑色点状孔洞，尺寸有大有小，分布均匀；然后随着充型流动长度的增加黑色点状孔洞尺寸有所减小，数量也减少；当充型流动长继续增加至 805mm 时，如图 5.29(d)所示拉伸试样断面上观察到有大尺寸的孔洞，其尺寸大于 400 μ m。结合前文 5.2.2 节中图 5.9 金相组织结合可知，尺寸最小的黑色点状处为氢气针孔，尺寸较大的为弥散气孔，在充型流动长度 805mm 处的拉伸试样断口中的大尺寸的孔洞为卷气孔。针孔和弥散气孔不会很大程度地降低材料的抗拉强度，但会降低材料的断后延伸率；卷气孔会大大降低流动试样的力学性能。

由图 5.29(a')、(b')、(c')和(d')可知，浇注温度为 1013K 时，薄壁铝合金流动试样各充型流动长度上的拉伸试样断口都表现为典型的韧性断裂。其中流动长度小于等于 330mm 的拉伸断口韧窝大且深，如图 5.29(a')和(b')所示韧窝分布均匀，轮廓清晰，此状态下得韧窝大大提高了材料的延伸率；然后随着充型流动长度的增加，韧窝变小，轮廓变得不清晰，但总体分布很均匀。在拉伸断口的韧窝是材料在微区范围内塑性变形产生的显微空洞，经形核、长大、聚集，最后相互连接而导致断裂后，在断口表面所留下的痕迹，由此可以判断薄壁铝合金压铸流动试样拉伸断裂方式为韧性断裂。



低倍

高倍

图 5.29 浇注温度为 1013K 时流动试样沿程长度上得拉伸试验断口 SEM 照片

沿程位置: (a)、(a')45mm; (b)、(b')330mm; (c)、(c')575mm; (d)、(d')805mm

5.4.4 薄壁铝合金件压铸力学性能影响因素

组织结构决定力学性能。在薄壁铝合金流动试样压铸过程中，由于充型速度快其组织中存在大量气孔，因此其力学性能除了和凝固组织有关外，还和气孔密切相关。

通过前文气孔分析，流动试样气孔含量随浇注温度的升高逐渐增多，一般来讲，气孔越多，性能越差，那么由气孔引起的力学性能应该越来越差；由前文密度分析可知，密度的大小受气孔率和冲头压力综合影响，对应的密度随浇注温度的升高先增加后减小，密度越大，材料组织越致密，性能越好；试样组织 α -Al 相组织越来越规整、均匀且有一定的细化，但 α -Al 枝晶截距变化不大。温度较低时，铝合金流动性较差，压力作用不明显，气孔含量较低，其力学性能主要受 α -Al 相组织结构决定，随浇注温度的升高力学性能增加；当浇注温度较高时，铝合金流动性增加，压力作用增加， α -Al 相组织也变得越来越均匀细化，但其气孔率迅速增加导致其密度急剧下降，力学性能变差。因此，在影响力学性能的因素中，温度较低时， α -Al 相组织结构起主要决定作用；温度较高时，力学性能受气孔率影响明显。

由前文可知，浇注温度为 923K 时，流动试样沿程气孔不断增加，沿程密度在经过第一个拐角后急剧下降，沿程 α -Al 相组织、 α -Al 枝晶截距变化不大，抗拉强度沿充型长度波动变化后呈下降趋势，断后延伸率沿充型长度不断减低，因此推断浇注温度为 923K 时，力学性能主要由气孔和冲头压力影响。浇注温度为 953K 时，流动试样沿程气孔先减少后增加，沿程密度下降很快，沿程 α -Al 相组织、 α -Al 枝晶截距变化亦不大，抗拉强度和断后延伸率沿程不断降低，因此推断浇注温度为 953K 时，力学性能主要由冲头压力和气孔影响，冲头压力作用相对变强。浇注温度为 983K 和 1013K 时，气孔沿程先减少后增加，密度沿程变化不大，沿程 α -Al 相组织、 α -Al 枝晶截距变化同样不大，抗拉强度和断后延伸率沿程的变化规律同密度变化规律、 α -Al 相组织形态规律一致，因此推断浇注温度较高时，沿程力学性能主要受沿程 α -Al 相组织结构和冲头压力作用影响，气孔作用影响相对减弱。

5.5 薄壁铝合金电机盖压铸工艺优化

综上所述，前文建立了薄壁铝合金件压铸数值仿真模型，并结合压铸实验结果研究了其充型流动行为、气孔和组织力学性能，但如何将数值仿真模型和得到的气孔组织力学规律用于优化实际的薄壁铝合金件压铸工艺是本文的最终目的。为此，本节以某薄壁铝合金电机盖来进一步验证和说明。

5.5.1 数模分析

图 5.30 为电机盖三维数模，右边部件为薄壁复杂铸件，(c)图为其剖面图，平均壁厚 2.0mm，最薄处壁厚仅 0.2mm，尺寸为 80mm×70mm×43mm。图 5.31 为其数值模拟网格划分结果，总体网格单元长度为 1.0mm，总网格数 1792560。

