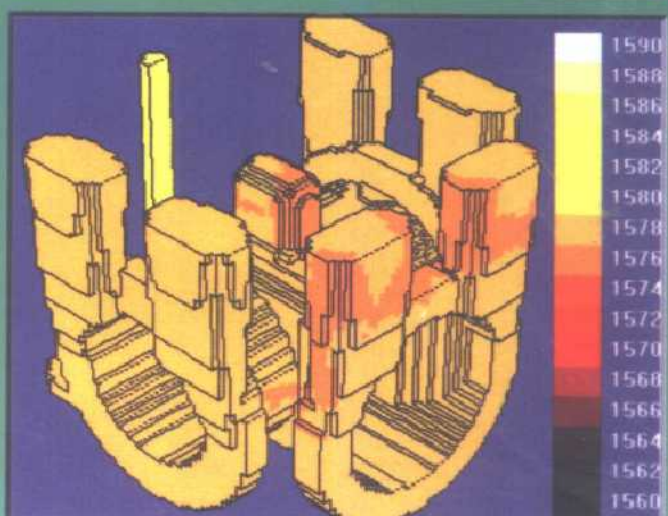
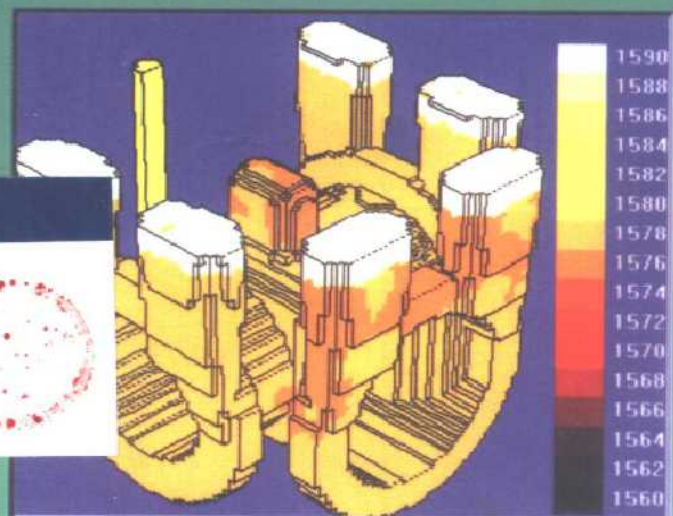
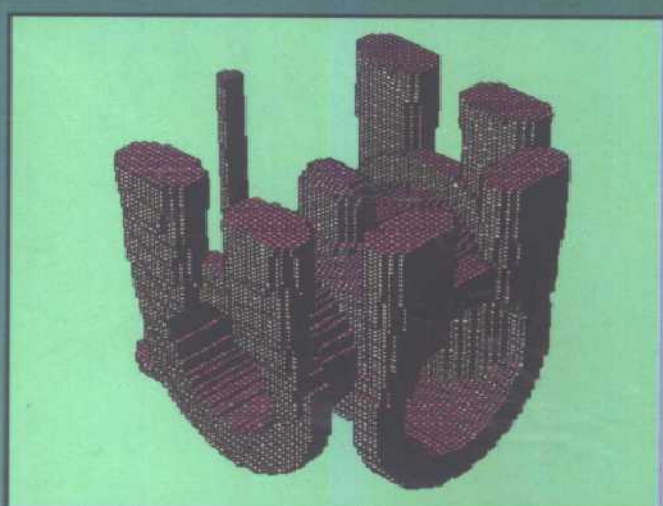
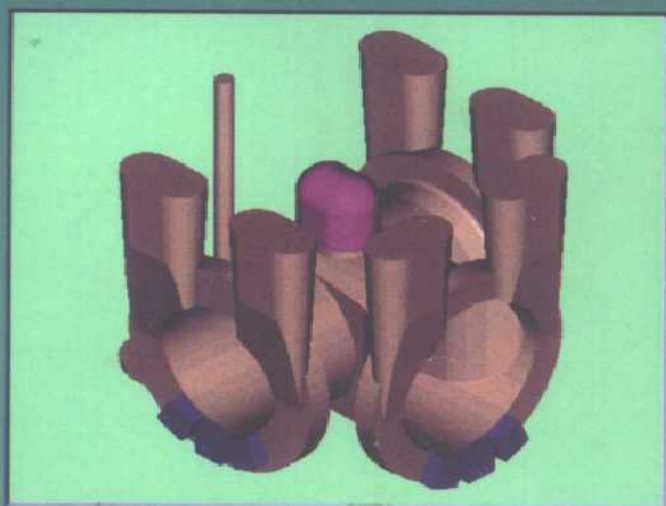


铸造工程的模拟仿真与质量控制

柳百成 荆 涛 等编著



机械工业出版社
China Machine Press

国家自然科学基金研究成果专著出版基金资助项目
机械工业出版社高水平著作出版基金资助项目

铸造工程 的模拟仿真 与质量控制

柳百成 荆 涛 等编著



机械工业出版社

本书以中国工程院院士、清华大学柳百成教授领导的科研组长期从事铸造领域的计算机应用,特别是铸造过程宏观及微观模拟仿真的研究成果为基础,全面系统地介绍了铸造工程的计算机模拟仿真及质量控制技术,综合反映了国际、国内学者在铸造工程模拟仿真和质量控制研究领域研究进展和发展水平,提出了用电子计算机技术改造传统铸造产业的基本思路和技术措施。

全书共分九章,主要以铸造充型凝固过程的流场、温度场模拟仿真和缩孔、缩松预测,应力场数值模拟分析及微观组织和力学性能预测为主要内容。介绍了凝固模拟技术与 CAD/CAM 的集成技术以及如何纳入并行工程环境的技术模型。通过实例,详细介绍了专家系统在铸造工程中铸造缺陷分析与诊断的应用以及计算机质量控制技术在液体金属和造型、造芯质量控制方面的应用。最后,还介绍了铸造企业中计算机信息管理系统的建立及其模型。