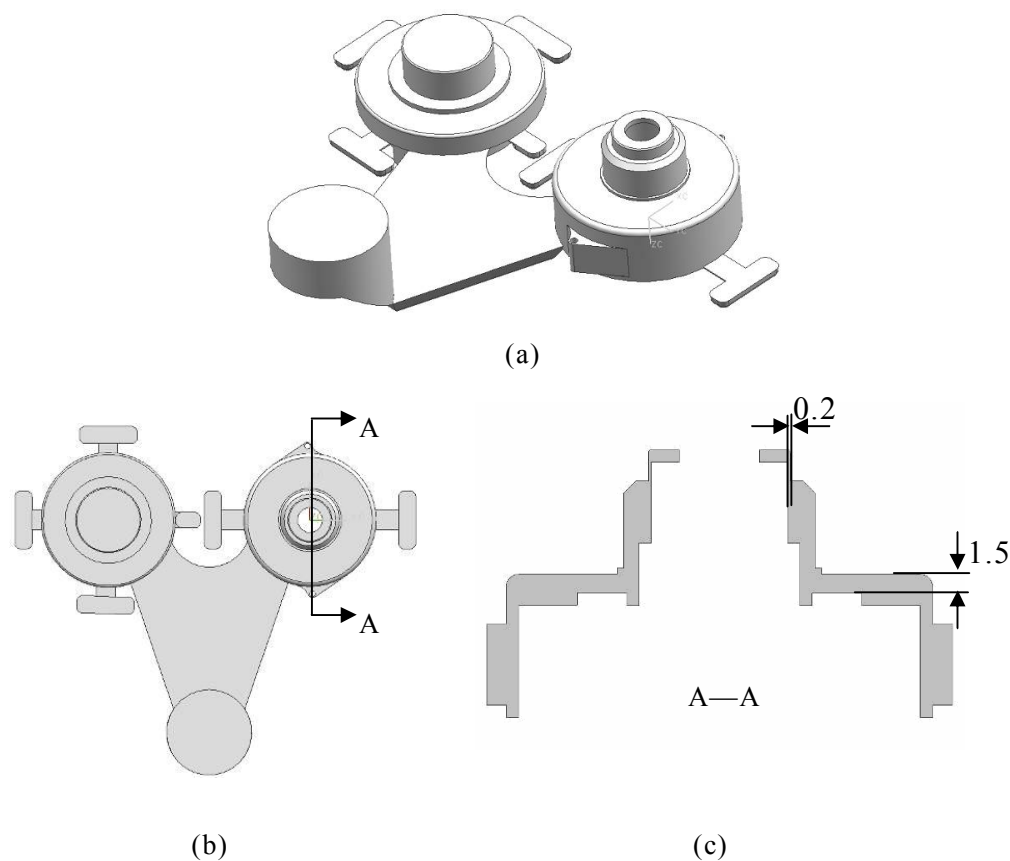


图 5.30 电机盖三维数模（单位：mm）

(a)三维图; (b)俯视图; (c)典型剖面图

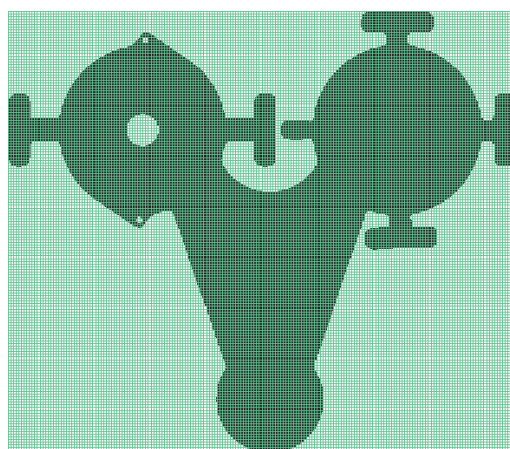


图 5.31 电机盖网格划分结果

网格单位长度 1.0mm，总网格数 1792560

5.5.2 基于数值仿真的电机盖压铸工艺优化

表 5.3 电机盖压铸数值仿真结果

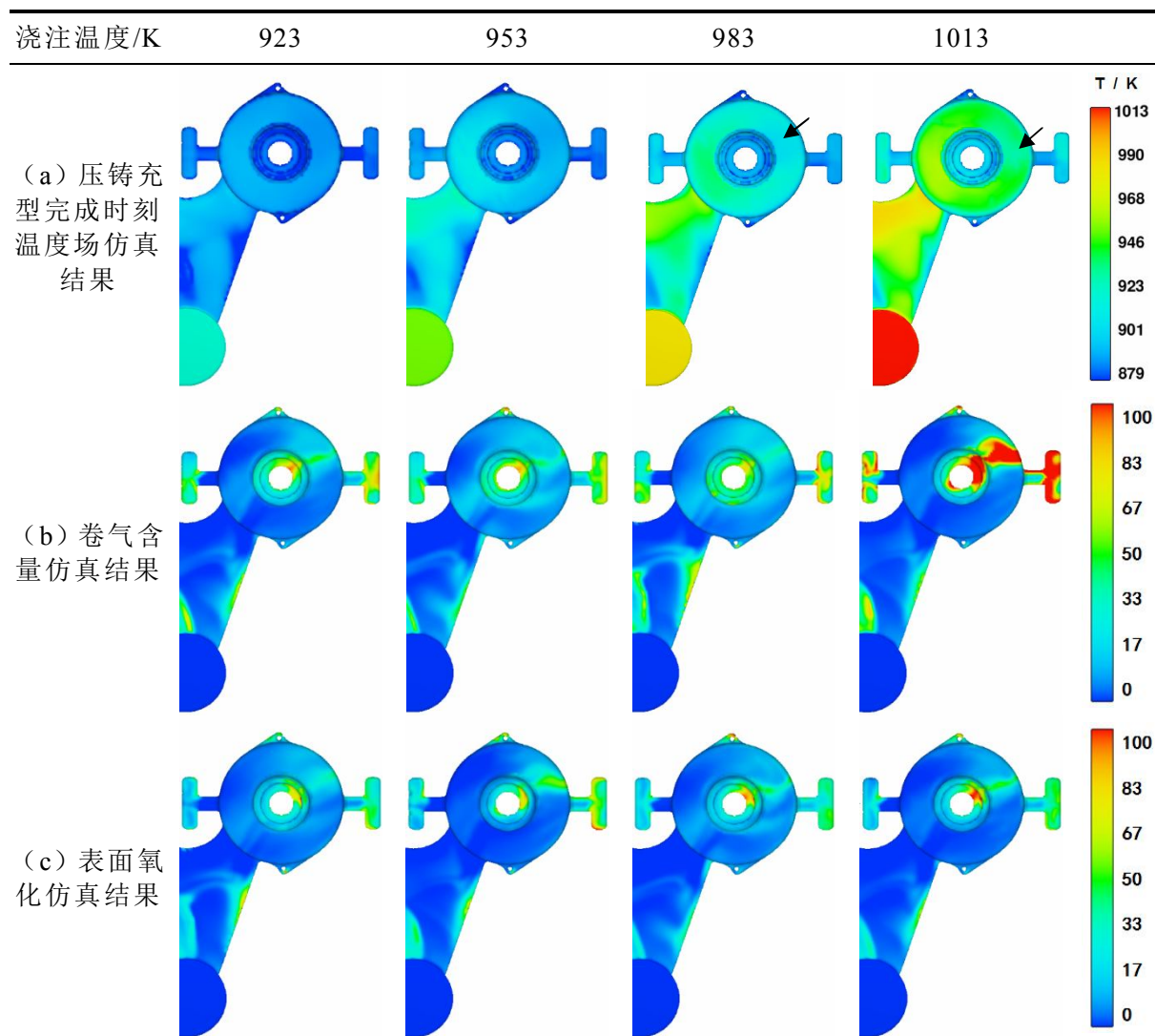


表 5.3 为不同浇注温度条件下的铝合金电机盖压铸充型数值仿真结果，(a) 行为压铸完成时刻电机盖温度场结果，(b)为卷气含量仿真结果，(c)行为表面氧化仿真结果。由(a)行可知，浇注温度为 923K 和 953K 时电机盖充型完成时刻铸件温度过低，因此，推荐的浇注温度应该 $\geq 983\text{K}$ ；此外，铸件充型完成时刻最低温度仅出现在 2 点钟位置（如图中箭头所示），一般来讲，距离浇口越近铸件温度越高，温度最低的位置容易产生浇不足、冷隔等缺陷。由(b)行可知，仿真的卷气含量总体上较少，铸件中卷气位置和含量随浇注温度的升高呈增大趋势；浇注温度 $\leq 983\text{K}$ 时，卷气位置和含量总体变化不大，卷气含量最大值都出现在 2 点钟位置；当浇注温度升高至 1013K 时，在铸件 2 点钟位置的卷气含量突然增加；因此，合理的浇注温度应该 $\leq 983\text{K}$ 。由(c)行可知，仿真的铸件表面氧化程度随浇注温度的升高逐渐增大，表面氧化程度最大处都出现在 2 点钟位置。

综上所述，推荐的优化的浇注温度为 983K，铸件产生冷隔、浇不足、卷气和表面氧化的位置最可能出现在 2 点钟位置。

5.5.3 电机盖压铸实验

电机盖压铸所用材料和工艺参数同流动试样，图 5.31 为压铸制备的薄壁铝合金电机盖试样及取样位置。如图 5.32(a)所示，由于电机盖薄壁处为弧形无法取样，拟在横浇道处取圆棒拉伸试样来定性分析电机盖的组织力学性能，拉伸试样尺寸如图 5.32(b)。通过仿真和实验分析，拟在电机盖容易出现冷隔和氧化等缺陷的 2 点钟位置取样做密度和金相分析。

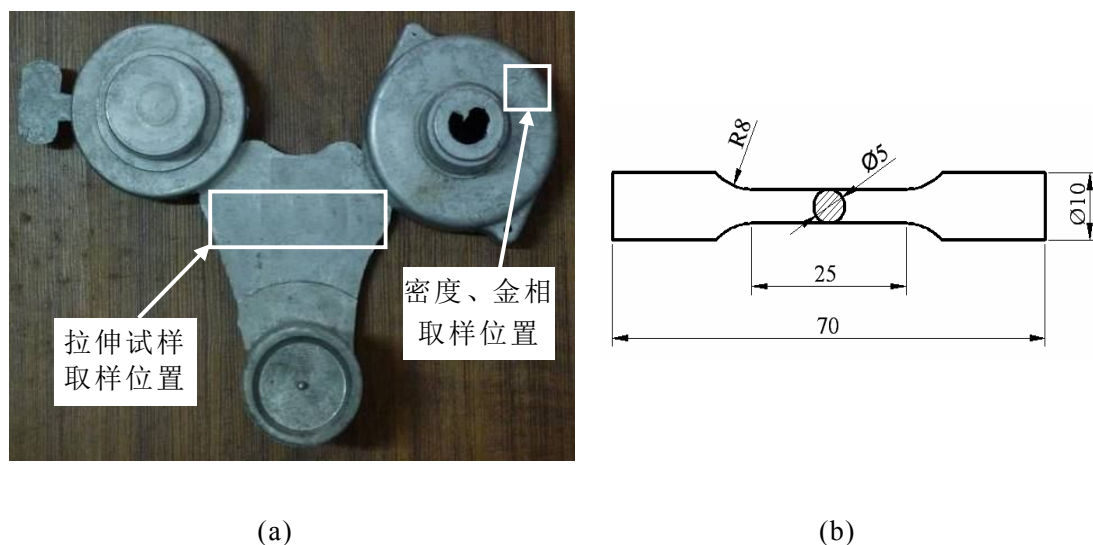


图 5.32 薄壁铝合金电机盖压铸试样及取样位置

(a)取样位置; (b)拉伸试验尺寸（单位：mm）

图 5.33 为不同浇注温度条件下的薄壁铝合金电机盖压铸试样。由 5.33 图(a)可知，浇注温度为 923K 时，铸件充型不是很完整，轮廓也不清晰，在 2 点钟位置出现了明显的冷隔（如图中箭头所示），其它位置布满了压铸流痕；对比表 5.3(a)行仿真结果，浇注温度为 923K 时，电机盖压铸充型完成时刻铸件温度过低，过低的浇注温度会导致铸件浇不足。由 5.33 图(b)可知，浇注温度为 953K 时，铸件充型仍然不完整，在 2 点钟位置还是出现了明显的冷隔（如图中箭头所示）；对比表 5.3(a)行仿真结果，电机盖压铸充型完成时刻铸件温度还是过低。由 5.33 图(c)可知，浇注温度为 983K 时，薄壁铝合金电机盖充型完整，轮廓清晰，铸件表面光亮，无冷隔等缺陷；对比表 5.3(a)行中的仿真结果，仿真计算的铸件充型完成时刻温度范围为 900~960K 左右，此温度铝合金的过热度铝合金流动性较好，温度也不至于太高，利于充型。由图 5.33(d)可知，浇注温度为 1013K 时，铸件表面出现了严重的氧化的严重（如图中箭头所示），氧化出现的位置同表 5.1 中(c)行中预测的一致。综上所述，电机盖最佳的浇注温度为 983K。