图书在版编目(CIP)数据

铸造工程的模拟仿真与质量控制/柳百成等编著. - 北京:机械工业出版社,2001.1

ISBN 7-111-08717-8

I. 铸… II. 柳… III. ①铸造-仿真-技术②铸造-质量控制
IV. TC24

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2001)第 02604 号

机械工业出版社(北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

责任编辑:季顺利 版式设计:冉晓华 责任校对:张佳

封面设计:姚毅 责任印制:郭景龙

中国农业出版社印刷厂印刷·新华书店北京发行所发行

2001 年 4 月第 1 版·第 1 次印刷

1000mm×1400mm B5 9.125 印张·5 插页·356 千字

0 001—2 500 册

定价:28.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

本社购书热线电话(010) 68993821、68326677-2527

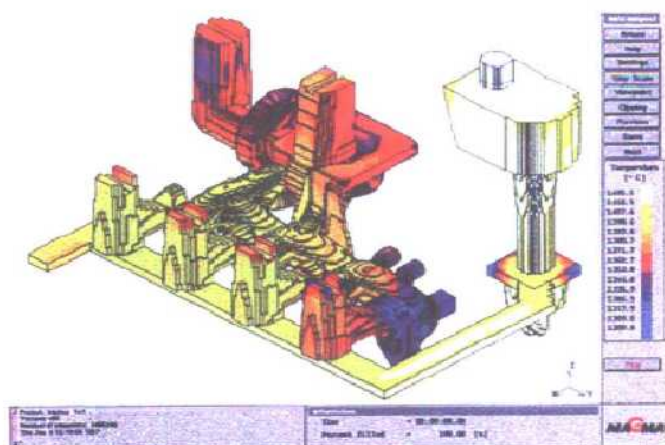


图 1-10 考虑充型过程的初始温度场

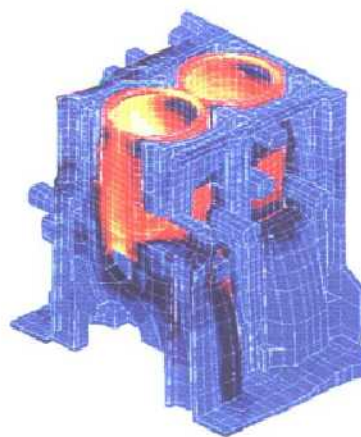


图 1-11 发动机缸体的残余应力分析

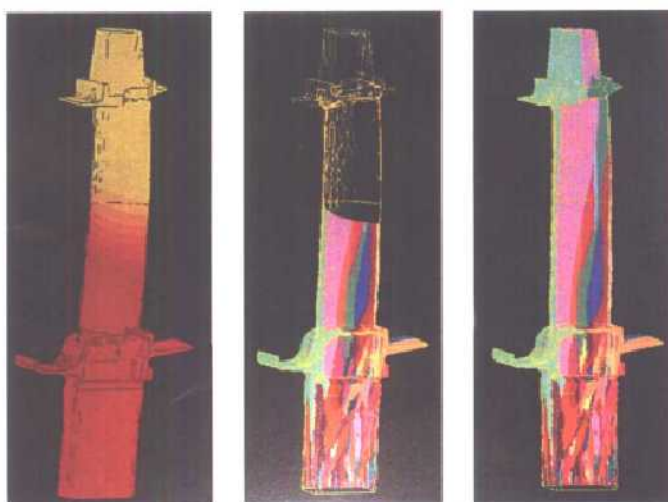


图 1-12 定向凝固柱状晶叶片的宏观 / 微观模拟

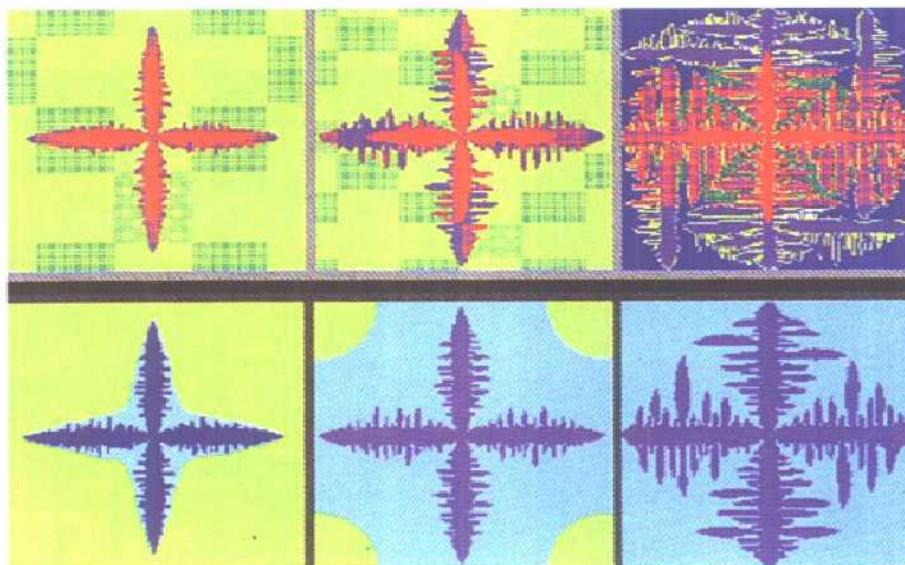
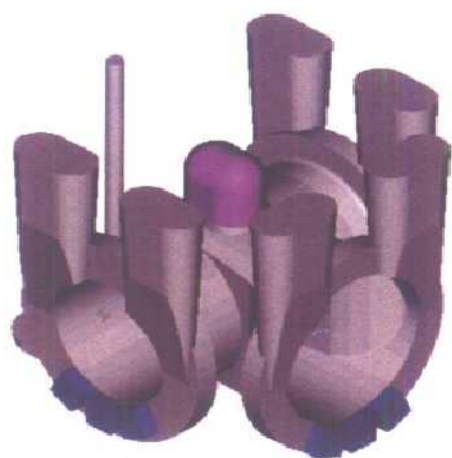
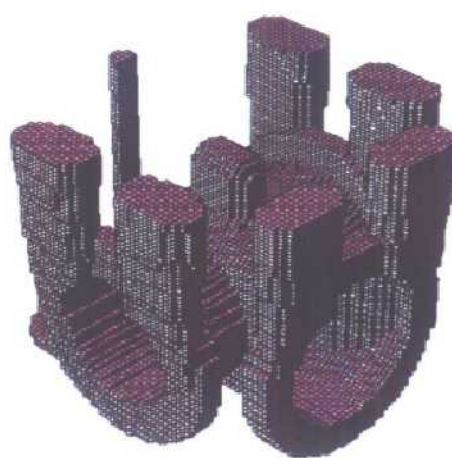


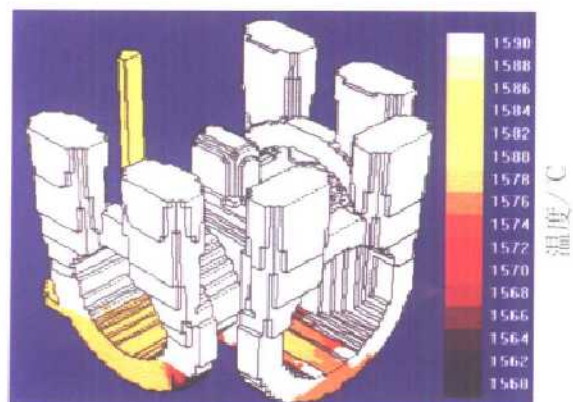
图 1-13 等轴晶形态模拟仿真的比较



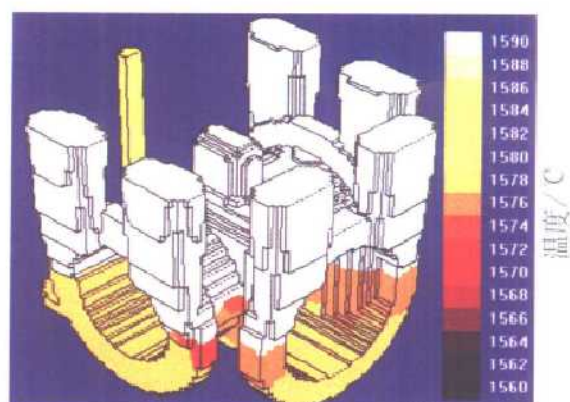
57in 阀体
(红色部分为保温套。蓝色部分为冷铁)