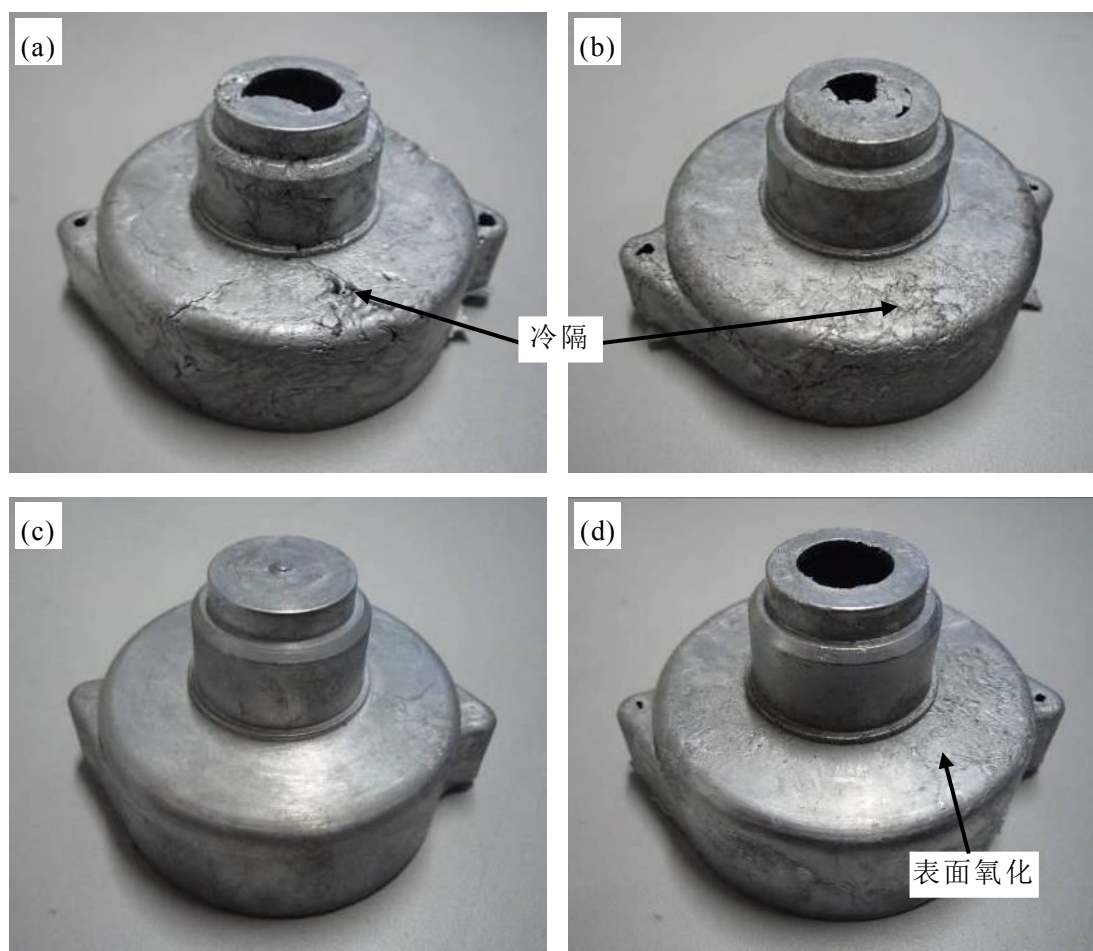


图 5.33 不同浇注温度下的薄壁铝合金电机盖试样

浇注温度: (a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

图 5.34 为薄壁铝合金电机盖 2 点钟位置不同浇注温度条件下的压铸组织。由图可知, 随着浇注温度的升高, 电机盖压铸 α -Al 相组织尺寸先变小后增大, 枝晶明显。由图 5.34(a)可知, 浇注温度为 923K 时, 初生 α -Al 相组织粗大, 有明显的枝晶, 这是因为熔体温度过低, 铝合金液浇入压室后有短暂的停留, 在这期间铝合金液可能就有部分发生凝固甚至长大最后保留在铸件中; 另一方面, 在图中还发现组织中间还有黑色的气孔空洞, 这是因为浇注温度过低, 铝合金熔体流动性差, 容易卷气而且压射冲头压力作用效果减弱, 这样使得在铸件中容易产生气孔孔洞; 对比表 5.3(a)行中仿真结果, 浇注温度为 923K 时, 铸件充型完成时刻部分已经发生凝固, 就容易产生上述粗大晶粒, 也容易出现气孔孔洞, 这和实验结果一致。由图 5.34(b)可知, 浇注温度为 953K 时, 初生 α -Al 相组织相比浇注温度为 923K 时有所细化, 但总体分布不均匀, 这主要还是因为浇注温度过低, 铝合金流动性差, 压射充型压力作用效果有限; 对比表 5.3(a)行中仿真结果, 浇注温度为 953K 时, 铸件充型完成时刻整个温度还是比较低, 不利于充型和形成良好的组织。由图 5.34(c)可知, 浇注温度为 983K 时, 初生

α -Al 相组织细化明显，总体分布均匀，这样的组织有利于力学性能的提高；由前文表 5.3(a)行仿真结果可知，浇注温度为 983K 时，铸件充型完成时刻有很好地温度场，既利于充型完成，也利于凝固，这将在下文力学性能再继续讨论。当继续升高浇注温度至 1013K 时，由图 5.34(d)可知，初生 α -Al 相组织开始发生长大，这对力学性能有害。

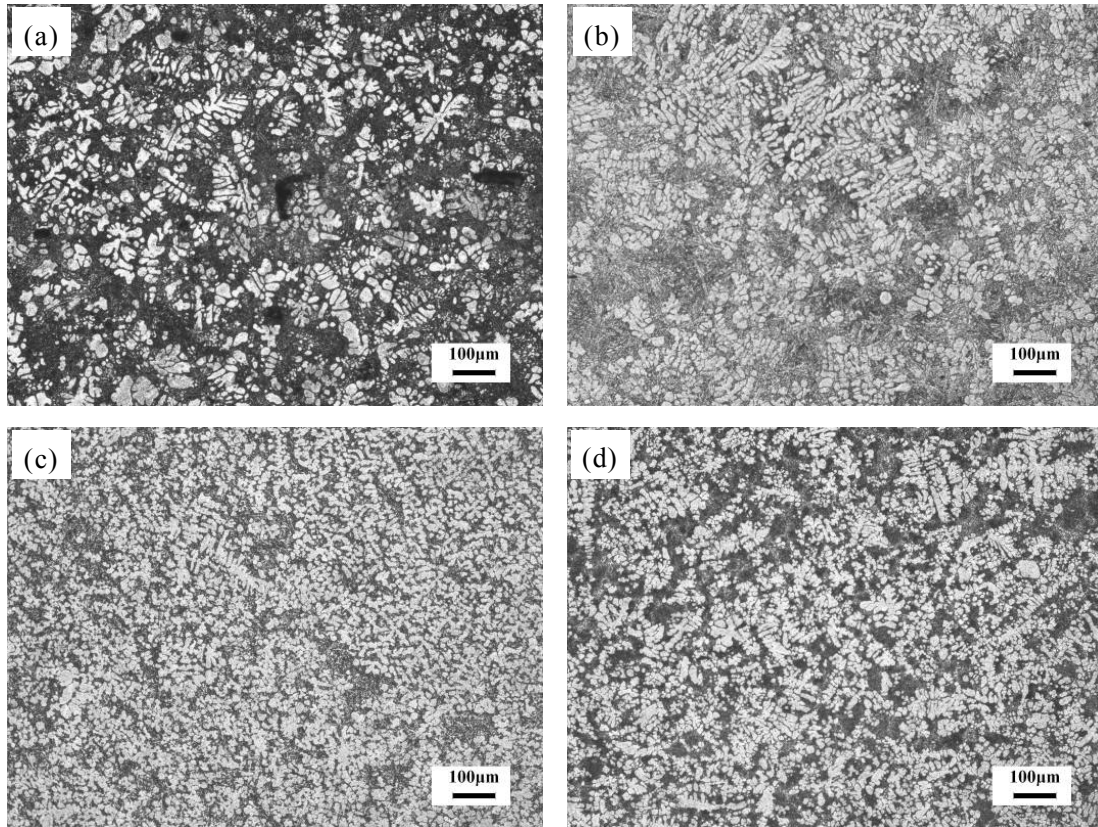


图 5.34 电机盖 2 点钟位置处的压铸组织

浇注温度：(a)923K；(b)953K；(c)983K；(d)1013K

图 5.35 为薄壁铝合金电机盖 2 点钟位置的密度随浇注温度变化的曲线。由图可知，电机盖 2 点钟位置处密度随浇注温度的升高先增加后降低。由表 5.3(b)行可知，当浇注温度 ≥ 953 K 时，电机盖卷气含量和位置基本不再发生变化，那么由气孔引起的密度变化可以忽略不计，浇注温度越高，铝合金流动性越好，密度在冲头压力的作用下应该越来越大，因此采用默认粘度和默认换热系数仿真的结果与实验结果不符。由表 5.3 (b)行可知，电机盖卷气含量在浇注温度为 1013K 时迅速增加，这会引起密度的急剧下降，但由于浇注温度越高，铝合金流动性越好，密度在冲头压力的作用下越来越大，在两者作用下使得密度随浇注温度的升高呈现先增加后降低的趋势，这也和前文 5.2.1 薄壁铝合金流动试样入口处密度变化规律一致。

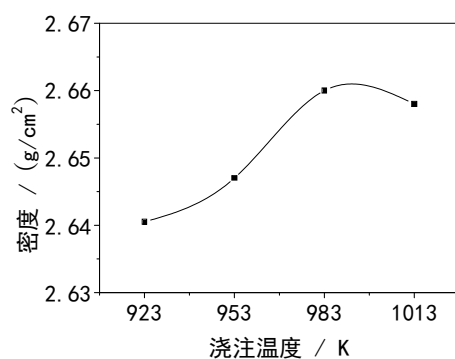


图 5.35 电机盖 2 点钟位置处的密度

图 5.36 为薄壁铝合金电机盖拉伸试样位置处的金相组织。由图 5.36(a)可知，浇注温度为 923K 时，其初生 α -Al 相组织呈球状，分布较均匀， α -Al 相组织之间存在大量黑色的共晶组织；当浇注温度为 953K 时， α -Al 相组织有所粗化，黑色的共晶组织含量增加；当浇注温度为 983K 时， α -Al 相组织又开始细化，黑色的共晶组织含量相比浇注温度为 923K 和 953K 时都要少；当浇注温度为 1013K 时， α -Al 相组织粗化严重，发现了明显的枝晶。综上所述，电机盖拉伸试样位置处的 α -Al 相组织随浇注温度的升高呈波浪式变化，其中浇注温度为 983K 时组织最均匀， α -Al 相组织含量也最多。