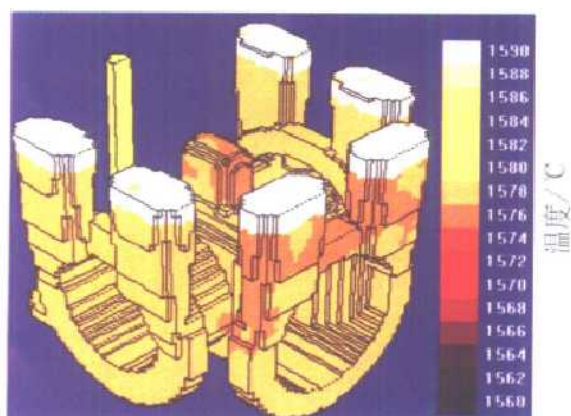
铸件网格剖分



充型 15.4%，充型时间 3.5s



充型 29.3%，充型时间 7.0s

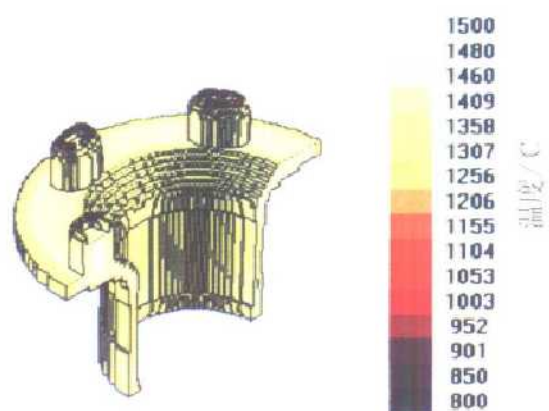


充型 92.0%，充型时间 23.0s

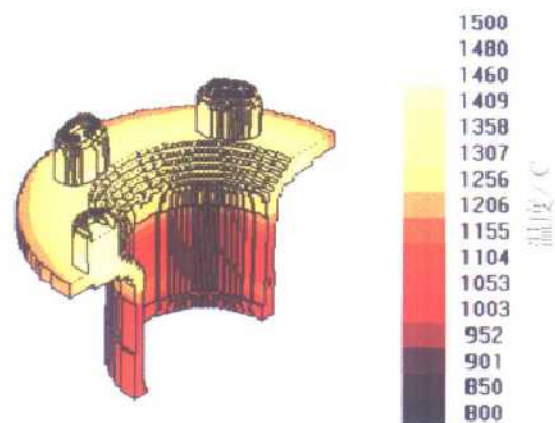


计算得到的初始温度场

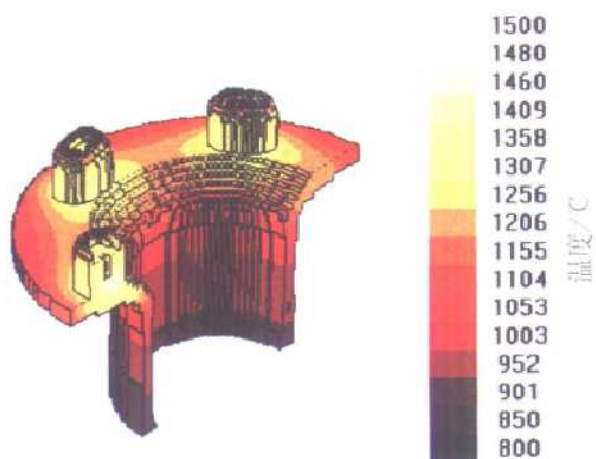
图 3-16 阀体铸件充型过程模拟



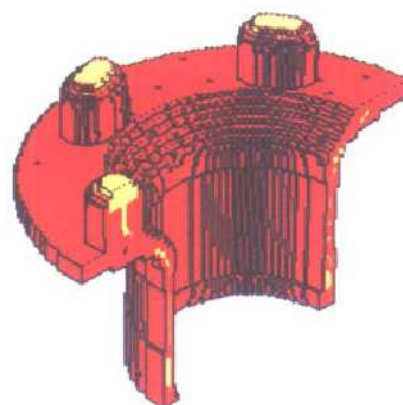
a) 20min 时的温度场



b) 50min 时的温度场



c) 90min 时的温度场



d) 缩孔缩松预测结果

图 3-21 中空轴铸钢件缩孔缩松形成模拟

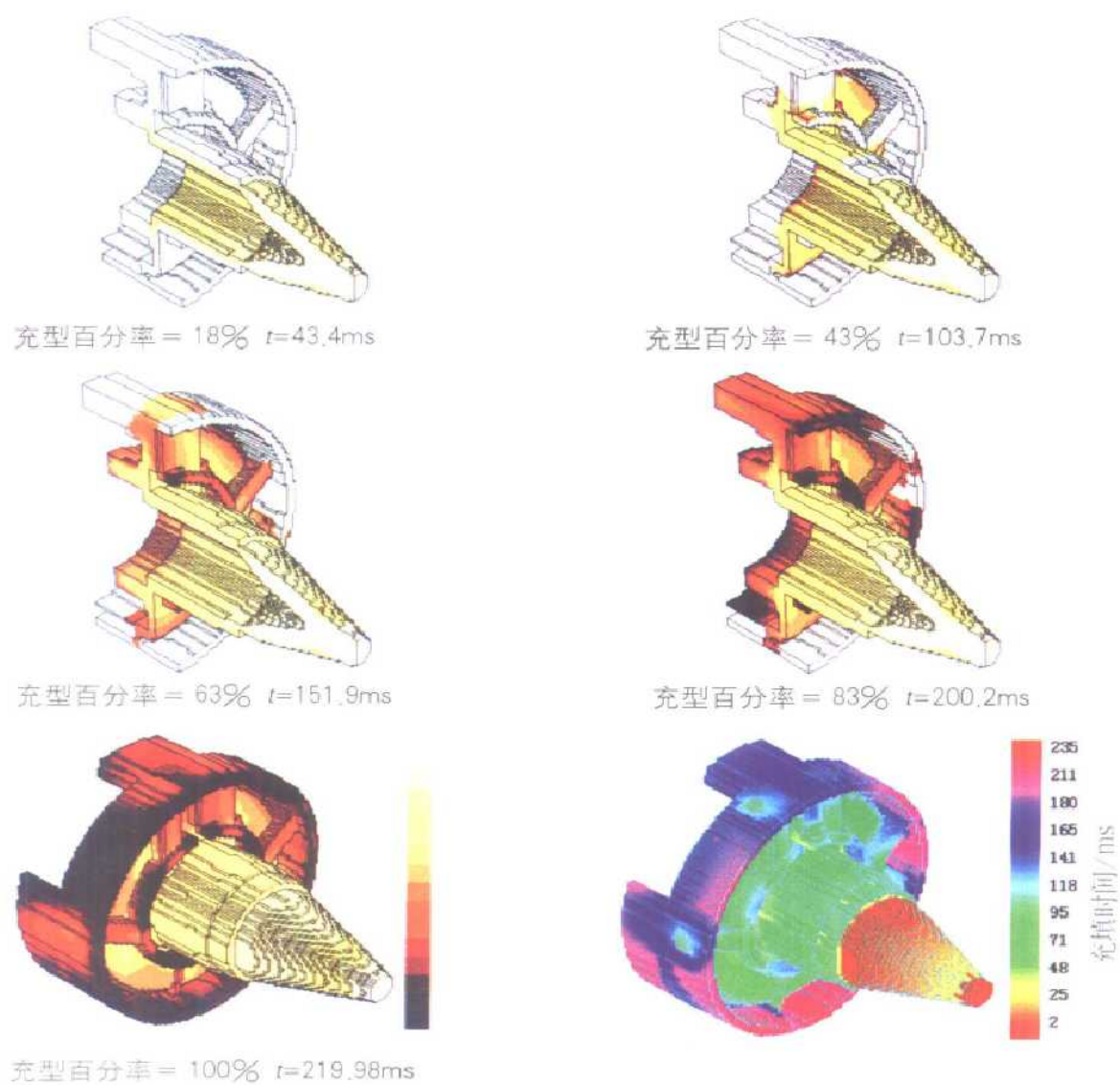


图 4-9 从动链轮充型过程流动耦合传热的数值模拟结果



图 4-10 从动链轮充型过程模拟结果和不完全压射试验结果的比较

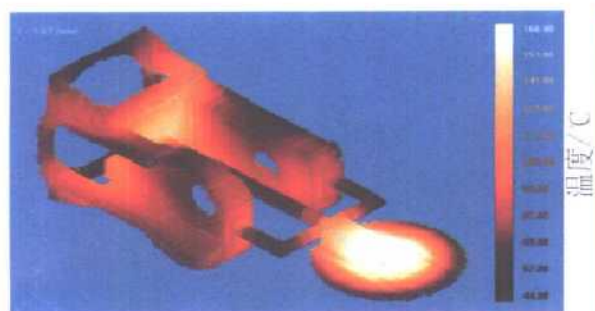


图 4-21 壳形铸件第二循环凝固阶段结束开模时的温度分布

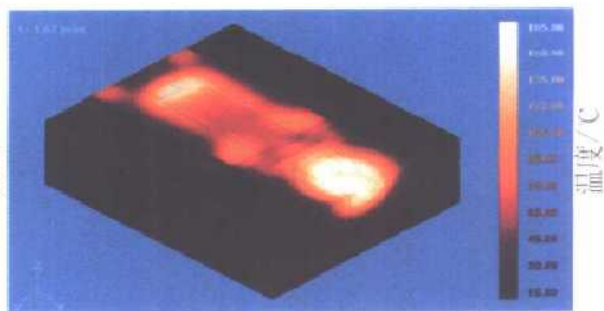
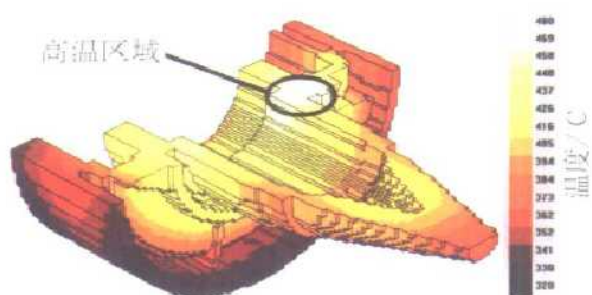


图 4-22 动模镶块第二循环凝固阶段结束开模时的温度分布



a) 模拟分析结果



b) 铸件缺陷位置

图 4-24 凝固模拟分析结果和铸件缺陷位置

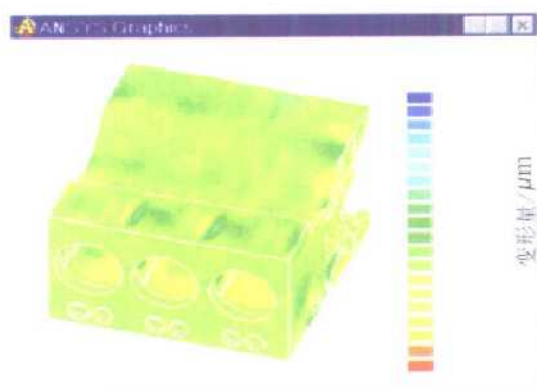


图5-30 发动机缸体在不同落砂温度(700℃及500℃)下沿缸体轴线方向上的残余应力分布

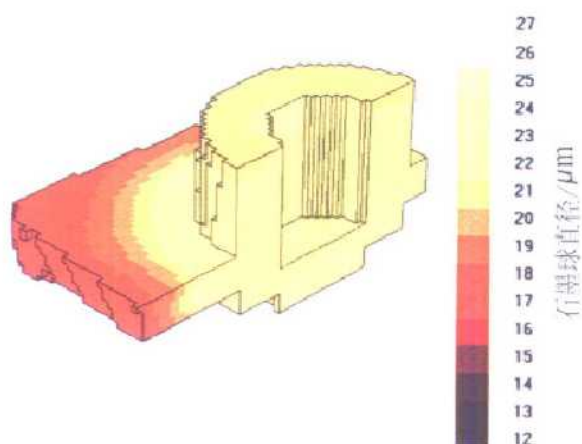


图 6-23 侧盖转向螺杆箱石墨球尺寸模拟结果

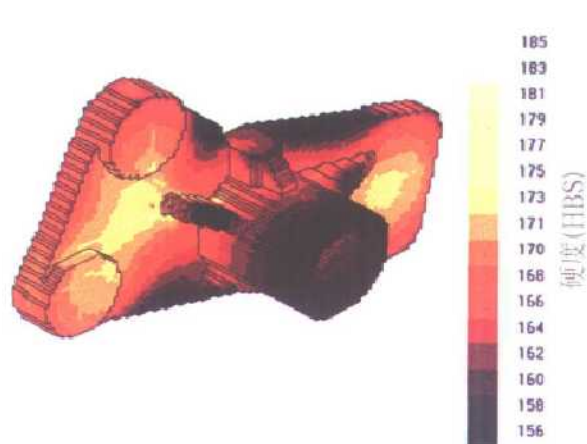
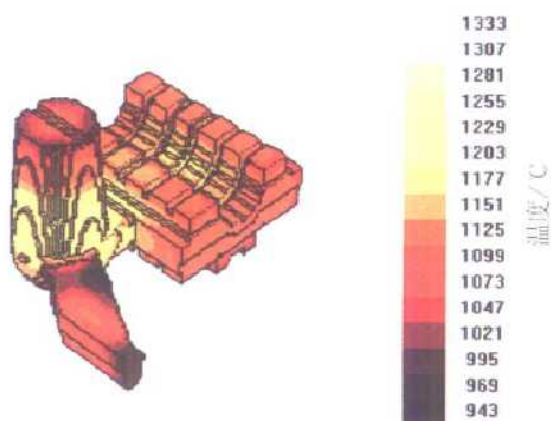
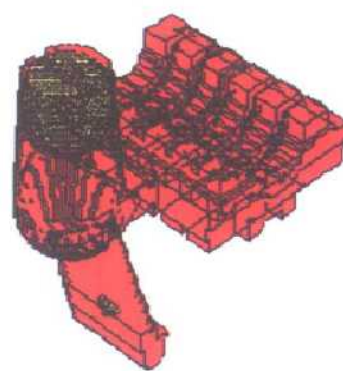


图 6-24 风扇支撑架硬度预测结果



a) 浇注后 3min 时的温度场分布



b) 收缩缺陷预测

c) 石墨球尺寸模拟结果

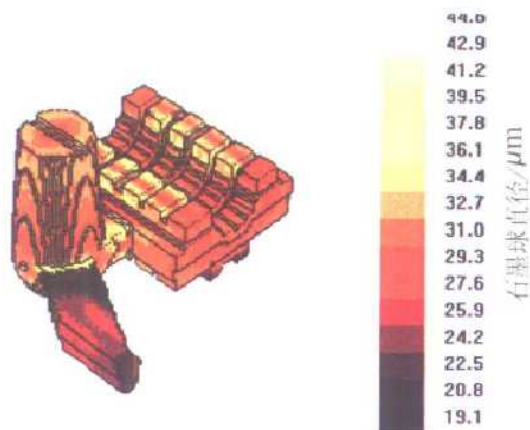
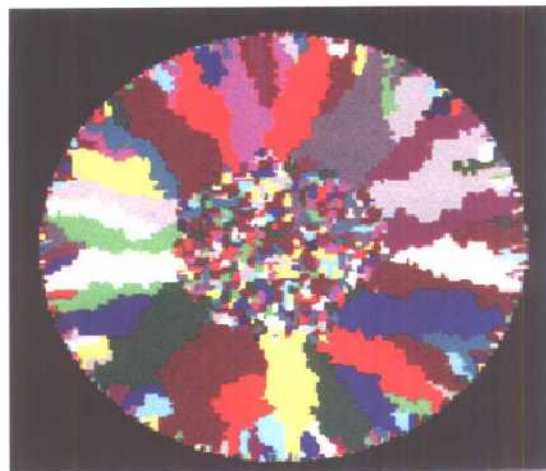


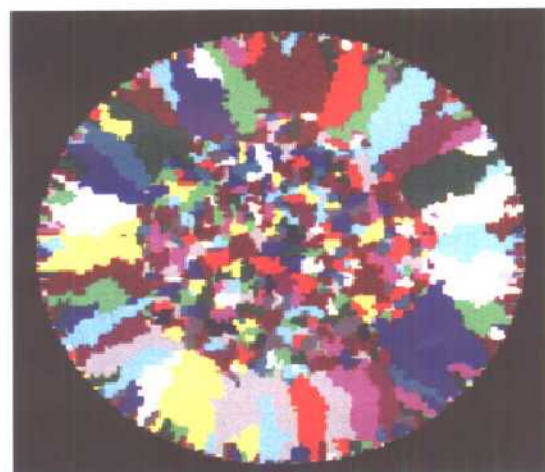
图 6-26 通过网络对福特汽车公司球墨铸铁件进行远程模拟结果



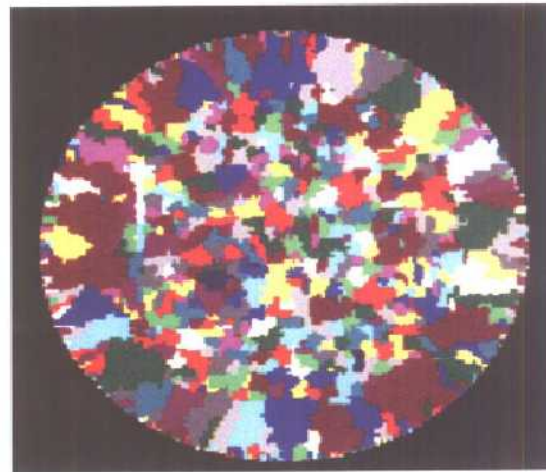
a) 5K



b) 10K



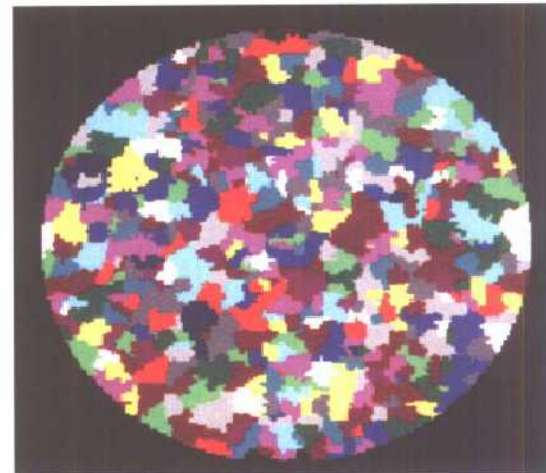
c) 15K



d) 20K



e) 25K



f) 30K

图 6-15 过冷度对 Al-13Si 合金微观组织的影响



图 3-22
轮毂球墨铸铁件实体图

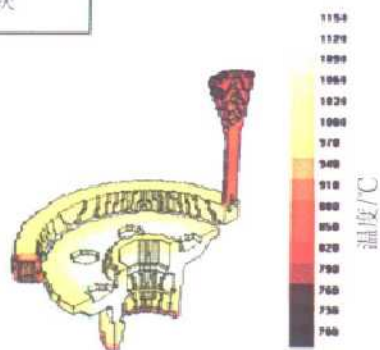


图 3-23
原工艺温度场(浇注 4min)

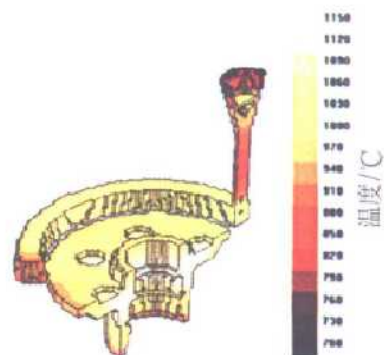


图 3-24
改进工艺的温度场
(浇注 4min)

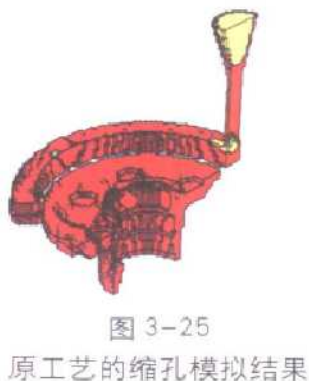


图 3-25
原工艺的缩孔模拟结果

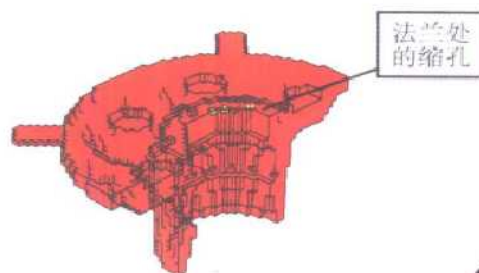


图 3-26
原工艺缩孔模拟结果的剖切图



图 3-27
原工艺生产铸件的解剖

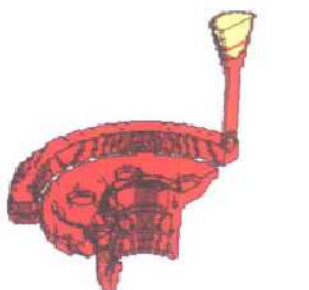


图 3-28
改进工艺缩孔模拟结果

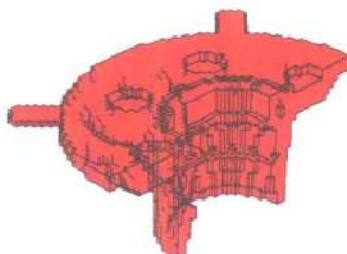


图 3-29
改进工艺缩孔模拟结果的剖切图



图 3-30
改进工艺生产的铸件解剖图

前 言

铸造行业是制造业的重要组成部分，对国民经济的发展起着重要作用。我国铸造生产历史悠久，铸件年产量已超过 1000 万 t，位居世界第二，是世界铸造生产大国。但是，我国铸造行业的技术水平与国外相比仍有很大差距，它制约着国民经济的发展。

展望新世纪，铸造生产技术一方面向精确化 (Net Shape Casting)、轻量化、强韧化和绿色化等方向发展；另一方面，则广泛采用计算机信息技术来改造或带动传统铸造行业。

当今世界先进制造技术迅速发展，计算机集成制造技术、并行工程技术以及虚拟制造技术 (Virtual Manufacturing)，正在为企业提高产品质量、赢得市场竞争发挥重要作用。由于市场竞争的日趋激烈，企业对客户严格、多变的需求必须作出快速响应，这已成为企业赢得竞争的必要条件。正是基于上述形势，许多铸造厂已把应用计算机技术作为发展目标。计算机在铸造工程中的研究和应用经历了二十多年的发展后，其中铸造过程模拟分析技术已经逐渐成熟，并大量用于铸造生产的工艺设计分析及优化。

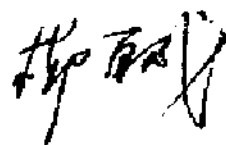
清华大学机械工程系长期从事铸造领域的计算机应用研究，特别是对铸造过程的宏观及微观模拟仿真研究，在国内较早提出了用电子计算机技术改造传统铸造行业，在开拓多学科宏观及微观铸造过程模拟仿真研究新领域方面取得了重要进展。先后完成及主持国家自然科学基金重大项目 (59990470-3)、重点基金项目、国家攀登计划预选项目、国家科技部重点基础研究项目 (G200067208) 及中国-福特研究与开发基金项目 (9715509) 等有关铸造工程中的计算机模拟仿真及质量控制研究，并获得这些项目的资助。其中“铸件充型凝固过程数值模拟研究”获 1998 年国家教育部科技进步一等奖，“三维铸造工艺计算机辅助设计系统”获得 1996 年国家教委科技进步二等奖。此外，还获得国外奖励一项。研究开发的商品化软件已在国内近 50 家铸造厂推广应用，为工厂取得了显著的经济及社会效益。据报道，采用计算机模拟仿真技术可以缩短产品试制周期 40%、降低生产成本 30% 及提高材料利用率 25%。

作者在这一研究领域已发表学术论文 100 余篇，其中英文版 50 余篇，本书是这一研究成果的系统总结。全书共分九章，以铸造充型凝固过程模拟仿真，流场、温度场模拟和缩孔、缩松预测，应力场数值模拟分析及微观组织和力学性能预测为主要内容，这是本书的核心部分；同时介绍了凝固模拟技术与 CAD/CAM

技术的集成,并纳入并行工程环境;对专家系统在铸造工程中铸造缺陷的分析与诊断进行了实例分析;此外,本书还介绍了计算机质量控制技术在液体金属质量和造型、造芯质量控制方面的应用;最后,介绍了铸造企业中的计算机信息管理系统。

全书由柳百成总策划及统稿,由荆涛负责技术编辑及审核。参加撰写的有柳百成(第1、5、6章)、荆涛(第2章)、黄天佑(第8章)、熊守美(第4、7章)、李文珍(第3章)、许庆彦(第6、8章的部分内容)、康进武(第5章部分内容和第9章)。研究组的全体博士生及硕士生为本书提供了大量图片及素材。此外,第一汽车集团公司、第二汽车集团公司、江铃汽车铸造厂、上海汽车有色铸造厂、戴卡轮毂制造公司、德阳东方汽轮机厂、第二重型机械集团公司、三明重型机器公司及长春客车厂等提供了很多珍贵的工艺资料,在此表示由衷的感谢。

时代在前进、科学在发展,愿本书的出版能为我国铸造行业的技术进步贡献一份力量。



目 录

前言

第 1 章 绪论 1

- 1.1 铸造行业的地位及作用 1
- 1.2 铸造成形加工技术的国内外
发展趋势 2
- 1.3 用计算机技术改造传统铸造
行业 4
 - 1.3.1 铸造过程的宏观与微观
模拟仿真 4
 - 1.3.2 铸造专家系统的研究与
开发 7
 - 1.3.3 铸造工程中的计算机质量
控制及信息管理系统 8
- 1.4 结束语 8
- 参考文献 8

第 2 章 CAD/CAE/CAM 在铸造 工程中应用 11

- 2.1 铸钢件铸造工艺 CAD 原理 11
 - 2.1.1 铸钢件冒口设计 12
 - 2.1.2 铸钢件浇注系统设计 16
 - 2.1.3 冷铁设计原理 19
 - 2.1.4 其他设计内容 23
 - 2.1.5 程序开发与应用 24
- 2.2 现代铸造模具设计与制造
技术 26
- 2.3 工程数据库的应用 28
- 2.4 产品数据交换标准 30
- 2.5 铸造工程中并行工程的应用 32
- 2.6 结束语 35
- 参考文献 35

第 3 章 铸件充型凝固过程 数值模拟 37

- 3.1 铸件充型凝固过程数值模拟
概况 37
 - 3.1.1 速度场和压力场的求解 37
 - 3.1.2 自由表面问题 39
 - 3.1.3 铸造充型过程紊流的
模拟 41
- 3.2 铸件充型凝固过程流场、温度
场模拟 41
 - 3.2.1 SOLA - VOF 数学模型 42
 - 3.2.2 连续性方程和 N - S 方程的
离散 43
 - 3.2.3 用 SOLA 法求解速度场和
压力场 45
 - 3.2.4 用 VOF 法处理自由表面 46
 - 3.2.5 充型过程温度场的计算 47
 - 3.2.6 其他问题的处理 49
- 3.3 铸件充型过程紊流的数值
模拟 51
 - 3.3.1 $K-\epsilon$ 双方程紊流模型 52
 - 3.3.2 代数应力模型 53
 - 3.3.3 低雷诺数 Re 紊流模型和壁面
函数法 54
 - 3.3.4 紊流模拟实例 57
- 3.4 铸件凝固过程温度场模拟 59
 - 3.4.1 传热问题的基本方程 59
 - 3.4.2 传热方程的离散化 60
 - 3.4.3 差分格式的稳定性讨论 61
- 3.5 铸件凝固过程缩孔、缩松形成
预测 62
 - 3.5.1 铸钢件缩孔、缩松预测 63