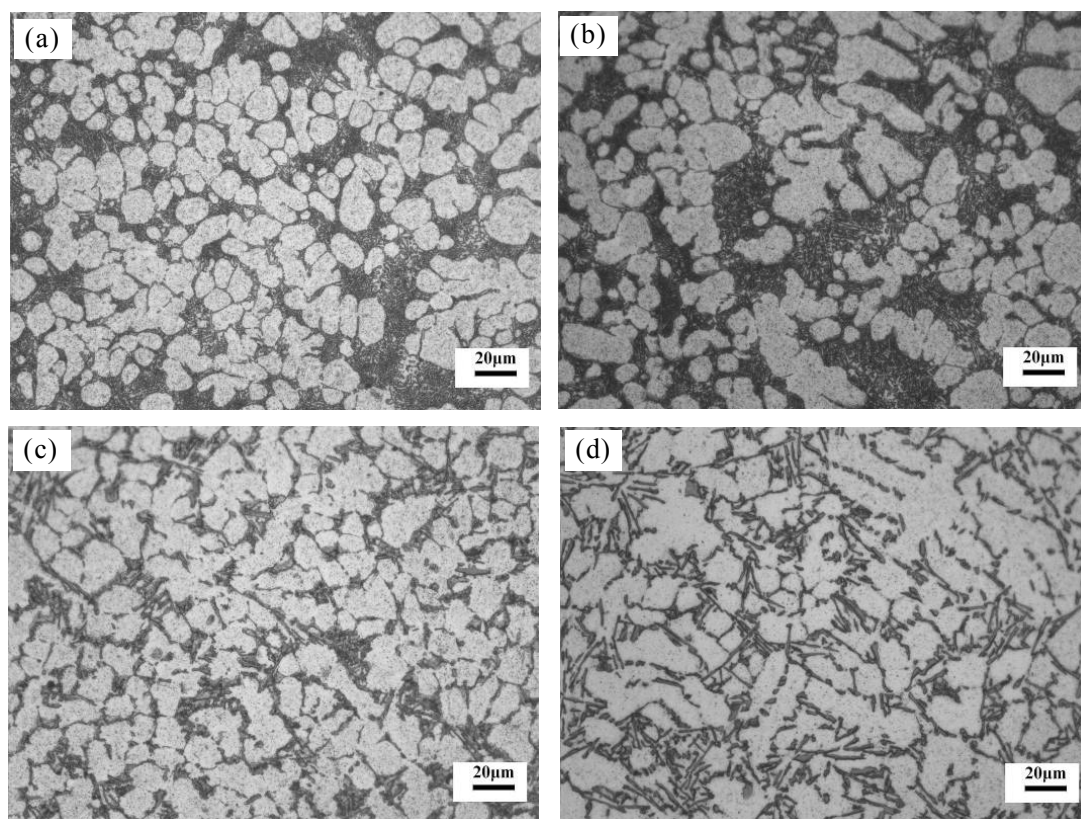


图 5.36 电机盖拉伸试样位置处的压铸组织

浇注温度：(a)923K; (b)953K; (c)983K; (d)1013K

图 5.37 为薄壁铝合金电机盖力学性能随浇注温度变化的曲线。由图可知，电机盖抗拉强度和断后延伸率随浇注温度的升高先增加后降低，其变化规律同密度变化规律类似；力学性能在浇注温度为 983K 时最好，这也和图 5.36(c)中的组织最细、 α -Al 相组织含量最多相统一。正如前文所述，通过数值模拟仿真结果分析可知，浇注温度为 983K 时，充型完成时刻温度场范围合适，卷气含量和表面氧化也保持在一个较低的水平，压铸组织在此浇注温度条件下初生 α -Al 相组织最细最均匀，密度也最大，这些都有利于力学性能的提高。

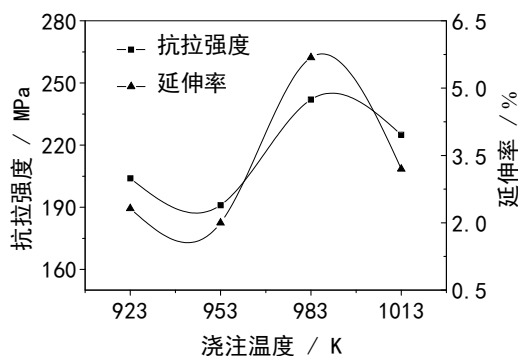


图 5.37 电机盖力学性能

综上所述，在薄壁铝合金电机盖压铸充型过程中，基于采用实测粘度和实验计算的界面换热系数的数值模拟能够准确地预测铸件充型完成时刻的温度场、卷气含量和表面氧化程度，实验结果同仿真结果吻合较好。通过仿真得出电机盖最合理的浇注温度为 983K，实验研究表明，在浇注温度为 983K 时，电机盖充型完整，轮廓清晰，表面无冷隔、氧化，初生 α -Al 相组织最细最均匀，密度、抗拉强度和断后延伸率都到达最大值。

5.6 本章小结

(1) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处气孔随浇注温度的升高逐渐增多，沿程气孔先减少后增加。建立的薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型将气孔分布沿充型流动长度分为四个部分：1) 流动试样近入口段 L_{f1} ，主要变为氢气针孔和弥散气孔；2) 中间段 L_{f2} ，仅有少量氢气针孔；3) 流动试样远入口段 L_{f3} ，主要为卷气孔，在端部都会出现缩气孔；4) 流动试样末段 L_{f4} ，主要是由充型液面前端破碎、雾化和氧化后混合渣和气形成的多相成分混合物。降低浇注温度，近入口段 L_{f1} 长度减短，当浇注温度降至 923K 时，近入口段 L_{f1} 减短至消失。

(2) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处密度随浇注温度的升高先增加后降低。流动试样密度沿程主要受流动性影响，浇注温度为 923K 和 953K 时，铝合金流动性差，密度沿程下降很快；浇注温度为 983K 和 1013K 时，铝合金流动性好，密度沿程变化不大。

(3) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处初生 α -Al 相组织随浇注温度的升高由不规则的块状逐渐变成规则的球状和蔷薇状, 晶粒越来越细, 分布也更均匀; α -Al 相组织形态、枝晶平均截距、含量沿程变化不大; 试样中心位置处的 α -Al 枝晶平均截距、 α -Al 相含量大于铸型边界位置处。

(4) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处抗拉强度、断后延伸率随浇注温度的升高先增加后减小; 抗拉强度均大于 220MPa, 断后延伸率均大于 6%。浇注温度为 923K 和 953K 时, 沿程抗拉强度、断后延伸率下降明显, 力学性能主要受气孔影响; 浇注温度为 983K 和 1013K 时, 抗拉强度和断后延伸率沿充型流动长度的增加基本保持不变, 波动很小, 压力对力学性能作用明显; 浇注温度为 1013K 时, 整个流动试样沿程抗拉强度均大于 202MPa, 延伸率均大于 5.5%, 沿程力学性能较稳定。

(5) 薄壁铝合金电机盖压铸充型过程中, 基于数值仿真能够准确地预测铸件充型完成时刻的温度场、卷气含量和表面氧化程度, 实验结果同仿真结果吻合较好。通过仿真得出电机盖最合理的浇注温度为 983K, 实验研究表明, 在浇注温度为 983K 时, 电机盖充型完整, 轮廓清晰, 表面无冷隔和氧化, 初生 α -Al 相组织最细最均匀, 密度、抗拉强度和断后延伸率都到达最大值。

第 6 章 结论

6.1 结论

本文以 AlSi10MnMg 铝合金为研究对象, 通过建立适合于薄壁铝合金压铸的数值仿真模型, 采用实验和数值仿真相结合的方法研究了薄壁铝合金件压铸充型过程中的流动行为和组织力学性能规律, 得到的主要结论如下:

(1) 铸造过程中铝合金熔体表现非牛顿流体特性, 需采用旋转粘度计测定其粘度, 其粘度值远远大于采用振荡粘度测定的铝合金粘度值, 这主要是熔体中第二相使其粘度大大增加。AlSi10MnMg 合金在降温过程中其熔体内部结构会发生一系列变化, 导致其粘度变化可以分为四个阶段, 其表达式如下:

$$\eta(T) = \begin{cases} a - bT, T > T_A \\ \eta_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right), T_B < T < T_A \\ c + dT - eT^2, T_C < T < T_B \\ f - gT + hT^2, T < T_C \end{cases}$$

(2) 根据薄壁铝合金件压铸充型速度快和时间短的特点, 将充型过程分为液相充型阶段 (第 I 阶段) 和液/固两相充型阶段 (第 II 阶段), 分别推导和计算了各阶段的铸件/铸型界面换热系数。

充型第 I 阶段的铸件/铸型界面换热系数表达式为:

$$h_1 = \frac{S\rho C}{C_s \tau_1} \cdot \ln \frac{T_j - T_m}{T_L - T_m}$$

充型第 II 阶段的铸件/铸型界面换热系数表达式为:

$$h_2 = \frac{S\rho \left(C + \frac{\Delta L_f S \rho f_{scr} L}{T_L - T_k} \right)}{C_s \tau_2} \cdot \ln \frac{T_L - T_m}{T_k - T_m}$$