3.5.2 球墨铸铁缩孔定量预测 判据	65	长法	97
3.6 应用实例	70	4.4.3 初始条件及边界条件	98
3.7 结束语	77	4.4.4 非均匀计算网格	99
参考文献	77	4.4.5 计算区域优化	99
第4章 精确铸造成形条件下的充型凝固过程数值模拟	79	4.4.6 压铸凝固过程数值模拟验证 及应用实例	101
4.1 精确铸造成形过程模拟仿真 研究现状	80	4.5 压力条件下铸件缩孔、缩松形成 预测	106
4.1.1 压铸充型凝固过程模拟发展 现状	80	4.5.1 压力条件下缩松判据的 研究	106
4.1.2 低压铸造充型凝固过程模拟 发展现状	81	4.5.2 压力条件下缩松判据的 验证	108
4.1.3 消失模铸造充型凝固过程模 拟发展现状	82	4.6 结束语	109
4.2 压力铸造充型过程数值模拟	83	参考文献	110
4.2.1 压铸充型过程数学模型的 统一形式	83	第5章 铸造过程的应力场 数值模拟	113
4.2.2 边界条件处理	84	5.1 铸件凝固过程应力数值模拟的 研究现状	113
4.2.3 压铸充型过程的数值求解 过程	85	5.2 热力耦合	114
4.2.4 压铸充型过程数值模拟的 并行计算技术	85	5.3 应力分析模型	115
4.2.5 压铸充型过程的计算模型的 验证	86	5.3.1 准固相区间流变学模型	116
4.2.6 压铸充型过程数值模拟的应用 实例	86	5.3.2 固相高温区—热弹塑性 模型	123
4.3 低压铸造充型过程数值模拟	92	5.4 铸件/铸型边界条件处理——接触 单元法	125
4.3.1 低压铸造充型过程的试验 研究	92	5.4.1 点面接触单元有限元 模型	126
4.3.2 低压铸造充型过程数值模拟 简化模型	92	5.4.2 接触状态的判别准则	127
4.4 精确铸造成形条件下的凝固过程 数值模拟	95	5.4.3 接触力	127
4.4.1 热传导问题数学模型	97	5.5 凝固过程 FDM/FEM 集成热应力 分析系统	129
4.4.2 求解热传导问题的分数步 长法	97	5.5.1 数值计算方法	128
		5.5.2 集成热应力分析系统	129
		5.5.3 应力分析软件介绍	132
		5.5.4 高温力学性能和高温流变学 性能数据库	133
		5.6 集成应力分析系统的验证	133

5.6.1 准固相区热应力分析验证及 热裂预测	133
5.6.2 凝固以后阶段的热应力数值 模拟	138
5.7 工程应用	143
5.7.1 机床床身的分析、预测	143
5.7.2 发动机缸体的分析、 预测	144
5.7.3 水轮机叶片的热应力及变形 数值模拟	146
5.7.4 减速器箱体的准固相区间应 力数值模拟及热裂预测	148
5.8 结束语	150
参考文献	151

第6章 铸造合金的微观组织

计算机模拟	153
6.1 微观组织数值模拟的物理与数学 基础	154
6.1.1 形核模型	154
6.1.2 生长模型	157
6.1.3 溶质扩散模型	162
6.2 微观组织计算机模拟的数值 方法	164
6.2.1 确定性模拟方法	164
6.2.2 随机性模拟方法	169
6.2.3 相场方法	175
6.2.4 介观尺度模拟方法	177
6.3 球墨铸铁的微观组织数值模拟 研究	180
6.3.1 形核模型	180
6.3.2 生长模型	181
6.3.3 球墨铸铁件力学性能的 预测	184
6.4 结束语	187
参考文献	188

第7章 专家系统在铸造工程中的

应用

7.1 研究专家系统的意义及现状	190
7.1.1 研究专家系统的意义	190
7.1.2 专家系统的产生与发展	191
7.1.3 铸造专家系统的研究 现状	194
7.2 专家系统的基本原理	197
7.2.1 专家系统的结构与工作 原理	197
7.2.2 构造专家系统的基本 问题	198
7.2.3 专家系统的开发过程	200
7.3 专家系统的设计与开发	202
7.3.1 专家系统开发工具	202
7.3.2 知识表示	203
7.3.3 推理机制	205
7.4 铸造质量专家 FQ - Expert 的设计 与开发	207
7.4.1 系统整体设计框架	207
7.4.2 铸件缺陷分类体系	208
7.4.3 知识库设计	210
7.4.4 铸件缺陷识别	211
7.4.5 缺陷原因分析与对策	213
7.4.6 系统维护	215
7.5 结束语	216
参考文献	217

第8章 铸造工程中的计算机

质量控制

8.1 液态金属的计算机快速质量 检测	218
8.1.1 铸造热分析法	218
8.1.2 热分析法检测液态铝合 金的质量	221
8.1.3 热分析法检测铁液的 质量	223

8.1.4 热分析仪器	225	9.3.1 生产技术数据	263
8.1.5 存在的问题和发展方向 ...	227	9.3.2 生产管理	264
8.2 造型、造芯过程的计算机 控制	227	9.3.3 物料采购管理	265
8.2.1 造型机(线)的计算机 控制	227	9.3.4 财务管理	265
8.2.2 造芯过程的计算机控制 ...	233	9.3.5 市场营销与销售管理	266
8.2.3 砂型、砂芯的快速原型 制造	237	9.3.6 综合查询与决策支持	266
8.3 砂处理系统的计算机控制	238	9.3.7 人事管理	266
8.3.1 水分的自动控制系统	239	9.3.8 质量管理	266
8.3.2 型砂性能的在线检测与 控制	242	9.4 企业网络建设与软件开发	266
8.3.3 物料加入量的计算机 控制	245	9.4.1 企业内部网络	266
8.3.4 旧砂冷却系统的自动 控制	245	9.4.2 网络互连技术	268
8.3.5 型砂质量分析与控制的计算 机人工智能系统	249	9.4.3 网络操作系统	269
8.4 结束语	255	9.4.4 网络数据库系统及其开发 工具	269
参考文献	255	9.5 企业管理信息系统的规划与 实施	270
第9章 铸造企业的计算机信息 管理	257	9.5.1 企业管理软件的规划	270
9.1 企业管理信息系统发展概述 ...	257	9.5.2 系统的实施	271
9.2 铸造企业管理信息系统发展 现状	259	9.5.3 实施中的注意事项	271
9.3 铸造企业管理信息系统的 内容	263	9.6 相关管理技术	272
		9.6.1 计算机集成制造系统 (CIMS)	272
		9.6.2 其他相关管理技术	272
		9.7 应用实例	274
		9.7.1 企业生产经营状况	274
		9.7.2 总体规划设计	275
		9.7.3 系统主要功能	278
		9.8 结束语	280
		参考文献	281

第 1 章 绪 论

1.1 铸造行业的地位及作用

铸造行业是制造业的重要组成部分，对国民经济的发展起着重要作用。面对市场经济和全球化竞争的挑战，要为国民经济的发展做出重要贡献，就要十分重视包括铸造行业在内的材料成形制造业的发展。这是因为：无论是传统材料还是新材料（统称为先进材料——advanced materials）只有及时（JIT）通过成形制造成为高质量（defect-free）工件或零部件，才能服役于国民经济各部门；材料的最终结构、性能及使用性能（performance）是通过成形制造而获得的。

因此，铸造过程的本质是既要控制铸件的形状，更要控制它的组织和性能。

铸造行业能够为国民经济的发展做出许多重要贡献。例如：在冶金工业、能源工业的水电站、火电站与核电站及长江三峡巨型水轮发电机组特大型零部件中，有很多材料及铸造工艺的关键技术问题。图 1-1、图 1-2 所示分别是世界上最大的轧钢机机架铸钢件及大型水轮机叶轮铸钢件。可以预见，汽车工业的轿车仍将由金属材料、工程材料、陶瓷材料等组成，其中有大量铸造成形加工等关键技术问题，图 1-3 所示是汽车上的关键保安球墨铸铁件。在航空、航天工业中也有大量先进材料的铸造成形加工等关键技术问题，图 1-4 所示是麦道飞机中的薄壁叶片榫轮毂熔模铸造零件。

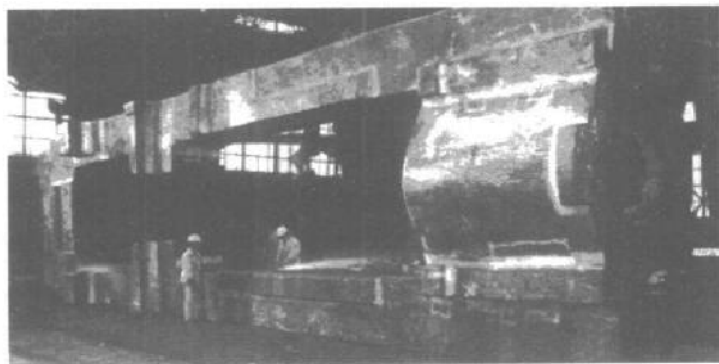


图 1-1 世界上最大的轧钢机机架铸钢件 重 410t



图 1-2 大型水轮机
铸钢叶轮 重 91t



图 1-3 汽车球墨铸铁保安件

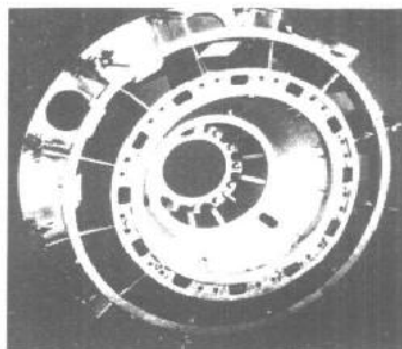


图 1-4 熔模铸造航空发动机铸件 直径 1320mm

我国铸造生产历史悠久，但目前我国铸造行业的技术水平与国外相比有很大差距，它严重制约着国民经济的发展。我国铸件年产量已超过 1000 万 t，居世界第二，但其中高性能、优质铸件的比例只占 20.7%，而美国已占 40.7%（1998 年统计）；精确铸件（Net Shape Casting）比例只占 2%，而美国已占 13%（1994 年统计）。又例如，服务于航空、航天工业的精确熔模铸造业，全世界销售额为 52.3 亿美元，其中美国为 24.8 亿美元，占 47.4%，而中国仅 1.8 亿美元，只占 3.4%。另外，我国铸件重量平均比国外重 10%~20%，劳动生产率低 5~8 倍，而能耗高 2 倍。再以汽车发动机缸体铸件为例。我国生产的发动机缸体铸件平均壁厚为 5.5~6.0mm，而国外只有 3.5~4.5mm。我国的轿车生产已有十多年历史，但目前发动机铸铁缸体质量仍然是关键技术问题。

1.2 铸造成形加工技术的国内外发展趋势

1996 年美国出台的下一代制造（Next Generation Manufacturing）计划提出了十项关键基础技术，其中就包括先进制造工艺与装备（Next generation manufacturing processes and equipment）及建模与仿真（Pervasive Modeling and Simulation）两项关键技术，如图 1-5 所示。由图 1-5 可见，人、技术与管理是未来制造业的三个基本要素。美国在公布 1995 年联邦政府材料科学与工艺研究及开发计划时强调指出：美国经济繁荣及国家安全很大程度上依赖于先进材料的研究开发与产业化。为了对付全球竞争，改善材料及相关的制备技术对国家来说是非常重要的。美国联邦政府材料科学、工艺研究与开发计划的战略目标及美国自然科学基金会均把材料合成制备与加工成形的基本理论和模拟仿真作为优先资助领域。由此可见，材料制备、成形加工及成形加工过程计算机模拟仿真是当今国际公认的制造

科学与材料科学的重要前沿领域。

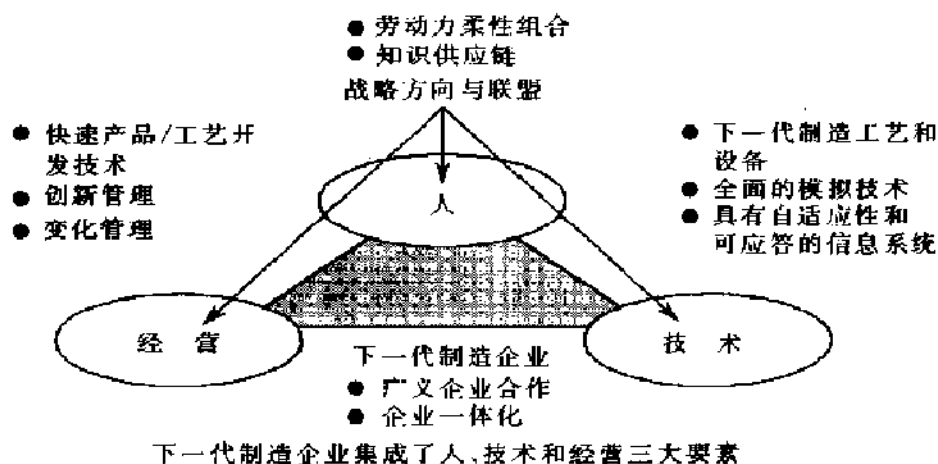


图 1-5 下一代制造计划中的三要素及十大关键基础技术

目前，世界各国铸造成形加工技术的研究发展方向：一是重大工程中的特大型铸件的关键铸造技术；二是精确成形技术（Net Shape Casting），例如铸件的轻量化、强韧化、精密化及工艺的复合化将是精确铸造成形技术发展的主要内容；三是用计算机模拟仿真技术来逐步代替传统的经验性研究方法。

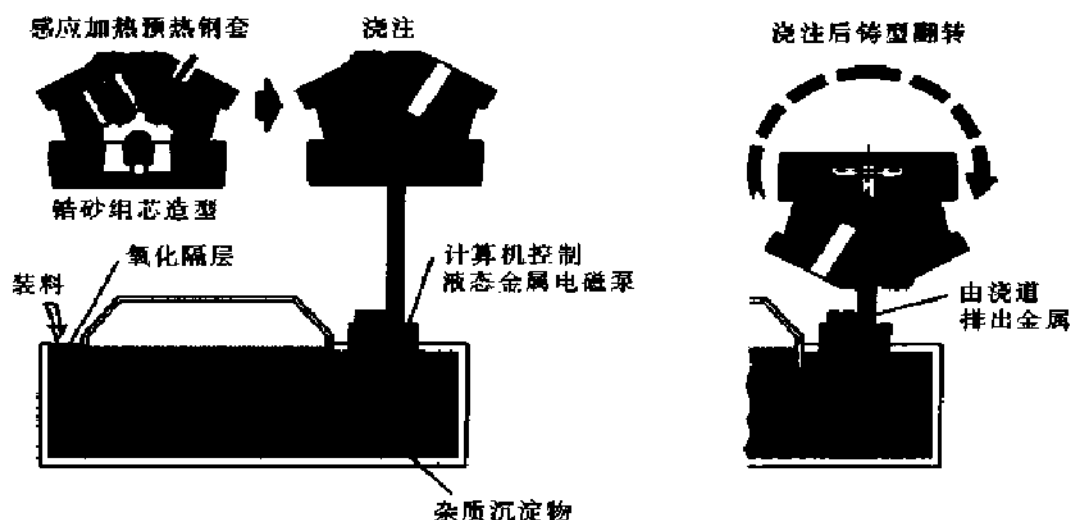


图 1-6 精确砂型可控压力铸造铝合金发动机缸体

例如，美国汽车工业每年要消耗材料 2300 万 t。美国制订的新一代汽车研究计划要求汽车工业到 2003 年油耗降为 3L/100km，而每降低汽车重量的 10% 就可提高热效率 7% 及降低污染 10%。因此，美国的目标是要求车身、车架减轻重量 50%，而动力系统减轻重量 10%。美国通用及福特汽车公司均已采用消失模、

精确砂型可控压力铸造及压力铸造等新一代精确铸造成形技术来制造高性能薄壁铝合金发动机缸体,如图 1-6~图 1-8 所示。航空、航天工业采用的高温合金单晶体定向凝固熔模铸造燃气轮机叶片(如图 1-9 所示),是精确铸造与高科技的完美结合,而消失模铸造工艺则被誉为明天的铸造技术。总之、绿色环境下的面向 21 世纪的铸造成形加工技术的总目标是高质量、短周期(或短流程)及低成本。

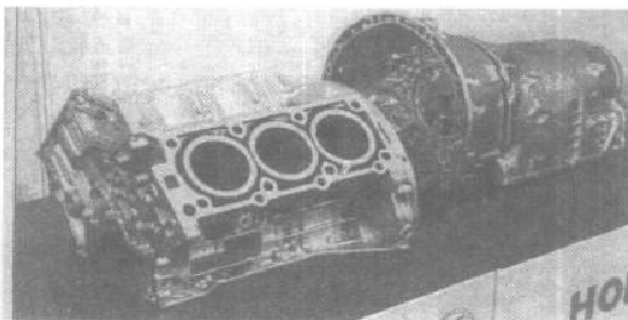


图 1-7 压力铸造铝合金发动机缸体



图 1-8 消失模缸体及消失模铸件

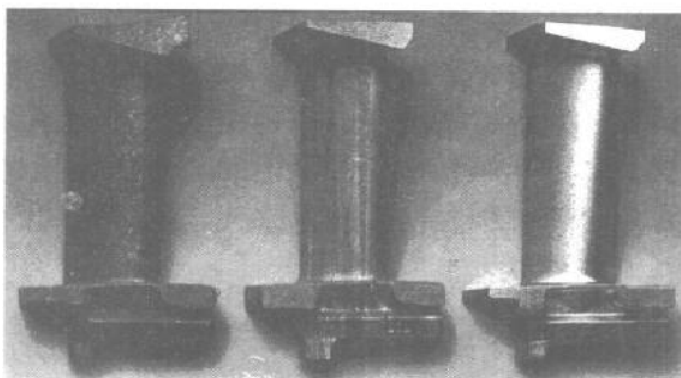


图 1-9 等轴晶、柱状晶及单晶体熔模铸造叶片

1.3 用计算机技术改造传统铸造行业

如上所述,用计算机信息技术改造及带动传统铸造行业的发展是铸造技术的重要发展趋势。计算机信息技术在铸造行业中的应用涉及很多方面,本书根据作者十几年来在铸造工程领域从事计算机信息技术应用的研究成果,以铸件的质量保证及质量控制为主线,以铸造过程的模拟仿真为核心,着重介绍 CAD/CAE/CAM 技术在铸造行业中的应用。

1.3.1 铸造过程的宏观与微观模拟仿真

铸造工艺计算机辅助设计及铸造过程计算机模拟仿真(简称铸造 CAD/CAE)涉及计算机辅助绘图、计算机辅助工艺与工装设计及充型凝固过程模拟仿真等三

部分内容。但是,国外的基础研究及商品化软件的开发主要集中在充型凝固过程模拟分析方面,不仅是因为这部分的基础理论深、技术含量高,而且也因其内容通用性强,可应用在不同合金、不同形状、不同工艺的铸件,因而有利于软件的通用化、商品化及推广应用。

铸件充型凝固过程计算机模拟仿真已成为学科发展的前沿领域,也是改造传统铸造行业的必由之路。铸造成形加工过程的模拟仿真研究正在向高功能(High Performance)、高保真(High Fidelity)、高效率(High Efficiency)的多学科模拟与仿真方向发展,经过数十年的努力,铸件充型凝固过程计算机模拟仿真已进入工程实用化阶段,铸造生产正在从只凭经验走向由科学理论指导的道路。铸造充型凝固过程的数值模拟,可以帮助工作人员在实际铸造前对铸件可能出现的各种缺陷及其大小、部位和发生的时间予以有效地预测,以便在浇注前采取对策,确保铸件的质量,缩短试制周期,降低生产成本。

铸造 CAE 研究与开发起步于 60 年代,据统计,国外已投入的研究与开发费用达数千万美元。经过几十年的努力,由于在以下三方面取得了重要突破,铸件充型凝固过程计算机模拟仿真在工程上的应用才变为可能与现实。

(1) 具有能处理三维复杂形体的图形功能。

(2) 硬件及软件费用大幅度下降,铸造工厂能够接受。

(3) 计算机操作系统及软件对用户友好(user friendly),一般铸造工程技术人员稍加培训就可独立操作运行。

第一个铸造 CAE 商品化软件于 1989 年在德国国际铸造博览会上展出,以温度场分析为核心内容,在工作站上运行。90 年代以来,铸造 CAE 商品化软件功能逐渐增加,多数软件都增加了流场分析功能,但主要都在工作站上运行(如 MAGMA 等),如图 1-10 所示。铸件充型凝固过程的数值模拟及缩孔、缩松预测、应力分析、微观组织模拟等方面的研究及实用化进程,在国内外都取得了很大进展,图 1-11 所示是发动机缸体铸件的残余应力分析。国内虽起步较晚,但进展迅速,目前国内开发的商品化软件的部分功能已与国外软件相当,可以满足铸造工厂的一般需要。国内外铸造 CAE 商品化软件的功能正向低压铸造、压力铸造及熔模铸造等特种铸造方面发展。

铸件充型凝固过程计算机模拟仿真研究的重点正在由宏观模拟走向微观模拟。微观模拟的尺度包括纳米级、微米级及毫米级,涉及结晶生核长大、树枝晶与柱状晶转变到金属基体控制等各个方面。图 1-12 所示是定向凝固条件下柱状晶叶片的宏观及微观模拟结果,而图 1-13 所示是不同合金的等轴晶形态的模拟仿真结果比较。