充型第 I 阶段的铸件/铸型界面换热系数随浇注温度的升高而变大, 充型第 II 阶段的铸件/铸型界面换热系数受两相区长度 ΔL_f 影响很小。

(3) 薄壁铝合金压铸流动试样充型最小流动充型临界长度在经过 4 个 90° 的拐角后达 510mm, 最大临界长度在浇注温度为 1013K 时经过 6 个 90° 的拐角后达 810mm。流动试样压铸充型过程中 $Re < 2000$ 和 $We \gg 60$, 铝合金熔体以层流、充型前端液面自由表面破碎成细小液滴的喷射形式高速填充流动试样型腔。建立了一种针对薄壁铝合金压铸金属液填充理论模型, 它结合了喷射填充理论

和“全壁厚”填充理论，认为在其充型过程中，喷射状态和“全壁厚”状态一直存在且保持至充型结束。“全壁厚”状态位于流动试样入口段，其长度等于充型临界长度 L_{fc} 。喷射状态位于充型液面前段，其长度等于 $\Delta L_f = L_{fl} - L_{fc}$ 。浇注温度越高，随着总充型长度的增加，喷射状态段长度、“全壁厚”状态长度均增加。

(4) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处气孔随浇注温度的升高逐渐增多，沿程气孔先减少后增加。建立的薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型将气孔分布沿充型流动长度分为四个部分：1) 流动试样近入口段 L_{f1} ，主要变现为氢气针孔和弥散气孔；2) 中间段 L_{f2} ，仅有少量氢气针孔；3) 流动试样远入口段 L_{f3} ，主要为卷气孔，在端部都会出现缩气孔；4) 流动试样末段 L_{f4} ，主要是由充型液面前端破碎、雾化和氧化后混合渣和气形成的多相成分混合物。降低浇注温度，近入口段 L_{f1} 长度减短，当浇注温度降至 923K 时，近入口段 L_{f1} 减短至消失。

(5) 薄壁铝合金压铸流动试样入口处密度随浇注温度的升高先增加后减小。流动试样密度沿程主要受流动性影响。入口处初生 α -Al 相组织随浇注温度的升高由不规则的块状逐渐变成规则的球状和蔷薇状，晶粒越来越细，分布也更均匀，但沿程变化不大。薄壁铝合金压铸流动试样入口处抗拉强度、断后延伸率随浇注温度的升高先增加后减小；抗拉强度均大于 220MPa，断后延伸率均大于 6%。浇注温度为 923K 和 953K 时，沿程抗拉强度、断后延伸率下降明显，力学性能主要受气孔影响；浇注温度为 983K 和 1013K 时，抗拉强度和断后延伸率沿充型流动长度的增加基本保持不变，波动很小，压力对力学性能作用明显；浇注温度为 1013K 时，整个流动试样沿程抗拉强度均大于 202MPa，延伸率均大于 5.5%，沿程力学性能较稳定。

6.2 论文主要创新点

薄壁铝合金铸件因具有良好的轻量化效果和优异的力学性能，在汽车结构件上有广泛的应用前景。论文针对 1.5mm 薄壁的 AlSi10MnMg 铝合金件的压铸流动行为及其组织力学性能进行了研究，取得了如下创新成果：

(1) 采用旋转粘度计测定了 AlSi10MnMg 合金的粘度，揭示了合金粘度随熔体温度改变而发生变化的规律，并建立了其四个阶段的“粘度-温度”模型。

(2) 根据薄壁铝合金件压铸充型速度快和时间短的特点，将充型过程分为液相充型阶段和液/固两相充型阶段，采用反分析方法分别推导和计算了各阶段的铸件/铸型界面换热系数。

(3) 将粘度材料参数和界面换热系数边界条件，应用于压铸充型过程的仿真研究，揭示了薄壁铝合金件压铸充型流动特征，由此建立了一种针对薄壁铝

合金件压铸充型金属液填充模型。

(4) 建立了薄壁铝合金件压铸沿程气孔分布模型，发现压铸入口处气孔随浇注温度的升高逐渐增多、沿程气孔先减少后增加的规律，确定了该合金合理的压铸温度。

参考文献

- [1] 贾顺平, 毛保华, 刘爽等. 中国交通运输能源消耗水平测算与分析. 交通运输系统工程与信息, 2010,10(1):22-27
- [2] 刘建翠. 中国交通运输部门节能潜力和碳排放预测. 资源科学, 2011,33(4):640-646
- [3] 周新军. 交通运输也能好现状及未来走势分析. 中外能源, 2010,15(7):9-18
- [4] 陆礼. 其后能源危机与“汽”车交通的黄昏. 社会科学家, 2012,7:55-60
- [5] Martin T, Arne K. Fuel Consumption and Emissions. Traffic Flow Dynamics, 2013:379-401
- [6] 马鸣图, 李志刚. 新型材料助力汽车轻量化. 高科技与产业化, 2006, 2(11/12):70-72
- [7] 刘超, 周恒宇. 我国汽车及产业链相关工业势头良好前景可期. 汽车与安全, 2011:1-4
- [8] 马鸣图, 游江海, 路洪洲等. 半固态成形铝合金车轮工艺探讨. 中国铝业, 2009, 122(2):29-42
- [9] 庄仲达, 任舒婷. 浅谈汽车的排放和控制. 科协论坛, 2012,4:127,136
- [10] Reginald T. Trend in Automotive Lightweighting. Special supplement to Metal Finishing, 2013,(3/4):23-25
- [11] Jean H P, Sujit D, Bruce E T. Evaluating knowledge benefits of automotive lightweighting materials R&D projects. Evaluation and Program Planning, 2009,32(3):300-309
- [12] Richard S. Lightweighting the automotive market. Reinforced Plastics, 2009,53(2):14-16,18-19,21
- [13] Taub A I, Krajewski P E, Luo A A, et al. The evolution of technology for materials processing over the last 50 years: The automotive example. JOM,2007,2:48-57
- [14] Ravi K R, Pillai R M, Amaranathan K R, et al. Fluidity of aluminum alloys and composites: A review. Journal of Alloys and Compounds, 2008,456(1-2):201-210
- [15] 李永兵, 陈长年, 郎利辉等. 汽车铝车身关键制造技术研究. 汽车工艺与材料, 2013,3:50-59
- [16] 张立强. 凝固界面换热系数反求及铝合金薄壁件低压铸造工艺优化: [湖南大学博士学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2011,1-2

- [17] 杨潇然. 铝合金材料的现状与发展趋势. 科学与财富, 2013,3:181
- [18] Jiang W M, Fan Z T, Liu D J, et al. Correlation of microstructure with mechanical properties and fracture behavior of A356-T6 aluminum alloy fabricated by expendable pattern shell casting with vacuum and low-pressure, gravity casting and lost foam casting. *Materials Science & Engineering A*, 2012,560:396-403
- [19] Chomsaeng N, Haruta M, Chairuangsi T, et al. HRTEM and ADF-STEM of precipitates at peak-ageing in cast A356 aluminium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012,496(1-2):478-487
- [20] Wang L H, Turnley P, Savage G, et al. Gas content in high pressure die castings. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011(211):1510-1515
- [21] Irfan M A, Schwam D, Karva A, et al. Porosity reduction and mechanical properties improvement in die cast engine blocks. *Materials Science & Engineering A*, 2012,535:108-114
- [22] Okayasu M, Ohkura Y, Takeuchi S, et al. A study of the mechanical properties of an Al-Si-Cu alloy (ADC12) produced by various casting processes. *Materials Science & Engineering A*, 2012,543:185-192
- [23] Sabatino M D, Arnberg L. A Review on the Fluidity of Al Based Alloys. *Metallurgical Science and Technology*, 2004,22(1):9-15
- [24] Amberg L, Mo A. *Metals Handbook: Castability-fluidity and hot tearing*. Cleveland: American Society of Metals, 2008,375
- [25] Malik M M, Jeyakumar M, Hamen MS, et al. Rotational rheometry of liquid metal systems: Measurement geometry selection and flow curve analysis. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 2010,165:733-742
- [26] Elahi S H, Adelnia H, Shahverdi H R. A simple accurate method for measuring viscosity of liquid metals at high temperatures. *Journal of Rheology*, 2012,56:941-955
- [27] 谭建波, 邢书明, 李立新等. 半固态 A356 合金微观组织特征对充型能力的影响. *中国有色金属学报*, 2006,16(4):612-619
- [28] 谭建波, 李增民, 郭莉军等. 初始组织特征对充型过程中初生相演变的影响. *中国有色金属学报*, 2009,19(7):1216-1225
- [29] 熊守美, 许庆彦, 康进武. *铸造过程模拟仿真技术*. 北京: 机械工程出版社, 2004,133-204
- [30] Yuwen X X, Chen L, Han Y J. Numerical Simulation of Casting Filling Process Based on FLUENT. *Energy Procedia*, 1864,17:1864-1871