另外,质量控制模拟正在向微观组织模拟、性能及使用寿命预测的方向发展。1998 年,美国西北大学的 Conley 等人提出了一个新的铸件(保安件)设计模

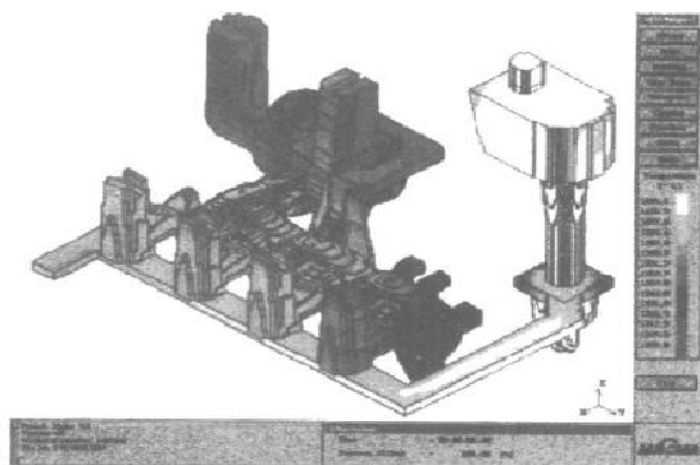


图 1-10 考虑充型过程的初始温度场

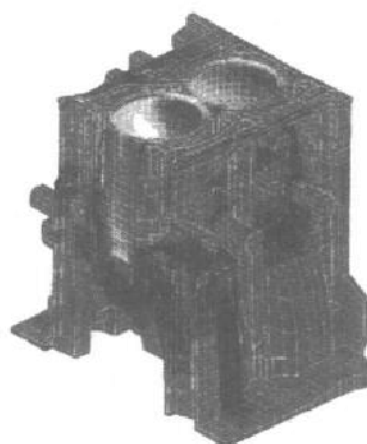


图 1-11 发动机缸体的
残余应力分析

型，用于金属型铸造铝合金发动机底座的设计，如图 1-14 所示。这个模型综合了铸造工艺模拟、疲劳性能设计和无损检测设计。在并行环境（CE）下，铸造过程模拟用来预测铸件中的微观孔洞缺陷，所预测的缺陷导致破坏的可能性由疲劳断裂生长模拟来决定，可以在产品设计的早期阶段预测铸件的使用寿命。

美国等工业发达国家已经大量采用计算机模拟仿真方法来研究开发飞机、导弹、汽车、航空及汽车发动机等的设计、成形加工及制

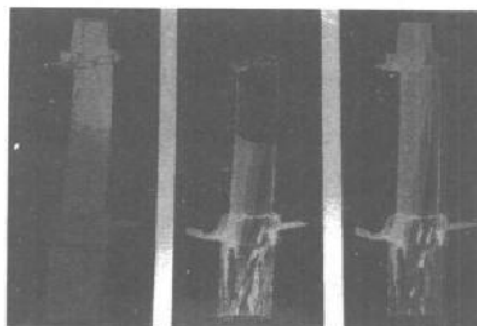


图 1-12 定向凝固柱状晶
叶片的宏观/微观模拟

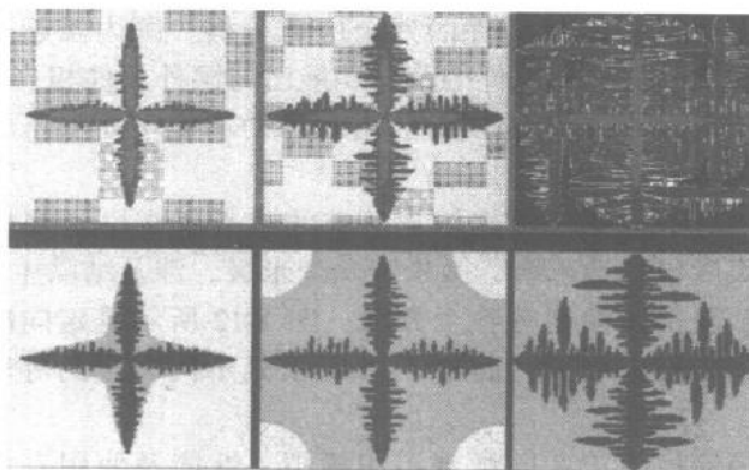


图 1-13 等轴晶形态模拟仿真的比较

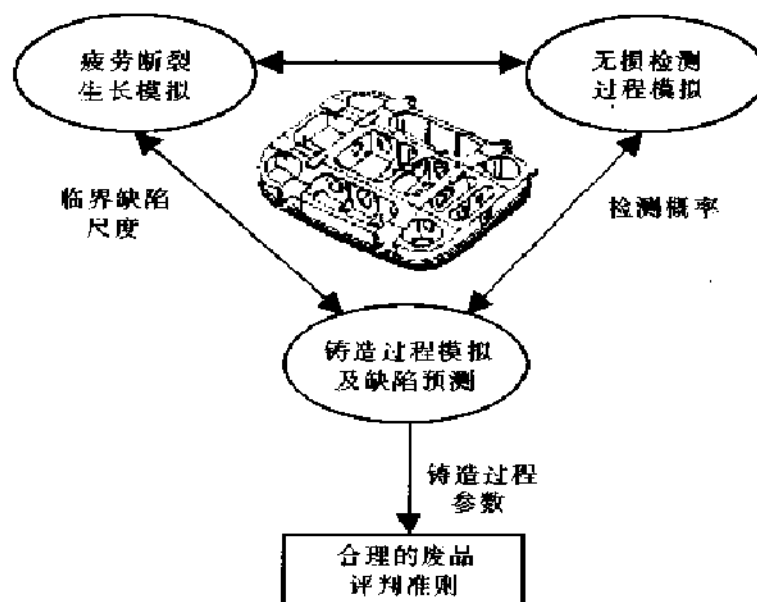


图 1-14 铸造工艺模拟与使用寿命预测结合的新方法

造。据报道，采用计算机模拟技术可以缩短产品试制周期 40%，降低生产成本 30% 及提高材料利用率 25%。

铸造成形加工过程的模拟仿真正在与并行工程、敏捷化工程及虚拟制造相结合，已成为网络化异地设计与制造的重要内容。并行工程（Concurrent Engineering）是对产品设计及其相关过程（包括制造过程和支持过程）进行并行的一体化设计的一种系统化的工作方式，其最明显的特点之一就是多学科的协同工作（Team Work），它的重点以并行设计为主。铸造是产品生产的基础环节，铸件的设计、质量、成本和试制周期对整个产品的研制开发都有很大影响。以充型凝固过程数值模拟为核心的铸造 CAE 已成为并行工程中的一个组成部分，我国也已取得重要进展。将开发的铸造 CAE 软件集成到 PDM（Product Data Management）软件工具中，铸造 CAE 产生的数据由 PDM 统一进行管理，使其能够与其他不同的应用系统之间共享信息。这样，铸造过程模拟不仅有助于铸造工艺优化设计，而且可为其他设计人员提供参考，实现铸造 CAE 在并行工程中的集成已成为目前关注的研究热点之一。

1.3.2 铸造专家系统的研究与开发

人工智能（Artificial Intelligence）是计算机科学的一个分支，是 20 世纪中期产生并正在迅速发展的新兴边缘学科。人工智能的研究是要分析人类的思维过程，并在计算机系统中模拟实现。专家系统（Expert System）是人工智能研究领域中最活跃、最具实用价值的应用领域。世界主要工业发达国家已经在医疗诊断、化学工程、图像处理、信号解释及地质勘探等领域研究并开发了各种专家系

统。今天，应用领域越来越宽阔，并取得了巨大的经济效益。

铸造过程是一个极为复杂的物理化学过程，用传统的分析方法往往难以解决铸造过程中的很多问题。随着社会的发展，人们寻求新的方法和技术来解决实际铸造生产中的问题，而铸造过程中大多数问题都非常适合于采用专家系统。因此，铸造专家系统的研究与开发已在国内外铸造领域广泛开展。

1.3.3 铸造工程中的计算机质量控制及信息管理系统

最后，本书将结合铸造工程中的液体金属及造型、造芯与型砂的计算机质量控制两个关键技术环节加以讨论。

如前所述，人、技术与管理是先进制造企业的三要素（如图 1-5 所示），计算机在铸造企业管理方面有着广阔的应用天地。我国铸造行业在推行计算机管理信息系统（Management Information System）方面，基本上还是空白。因此，在新世纪来临之际，铸造企业如何利用先进的计算机网络技术、信息技术、先进管理思想等来提高管理水平及建立管理信息系统，是提高企业竞争能力和走上快速发展道路的最重要的手段之一。本书将专门讨论铸造企业的计算机管理信息系统。

1.4 结束语

（1）面向市场经济，迎接全球化竞争的挑战，要为国民经济的发展做出重要贡献，就要十分重视制造业特别是铸造行业的发展。但是，我国铸造行业的生产技术水平与国外相比有很大差距，它制约着国民经济的发展。

（2）目前世界各国在铸造成形加工技术的研究发展方向：一是重大工程中的特大型铸件的关键铸造技术；二是精确铸造成形技术；三是用计算机模拟仿真来逐步代替传统的经验性研究方法。采用计算机模拟技术可以缩短产品试制周期 40%，降低生产成本 30% 及提高材料利用率 25%。

（3）计算机信息技术在铸造行业中的应用涉及很多方面，本书以作者长期在铸造工程领域从事计算机信息技术应用的研究成果为基础，以铸造过程的模拟仿真为核心，着重介绍 CAD/CAE/CAM 技术在铸造行业中的应用。

（4）液体金属及造型、造芯与型砂质量的计算机控制是铸造工程中质量控制的两个最为关键的技术环节。

（5）人、技术与管理是先进制造企业的三个基本要素。利用先进的计算机网络技术、信息技术和先进管理思想提高管理水平并建立管理信息系统，是提高铸造企业竞争能力和走上快速发展道路的重要手段。