- [31] Zhang L Q, Li L X, Zhu B W. Simulation Study on the LPDC Process for Thin-Walled Aluminum Alloy Casting. *Materials and Manufacturing Processes*, 2009,24:1349-1353
- [32] Zeng J M, Gu P, Zou Y Z, et al. Simulation of mold filling under counter gravity for A356 alloy and A356/SiCp composite. *Materials Science & Engineering A*, 2009,499:130-133
- [33] 曹文灵, 周照耀, 何毅等. 压铸充型过程的 SPH 方法建模及数值模拟. *华南理工大学学报(自然科学版)*, 2011,39(1):100-106
- [34] 黄勇, 郭继彬, 黄尧等. 铝合金支架压铸数值模拟及压铸工艺研究. *特种铸造及有色合金*, 2011,31(3):232-235
- [35] Zhang B, Cockcroft S L, Maijer D M, et al. Casting Defects in Low-Pressure Die-Cast Aluminum Alloy Wheels. *JOM*, 2005,57:36-42
- [36] Zhu J D, Cockcroft S L, Maijer D M, et al. Simulation of microporosity in A356 aluminium alloy casting. *International journal of Cast Metals Research*, 2005,18:229-235
- [37] 郭志鹏, 熊守美, 曹尚铨等. 合金材料以及工艺参数对压铸过程中铸件/铸型界面换热系数的影响. *金属学报*, 2008,44:433-439
- [38] Zhang L Q, Li L X, Zhu B W. Inverse identification of interfacial heat transfer coefficient between the casting and metal mold using neural network. *Energy Conversion and Management*, 2010,51:1898-1904
- [39] Reikher A, Barkhudarov M R. *Casting: An Analytical Approach*. London: Springer-Verlag, 2007,11-15
- [40] Dinsdale A T, Quisted P N. The viscosity of aluminium and its alloys-A review of data and models. *Journal of Materials Science*, 2004,39: 7221-7228
- [41] 冯志军, 翟虎, 闫卫平等. 薄壁铝合金铸件铸造技术的进展. *航空制造技术*, 2009,21:32-35
- [42] 郑亚红, 王自东. 复杂薄壁精密铝合金铸件铸造技术进展. *铸造*, 2010, 59(8):796-799
- [43] 严青松, 余欢, 魏伯康等. 有色金属复杂薄壁铸件 21 世纪的发展和展望. *铸造技术*, 2004,25(9):729-734
- [44] 张诤, 杨晶. 大型薄壁复杂铝件铸造技术的现状与发展. *机械管理开发*, 2005,86(5):65-68
- [45] Yang X W, Zhu J C, Lai Z H. Finite element analysis of quenching temperature field, residual stress and distortion in A357 aluminum alloy large complicated thin-wall workpieces. *Transactions of Nonferrous Metals Society*

- of China, 2013,23(6):1751-1760
- [46] 李荣德, 于海朋, 袁晓光. 压铸技术及压铸合金的发展与应用. 机械工程学报, 2003,39(11):68-73
- [47] 黄晓峰, 田载友, 朱凯等. 压铸铝合金及压铸技术的研究进展. 热加工工艺, 2008,37(17):137-143
- [48] 李平, 王祝堂. 汽车压铸及铸造铝合金. 轻合金加工技术, 2011,39(12):1-19
- [49] Suárez P B, Asensio L J. Microstructure and mechanical property developments in Al12Si gravity die castings after Ti and/or Sr additions. Materials Characterization, 2006,(57):218-226
- [50] 黄勇, 孙宝纯. 提高压铸铝合金机械加工性能的研究. 特种铸造及有色合金, 2003,(1):46-48
- [51] 黄勇, 孙宝纯. 提高压铸铝合金机械加工性能的研究. 2005 年自主创新振兴东北高层论坛暨第二届沈阳科学学术年会, 2005:16-21.
- [52] Es-Said O S, Lee D, Pfost W D, et al. Alternative heat treatments for A357-T6 aluminum alloy. Engineering Failure Analysis, 2002,6(1):99-107
- [53] 米国发, 孔留安, 朱兆军等. 高强韧铸造 Al-Si 合金 A357 的成分优化. 轻合金加工技术, 200533(3):10-12
- [54] 米国发, 孔留安, 朱兆军等. 高强韧铸造 Al-Si 合金(A357)研究. 铸造, 2005,54(7):651-654
- [55] 米国发, 孔留安, 朱兆军等. 高强韧 Al-Si 合金(A357)的晶粒细化研究. 铸造技术, 2005,26(6):508-512
- [56] 李昭. 基于数值仿真的铝合金压铸工艺研究: [湖南大学硕士学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2010, 6-8
- [57] 王海东, 徐骏, 张志峰等. 新型半固态铝合金设计与实验研究. 中国铸造装备与技术, 2006,(2):22-25
- [58] 王海东, 徐骏, 杨必成等. 半固态专用铝合金 AlSi6Mg2 微合金化研究. 稀有金属, 2005,29(5):780-784
- [59] Twarog D L. State of the Industey. Die Casting Engineer, 2006,1:18-27
- [60] 郭志鹏. 压铸过程铸件-铸型界面热交换行为的研究: [清华大学博士学位论文]. 北京: 清华大学, 2009,133-136
- [61] 洪琢, 翁国华. 薄壁铸件的压铸. 铸造技术, 2008,29(10):1352-1354
- [62] 田福祥. 铝合金薄圆盘压铸模设计. 特种铸造及有色合金, 2007,27(4):276-278
- [63] 周建波, 田福祥. 薄壁壳体压铸模. 特种铸造及有色合金, 2011,31(9):828-830

- [64] 龚远华. 箱体薄壁铸件的压铸. 2009 重庆市铸造年会论文集, 2009:308-311
- [65] 张晓陆. 壳体压铸模设计与制造. 模具工业, 2009,35(1):52-56
- [66] Kang C S, Cho J I, Jeong C Y, et al. Thin-Wall Aluminum Die-Casting Technology for Development of Notebook Computer Housing. *Journal of materials science & technology*, 2008,24(1):65-69
- [67] Dorum C, Laukli H I, Hopperstad O S, et al. Structural behaviour of Al-Si die-castings: Experiments and numerical simulations. *European Journal of Mechanics A/Solid*, 2009,28:1-13
- [68] 严卓荣, 荣景斌, 陈杰. 铝合金盖罩的压铸工艺与质量控制. 特种铸造及有色合金, 2005,25(7):35-38
- [69] 谢秀真, 王雷刚, 黄瑶. 汽车发动机铝合金缸盖罩压铸工艺及其改进. 特种铸造及有色合金, 2008,28(8):618-620
- [70] 杨欲国等. 铝压铸成型及质量控制. 北京: 化学工业出版社, 2009,47-51
- [71] Cleary P W, Ha J, Prokash M, et al. 3D SPH flow predictions and validation for high pressure die casting of automotive components. *Applied Mathematical Modeling*, 2006,30:1406-1427
- [72] Sung W P, Kao J, Chen R. Comparative Analysis of HPDC Process of an Auto Part with ProCAST and FLOW-3D. *Applied Mechanics and Materials*, 2012,90:184-185
- [73] Dieringa H, Hort N, Kainer K U. Modelling Die Filling in Ultra-Thin Aluminium Castings. *Materials Science Forum*, 2011,690:107-111
- [74] 王洋, 李落星, 朱必武. 基于数值模拟的铝合金汽车发动机罩板浇注系统优化研究. 矿业工程, 2011,31(4):119-121
- [75] Zhang T J, Guo J J, Su Y Q, et al. Effect of traveling magnetic on mould-filling length of the A356 melt during casting thin walled plate. *Journal of Materials Science and Technology*, 2003,19(1):43-46
- [76] Kulasegaram S, Bonet J, Lewis J, et al. High pressure die casting simulation using a lagrangian partical method. *Communication in Numerical Methods in Engineering*, 2003,19(9):679-687
- [77] Flemings M C, Yurko J, Martinez R. Semi-solid forming: Our understanding today and its implications for improved processes and Microstructures, 2004:3-14
- [78] Xing S M, Zhang L Z, Zeng D B, et al. Mold-filling ability of semi-solid alloy. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2002,9(4):253-257
- [79] Mirzadeh H, Niroumand B. Fluidity of Al-Si semisolid slurries during

- rheocasting by a novel process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009,209:4977-4982
- [80] Prukkanona W, Srisukhumbowornchaia N, Limmaneevichitrb C. Influence of Sc modification on the fluidity of an A356 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compoundds*, 2009,487:453-457
- [81] Sabatino M D, Arnberg L, Rorvik S, et al. The influence of oxide inclusions on the fluidity of Al-7 wt.%Si alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2005,413-414:272-276
- [82] Flemings M C. *Solidification Processing*. London: McGraw Hill,1974
- [83] 贾志宏等. 金属液态成型原理. 北京: 北京大学出版社, 2011,74-75
- [84] Kolsgaard A, Brusethaug S. Settling of SiC particles in an AlSi7Mg melt. *Materials Science and Engineering: A*, 1993,173:213(1-2)-219
- [85] Sahoo K L, Sivaramakrishnan C S. Some studies on Al-8.3Fe-0.8V-0.9Si alloy for near net shape casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003,135:253-257
- [86] 李庆春等. 铸件形成理论基础. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1983,11-14
- [87] 王春生, 田丽, 李光锡. 合金充型能力的理论分析. *铸造*, 1994(6):1-6
- [88] 刘正, 王中光, 王越等. 镁合金压力充型与凝固过程的研究. *材料研究学报*, 1999,13(6):641-644
- [89] Han Q Y, Xu H B. Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions. *Scripta Materialia*,2005,53:7-10
- [90] 张海英. 合金熔体流变充型能力的研究: [北京交通大学硕士学位论文]. 北京: 北京交通大学, 2005,69-70
- [91] 邢书明, 谭建波, 张海英等. 半固态铝合金流变成型工艺理论——第一部分流变充型理论. *特种铸造及有色合金*, 2005,25(10):161-167
- [92] 高松福, 毛卫明, 白月龙等. 半固态 A356 合金的流变压铸充填性与组织分布. *特种铸造及有色合金*, 2006,26(3):598-602
- [93] 谭建波. 半固态合金熔体流变充型理论研究: [北京交通大学博士学位论文]. 北京: 北京交通大学, 2007,116-117
- [94] 王振岭, 马晓峰, 吴江等. 行腔中气体对薄壁铝合金件充型能力的影响. *铸造*, 2012,61(7):768-773
- [95] Terzieff P. The viscosity of liquid alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008,453:233-240
- [96] Wang Y Q, Wu Y Q, Bian X F. Composition dependence of viscosity for

- $\text{Al}_{(1-x)}\text{Mg}_x(0 \leq x \leq 0.10)$ alloys. Chinese Science Bulletin, 2007,52(11): 1441-1445
- [97] Plevachuk Y, Sklyarchuk V, Yakymovych A, et al. Density, Viscosity, and Electrical Conductivity of Hypoeutectic Al-Cu Liquid Alloys. Metals & Materials Society and ASM International, 2008,39A:3040-3045
- [98] Sklyarchuk V, Plevachuk Y, Yakymovych A, et al. Structure Sensitive Properties of Liquid Al-Si Alloys. International Journal of Thermophysics, 2009,30:1400-1410
- [99] Song X G, Bian X F, Zhang J X, et al. Temperature-dependent viscosities of eutectic Al-Si alloys modified with Sr and P. Journal of Alloys and Compounds, 2009,479(1-2):670-673
- [100] 于丽娜, 王海梅, 刘相等. 微量 TiC 、 TiB_2 引起铝合金粘度的突变现象. 铸造, 2002,51(11):687-689
- [101] 郭有军, 史志铭. Sr 变质对铸造 Al-Si-Mg 合金组织和熔体粘度的影响. 内蒙古工业大学学报(自然科学版), 2007,26(1):21-27
- [102] 刘文. 半固态合金熔体的表观粘度研究: [北京交通大学博士学位论文]. 北京: 北京交通大学, 2007,98-99
- [103] 李桂荣, 陈瑞洸, 赵玉涛等. 铝基复合材料原位合成过程的熔体表观粘度特征. 特种铸造及有色合金, 2008,28(7):496-499
- [104] 刘文义, 卢德宏, 蒋业华等. 过共晶铝硅合金半固态浆料表观粘度研究. 特种铸造及有色合金, 2007,27(2):113-115
- [105] Nelson C W. Nature of heat transfer at the die face. In: SDCE, ed.6th SDCE international die casting congress. Cleveland, OH: SDCE,1970:1-8
- [106] Hong S, Backman D G, Mehrabian R. Heat transfer coefficient in aluminum alloy die casting. Metallurgical and Materials Transactions, 1979,10B:299-301
- [107] Papai J, Mobley C. Die thermal fields and heat fluxes during die casting of 380 aluminum alloy in H13 steel dies. In: NADCA,ed. Transactions of the 16th NADCA congress. Detroit, MI:NADCA,1991:377-384
- [108] Dour G, Dargusch M, Davidson C, et al. Development of a non-intrusive heat transfer coefficient gauge and its application to high pressure die casting: Effect of the process parameters. Journal of Materials Processing Technology, 2005,169:223-233
- [109] Hamasaiid A, Dargusch M S, Davidson C, et al. A model to predict the heat transfer coefficient at the casting-die interface for the high pressure die

- casting process. In: 10th Esaform Conference on Material Forming: Part A (AIP Conference Proceedings Volume 907), 2007,907:211-1216
- [110] Hamasaiid A, Dour G, Dargusch M, et al. Heat transfer at the casting/die interface in high pressure die casting-Experimental results and contribution to modelling. In: Gandin C-A and Bellet M eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes-XI. Opio, France: Minerals, Metals and Materials Society (TMS), 2006,1205-1212
- [111] Hamasaiid A, Dour G, Dargusch M S, et al. Heat-transfer coefficient and in-cavity pressure at the casting-die interface during high-pressure die casting of the magnesium alloy AZ91D. Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 2008,39A:853-864
- [112] 郭志鹏, 熊守美, 曹尚铨等. 铝合金压铸过程铸件/铸型界面换热行为的研究 I. 实验研究和界面换热系数求解. 金属学报, 2007,43:1149-1154
- [113] 郭志鹏, 熊守美, 曹尚铨等. 铝合金压铸过程铸件/铸型界面换热行为的研究 II. 工艺参数对界面换热的影响. 金属学报, 2007,43:1155-1160
- [114] Guo Z P, Xiong S M, Liu B C, et al. Effect of Process Parameters, Casting Thickness, and Alloys on the Interfacial Heat-Transfer Coefficient in the High-Pressure Die-Casting Process. Metallurgical and Materials Transactions, 2008,39A: 2896-2905
- [115] Guo Z P, Xiong S M, Liu B C, et al. Understanding of the influence of process parameters on the heat transfer behavior at the metal/die interface in high pressure die casting process. Science in China Series E-Technological Sciences, 2009, 52:172-175
- [116] 贾志宏等. 金属液态成型原理. 北京: 北京大学出版社, 2011,239-250
- [117] Kimatsuka A, Ohnaka I, Zhu J D, et al. Mold filling simulation with consideration of gas escape through sand mold. International Journal of Cast Metals Research, 2002,15:149-152
- [118] Kimatsuka A, Ohnaka I, Zhu J D, et al. Mold filling simulation of high pressure die casting for predicting gas porosity. Danvers, USA:TMS,2003:335-342
- [119] Zhao H D, Wang F, Li Y Y, et al. Experimental and numerical analysis of gas entrapment defects in plate ADC12 die castings. Journal of Materials Processing Technology, 2009,209:4537-4542
- [120] 王金太, 金吉琰. 铝合金压铸件中的气孔分析. 铸造技术, 2008,1:134-136
- [121] 王刚. 分析影响铝合金压铸零件内部气孔的因素及改进对策. 科技探索,

2013,6:459

- [122]闫洪江, 张永贵, 张玉娟. 填模速度和冷却速度对压铸铝硅合金中气孔形成的影响. 试验技术与试验机, 2004,44(3):34-36
- [123]邹剑佳, 张百在, 陈家海等. 压铸工艺参数对真空压铸成品率的影响研究. 广西轻工业, 2008, 118(9):45-48
- [124]郑鹏, 徐骏, 张志峰等. A357 铝合金半固态流变压铸数值模拟. 特种铸造及有色合金, 2010,30(1):43-48
- [125]张百在, 万里, 黄志垣等. 大型复杂铝合金汽车动力部件的压铸技术开发. 特种铸造及有色合金, 2009,29(11):1030-1034
- [126]吴晗, 高强韧压铸铝镁合金组织及力学性能研: [华中科技大学硕士学位论文]. 武汉: 华中科技大学, 2012,54-56
- [127]饶劲松, 李华基, 王翠玲等. 压铸铝合金 ADC12.1R 的组织、性能及成形性. 重庆大学学报(自然科学版), 2005,28(10):24-29
- [128]王晓梅, 陈晓宇. 压铸铝合金工艺与性能研究. 铸造技术, 2012,33(4):449-452
- [129]白砚飞, 赵海东, 李元元等. 局部挤压慢压射 A356 压铸件的微观组织与冲击性能. 中国有色金属学报, 2010,20(3):442-452
- [130]闫焉服, 熊守美. 压铸工艺参数对 ADC12Z 压铸件孔洞和抗拉强度的影响. 稀有金属材料与工程, 2010,39(z1):219-223
- [131]张克武, 赵海东, 欧阳晓贤等. 不同挤压力下凝固的 Al-Si-Cu-T4 的组织与性能. 中国有色金属学报, 2009,19(4):625-634
- [132]纪莲清, 郭长江, 熊守美等. 超低速压铸慢压射速度下 ADC12 铝合金的显微组织和性能. 中南大学学报(自然科学版), 2010,41(3):977-984
- [133]传海军. 低压射速度对 A380.0 压铸铝合金性能的影响. 铸造技术, 2010,35(5):625-628
- [134]张立强, 李落星, 朱必武等. 基于反分析法的凝固过程中截面换热系数研究. 湖南大学学报 (自然科学版), 2010,37(6):22-28
- [135]陈惠钊等. 粘度测量. 北京: 中国计量出版社, 2003:2-5
- [136]Wang D, Overfelt R A. Oscillating cup viscosity measurements of aluminum alloys: A201, A319 and A356. International Journal of Thermophysics, 2002,23(4):1063-1076
- [137]Assael J, Kakosimos K, Banish R M, et al. Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron. Journal of Physical and Chemical Reference Data, 2006,35:285-300
- [138]Hrma. Glass viscosity as a function of temperature and composition: A model based on Adam-Gibbs equation. Journal of Non-Crystalline Solid,

- 2008,354(29):3389-3399
- [139]Liu W, Xing S M, Bao P W. Energy Dissipation and Apparent Viscosity of Semi-solid Metal during Rheological Processed-Part I : Energy Dissipation. *Journal of Materials Science and Technology*, 2007,23(3):43-46
- [140]Liu W, Xing S M, Bao P W. Energy Dissipation and Apparent Viscosity of Semi-solid Metal during Rheological Processed-Part II : Apparent Viscosity. *Journal of Materials Science and Technology*, 2007,23(5):43-46
- [141]Qi Y, Cagin T, Kimura Y, Goddard III W A. Viscosities of liquid metal alloys from nonequilibrium molecular dynamics. *Journal of Computer-Aided Materials Design*, 2001,8:233-243
- [142]Varsani V, Fan. Non-Newtonian behaviour of liquid metals: The Minerals, Metals & Materials Society. Orlando, 2007,67-76
- [143]Wang J, Guo Q X, Nishio M, et al. The apparent viscosity of fine particle reinforced composite melt. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003,136(1-3):60-63
- [144]李庆春. 铸造形成理论基础. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1983:35-36
- [145]Zhang L Q, Li L X. Identification of interfacial heat transfer coefficient during casting solidification based on an inverse heat conduction model. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, 2013,20:27-34
- [146]张立强, 李落星, 朱必武等. 基于反分析法的凝固过程中截面换热系数研究, 湖南大学学报 (自然科学版), 2010,37(6):22-28
- [147]王水平, 周阳, 张立强. 基于 Isight 反求界面传热系数的研究. 特种铸造及有色合金, 2010,30(12):1101-1105
- [148]朱爱民. 流体力学基础. 北京: 中国计量出版社, 2004:111-113
- [149]Manzello S L, Yang J C. The influence of liquid pool temperature on the critical impact Weber number for splashing. *Physics of Fluids*, 2003,15(1):257-260
- [150]Dobrzanski L A, Maniara R M, Sokolowski, et al. Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi7Cu2 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007,191:317-320
- [151]Zhang L Y, Jiang Y H, Ma Z, et al. Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008,207:107-111
- [152]张金山. 金属液态成型原理. 北京: 化学工业出版社, 2011,153
- [153]吴树森. 材料加工冶金传输原理. 北京: 机械工业出版社, 2001,54
- [154]Sun D W, et al. *Computational Fluid Dynamics in Food Processing*. Boca Raton: CRC Press Inc, 2007,89
- [155]杨艳玲. 挤压铸造 Mg-Nd-Zr 合金工艺及凝固行为研究: [上海交通大学博士学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2010,20-25

致 谢

值此论文完成之际，作者由衷地感谢我的导师李落星教授多年来对我的悉心指导，正是在他的精心指导和无微不至的关怀下，本人得以顺利完成论文的研究工作。李老师在治学、工作和为人处世等方面的言传身教及严格要求使我受益匪浅，让我领会到作为科学工作者的宝贵品质，不畏艰辛的创业精神，脚踏实地的治学作风，敢为人先的创新意识，务实求真的科研态度，还有作为科研工作者对国家民族的责任感和使命感。在此，再一次向李老师表示衷心的感谢和崇高的敬意！

在攻读博士学位期间，作者还得到了傅定发老师、陈小华老师、张辉老师、蒋晖莲老师、王群老师、李健健老师等人的指导和帮助，在此向他们表示衷心的感谢。感谢课题组张立强、周佳、易杰、蒋斌、卜晓兵、徐戎、王水平、王洋、刘泽林、李昭等对我的关心和帮助。感谢我的室友苏海、胡伟达、杨修波、李青。感谢课题组师弟师妹们对我的关心和帮助，请恕在此不能一一表示感谢。

感谢我的父母、岳父、岳母及家人给予的理解和支持，特别要感谢我的爱妻刘筱师妹。

在此还要向参加论文评审和答辩的所有专家及老师们表示真挚的谢意！

最后，向所有帮助和关心过我的人表示诚挚的谢意！

朱必武

2013 年 10 月于湖南大学

附录 A 攻读学位期间发表的学术论文与学术活动

论文发表

- [1] 朱必武, 李落星, 刘筱, 王水平, 张立强. 薄壁铝合金压铸充型沿程的组织与力学性能. 中国有色金属学报, 2012,22(8):2163-2173(EI)
- [2] 朱必武, 李落星, 刘筱, 张立强, 徐戎, 卜晓兵. 薄壁铝合金压铸充型过程中的铸件与铸型界面换热行为. 中国有色金属学报, 2013,23(11):3031-3038(EI)
- [3] 朱必武, 李落星, 刘筱, 张立强, 卜晓兵, 徐戎. 薄壁铝合金压铸充型过程中的流动特征及其凝固组织. 中国有色金属学报, 2013, 已接收(EI)
- [4] Biwu ZHU(朱必武), Luoxing LI, Xiao LIU, Liqiang ZHANG, Rong XU, Xiaobing BU. Effect of viscosity on the fluidity of thin-walled castings of AlSi10MnMg alloy during high pressure die casting process. Acta Metallurgica Sinica, Under review(SCI)
- [5] Liqiang Zhang, Luoxing Li, Biwu Zhu(朱必武). Simulation Study on the LPDC Process For Thin-Walled Aluminum Alloy Casting. Materials and Manufacturing Processes, 2009,24(12):1349-1353(SCI)
- [6] 张立强, 李落星, 朱必武, 李昭. 基于反分析法的凝固过程中界面换热系数研究. 湖南大学学报(自然科学版), 2010,37(6):22-28(EI)
- [7] Liqiang Zhang, Luoxing Li, Hui ju, Biwu Zhu(朱必武). Inverse identification of interfacial heat transfer coefficient between the casting and metal mold using neural network. Energy Conversion and Management, 2010,51(10):1899-1904(SCI)
- [8] 徐戎, 张立强, 李落星, 朱必武, 卜晓兵. 金属型铸造界面换热系数峰值预测模型的建立和验证. 中国有色金属学报, 2013, 已接收(EI)
- [9] Liqiang Zhang, Luoxing Li, Shuiping Wang, Biwu Zhu(朱必武). Optimization of LPDC process parameters using the combination of artificial neural network and genetic algorithm method. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012,21(4):492-499(SCI)
- [10] X.B.Bu, L.X.Li, L.Q.Zhang, B.W.Zhu(朱必武), R.Xu, S.P.Wang. Solidification structure of Al alloy using inverse identified interfacial heat transfer coefficient. Journal of Material Engineering and Performance (Springer US), 2013,22(9):2451-2457(SCI)

- [11] L.X.Li, X.B.Bu, L.Q.Zhang, **B.W.Zhu(朱必武)**, R.Xu, S.P.Wang. Diffusion coefficient of the Al-based melt in the microstructure simulation. Optoelectronics and Advanced Materials-Rapid Communications, 2013,7(7-8):597-603(SCI)
- [12] 卜晓兵, 李落星, 张立强, **朱必武**, 王水平. Al-Cu 合金凝固微观组织的三维模拟及优化. 中国有色金属学报, 2011,21(9):2195-2201(EI)
- [13] 卜晓兵, 李落星, 李文丽, 张立强, **朱必武**, 王水平. 微观组织模拟过程中 Al-2%Cu 二元合金液相扩散系数的计算. 中国有色金属学报, 2013,23(5):1189-1194(EI)
- [14] 李昭, 张立强, **朱必武**, 易杰, 李落星. 基于数值仿真的铝合金大型薄壁件的浇注系统设计. 特种铸造及有色合金, 2012,30(2):120-125
- [15] 张立强, 李落星, **朱必武**. 基于数值模拟的铝合金薄壁件金属型低压铸造工艺设计. 铸造技术, 2008,29(9):1178-04
- [16] 王洋, 李落星, **朱必武**. 基于数值模拟的铝合金汽车发动机罩板浇注系统优化设计. 矿业工程, 2011,31(4):119-121
- [17] 王水平, 周阳, 张立强, **朱必武**, 卜晓兵, 李落星. 基于 Isight 反求界面传热系数的研究. 特种铸造及有色合金. 2010,30(12):1101-1104
- [18] 刘泽林, 李落星, 王水平, **朱必武**, 王洋. 铝合金车门内板挤压铸造工艺研究. 特种铸造及有色合金. 2011,31(9):824-827
- [19] 刘筱, **朱必武**, 李落星. Laasraoui-Jonas 位错密度模型结合元胞自动机模拟 AZ31 镁合金动态再结晶. 中国有色金属学报, 2013,23(4):898-894(EI)
- [20] Liu X, Jonas J J, Li L X, **Zhu B W(朱必武)**. Flow softening, twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium. Materials Science and Engineering A, 2013, 583(20):242-253 (SCI)
- [21] 刘筱, 李落星, **朱必武**, 何凤亿. AZ31 镁合金热压缩过程中晶粒取向和组织的演变. 中国有色金属学报, 2012,22(8):2141-2147(EI)
- [22] Liu X, Li L X, He F Y, Zhou J, **Zhu B W(朱必武)**, Zhang L Q. Simulation study on the dynamic recrystallization behavior of AZ 31 magnesium alloy using the cellular automaton method coupling Laasraoui-Jonas model. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013,23(9):2692-2699(SCI)

申请专利

- [1] 李落星, **朱必武**, 张立强. 发明专利: 汽车车身用高性能压铸铝合金及其制备方法. 申请号: 201310098305.6
- [2] 李落星, **朱必武**, 张立强. 外观设计专利: 发动机罩内板. 申请号:

201330082063.2

- [3] 李落星, 朱必武, 张立强. 外观设计专利: 车门内板. 申请号: 201330082396.5

获奖

- [1] 教育部科技成果完成者证书: 360-10-21610611-08. 汽车用铝合金先进挤压成形技术及应用, 第 8 完成者

学术活动

- [1] 工程机械技术创新院士(广西)行. 柳州, 2013,05
[2] 重庆交通用铝研发工作座谈会. 重庆, 2012,03
[3] 中国工程科技论坛, 2010 中国汽车自主创新. 重庆, 2010,12
[4] 中国工程院第八十二场工程科技论坛, 汽车设计制造前瞻技术与自主创新. 湖南, 长沙, 2008,12
[5] 第八届中国铸造协会年会. 上海, 2008,06