参 考 文 献

- 1 柳百成等. 国家自然科学基金优先资助领域战略研究报告——先进制造技术基础：第

- 5 章 成形制造. 北京: 高等教育出版社及施普林格出版社, 1998
- 2 柳百成等. 机械工程科学技术前沿; 第 5 章 新一代材料精确成形技术. 北京: 机械工业出版社, 1996
- 3 柳百成. 新一代精确铸造成形过程的物理冶金学基础及数学物理建模. 中国机械工程, 2000, No. 1/2
- 4 B.M. Kramer. The NCM Project: A Key Element on the Government Manufacturing Infrastructure Strategy. National Science Foundation, USA, 1996
- 5 1995 Federal Research and Development Program of Materials Science and Technology. USA, 1995
- 6 NSF's Participation in Advanced Materials Science and Processing Program (AMPP). National Science Foundation, USA, 1993
- 7 Proceedings of International Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, June 7 - 12, San Diego, USA, TMS Publication, 1998
- 8 Liu Baicheng. Progress in solidification modeling of cast iron in China. International J of Cast Metals Research, 1999, 11 (5): 259 ~ 266
- 9 Liu Baicheng, Shen Houfa et al. Progress in numerical simulation of solidification process of shaped casting. J. of Mater. Sci. Technol., 1995, 11 (5): 312 ~ 324
- 10 Liu Baicheng, Qiu Wei, Shen Houfa et al. Study and application of molding filling simulation of shaped casting. J. of MST, 1997 (2): 107 ~ 112
- 11 Xiong Shoumei and Liu Baicheng. Study on numerical simulation of mold-filling and solidification processes of shaped casting. Chinese J. Of Mechanical Engineering, 1999 (1): 4 ~ 10
- 12 柳百成. 铸件充型凝固过程国内外研究进展. 铸造, 1999 (8)
- 13 Kang Jinwu, Chen Yao, Xiong Shoumei, Liu Baicheng. Numerical simulation of thermal stress and deformation of cylinder block iron casting. International J of Cast Metals Research, 1999, 11 (5): 501 ~ 506
- 14 贾宝仟, 柳百成, 王东涛. 铸钢件准固态区域应力应变数值模拟及热裂机制. 金属学报, 1997 (5): 504 ~ 508
- 15 Kang Jinwu, Liu Baicheng, Xiong Shoumei. Numerical simulation of thermal stress of shaped casting based on rheological model. J. Mater. Sci. Technol., 1999 (3): 267 ~ 270
- 16 Jia Baoqian, Liu Baicheng. Study on numerical simulation of stress-strain and hot tearing during solidification of steel casting. Proceedings of The Fourth Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, U.K., 1997
- 17 S. M. Xiong, X.H. Wen, B.C. Liu. Study on numerical simulation of mold-filling and solidification of low pressure die casting process. Proceedings of The 4th Pacific Rim International Conference on Modeling and Simulation of Casting and Solidification Processes, Korea, 1999: 13 ~ 19
- 18 L.R. Jia, S.M. Xiong, B.C. Liu. Numerical simulation of molding filling and heat transfer of high pressure die casting. Proceedings of Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX, Germany, 2000
- 19 Li Wenzhen and Liu Baicheng. Microstructure simulation and property prediction of S.G. iron

- castings. Proceedings of the 62nd World Foundry Congress, USA, 1996
- 20 赵海东, 柳百成, 房贵如. 球墨铸铁微观组织数值模拟及其力学性能的研究进展. 铸造, 1999 (10): 51 ~ 55
 - 21 Liu Baicheng, Zhao Hedao, Liu Weiyu and Wang Dongtao. Study of microstructure simulation of S.G. cast iron. International J of Cast Metals Research, 1999, 12 (6): 471 ~ 476
 - 22 Laurentiu Nastac. A new stochastic approach for simulation of solidification morphologies and segregation patterns in cast dendritic alloys. Proceedings of the 4th Pacific Rim International Conference on Modeling and simulation of Casting and Solidification Processes IV, Korea, 1999: 31 ~ 42
 - 23 J. G. Conley, B. Moran, and J. Gray. A New Paradigm for the Design of Safety Critical Castings. Aluminum in Automotive Applications, SP-1350, SAE International Inc., Warrendale PA, USA, 1998: 25 ~ 38
 - 24 柳百成等. 并行工程环境下成形铸件制造工艺 CAD/CAE 系统. 高技术通讯, 1996 (3): 40 ~ 42
 - 25 李永保, 柳百成, 熊守美. 面向并行工程的铸造工艺集成 CAD/CAE 系统的研究. 中国机械工程, 1997 (7): 35 ~ 37
 - 26 Li Yongbao, Liu Baicheng, Qiu Wei. A numerical simulation system for casting process in concurrent engineering. Tsinghua Science and Technology, 1999 (2): 1431 ~ 1435
 - 27 熊守美, 柳百成等. 铸件缺陷分析专家系统的研究. 清华大学学报增刊, 1993, 33 (S5): 110 ~ 116

第2章 CAD/CAE/CAM在铸造工程中应用

计算机技术的飞速发展,已使计算机成为自电力发明以来最具生产潜力的工具。数字化时代正一步步向我们走来。计算机辅助设计(CAD)、计算机辅助工程分析(CAE)、计算机辅助制造(CAM)等技术在铸造领域得到了广泛的应用,并已成为铸造学科的技术前沿和最为活跃的研究领域。只要将铸件图样、铸型材料、铸造合金热物性参数、凝固特性及数学模型等输入计算机,即可计算出合理的浇冒口系统。运用相应的数值模拟技术可对设计的工艺进行屏幕试浇,模拟铸件凝固过程,预测凝固缺陷、微观组织、残余应力;再利用先进的图像显示技术对屏幕试浇结果作逼真的三维图像显示,对缺陷位置、程度进行全面的评估,从而提出工艺改进措施,进行新一轮工艺设计优化、屏幕试浇、工艺校核。随着这一技术的逐渐成熟和实用化,其应用已不仅仅局限于对成形铸件进行工艺分析和评判,研究人员已将其作为实现并行工程环境下产品的虚拟制造的一个关键技术,同计算机辅助产品设计、计算机辅助加工工艺规划、计算机辅助制造集成在一起,以达到从全局出发,优化产品设计、提高产品质量、缩短制造周期的目的。即产品设计不仅考虑产品的功能,同时考虑产品的可制造性。

众所周知,铸造工艺是非常复杂的,并具有显著的与生产实际经验紧密结合的特点。同时,人们也最先开始研究计算机辅助设计技术在这一领域的应用。多年的研究和开发应用经验表明,铸造工艺CAD软件必须在通用工艺参数设计的基础上,结合企业的具体情况开发应用才能收到好的效果。本章首先以铸钢件铸造工艺设计问题为例,介绍如何把传统的工艺设计问题转化为计算机辅助设计。在铸造工装设计方面,以介绍现代模具设计制造技术为重点。最后,介绍并行工程的基本技术及其在铸造工程中的应用。

2.1 铸钢件铸造工艺CAD原理

随着三维造型理论和实用化技术的日趋成熟,三维铸造工艺CAD系统必将成为铸造工艺CAD系统的主流。基于三维的铸造工艺CAD系统具有许多二维系统无法比拟的优越性,如几何信息的完整,易于与铸造工艺CAE系统、铸造工装CAD/CAM系统衔接,可实现数据共享,设计结果直观,可方便地生成二维工程图样等。由于实际铸造生产的复杂情况,铸造工艺设计的内容因各种实际工艺条件而有区别。在此以铸钢件铸造工艺为例,介绍工艺设计的主要内容。

2.1.1 铸钢件冒口设计

以浇冒口系统设计为主的铸造工艺 CAD 是铸造领域应用计算机技术的重要方面之一。铸件浇冒口系统计算机辅助设计的研究近年来得到了普遍重视。用计算机设计冒口系统有如下优点：

- (1) 计算准确、迅速，消除了人为的计算误差。
- (2) 可同时按几个不同的工艺方案试算，从而找出较好的方案。
- (3) 不要求使用者在铸造工艺设计方面有丰富的经验，即使一个工作时间不长的人也能运用自如。
- (4) 能够打印及存储设计结果。

2.1.1.1 铸钢件冒口设计的基本原理

冒口系统设计的目的，是补偿铸件在凝固过程中的体积变化，是消除缩孔、缩松等收缩缺陷，从而获得组织致密的优质铸件。影响收缩缺陷产生的因素主要是铸造合金凝固和冷却过程中的体积变化特性及合金的凝固方式。铸钢从液态转变为固态，体积要显著地缩小，即有很大的体收缩。因体积的缩小而得不到钢液的补缩时，则凝固后在铸件内部那些模数较大的部位会产生缩孔或缩松。为了获得致密的铸件，基本的条件是定向凝固。这就必须在补缩通道上设置模数比补缩通道的模数大和储有足够多的钢液的冒口，使铸件在凝固过程中，能不断地从冒口获得钢液进行补缩，以消除铸件的缩孔和缩松，使缩孔移入冒口之中。

冒口是消除缩孔等缺陷而获得致密铸件的基本措施。冒口 CAD 的主要内容是采用计算机完成冒口形状、位置、数量及尺寸的确定及计算。冒口形状及位置可根据凝固过程数值模拟或几何模拟结果来确定，也可以采用人机对话方式，由操作者来确定。冒口尺寸的计算方法较多，传统的有模数法、比例法、补缩液量法、三次方程法、点模数法、点热阻法及模数梯度法等等。

从得到优良铸钢件和降低非生产性消耗两方面看，铸钢件冒口设计极为重要。它在工艺方案制订中起主导作用。冒口设计主要应正确解决以下三个问题：

(1) 在铸钢件上正确地布置冒口，并使冒口同浇注系统、内外冷铁等工艺措施相互配合，实现正确地控制铸钢件凝固。根据铸件几何形状及截面大小，冒口补缩只限于在一定距离之内有效，所以相邻两个冒口间的距离必须合适，才能保证铸件补缩良好。如果两个相邻冒口距离超过能补缩的距离，铸件内部必将产生缩孔或中心缩松。

(2) 正确地确定冒口的种类、形状和尺寸。冒口要有恰当的直径（腰形冒口指宽度）及容积，才能较铸件晚凝固以及满足补缩铸件凝固的需要。如果冒口不够大，冒口根部的铸件便会产生缩孔、缩松。在保证铸钢件补缩良好的基础上，冒口尺寸要小，数量要少，以降低非生产性消耗。

(3) 提高冒口的补缩效率并使冒口便于去除，以利于铸钢件清理操作。

冒口在铸钢件上的布置就是决定在铸钢件哪些部位上安放冒口。冒口在铸钢件上的位置正确与否对获得良好铸钢件和提高工艺出品率有重要意义。冒口位置不正确,即使用大量冒口补缩,也不能获得补缩良好的致密铸件。

2.1.1.2 铸钢件冒口设计的数学模型

冒口布置确定以后,下一步就是进行冒口本身的设计。冒口设计的主要内容是正确地选择冒口种类、冒口形状,正确地确定冒口尺寸,确定冒口的数量及校核冒口的补缩能力等。

为了得到致密健全的铸件,冒口必须充分补缩铸件,为此必须满足以下三个条件:

- (1) 存在补缩通道。
- (2) 冒口的凝固时间不小于铸件的凝固时间。
- (3) 具有足够的补缩液量。

其中,条件(1)通过工艺措施,如采用冷铁或补贴等可得到满足,而条件(2)、(3)正是建立冒口方程的基础。

下面介绍三次方程法冒口设计的基本原理。

由 Chvorinov 等人总结的平方根定律,铸件和冒口的凝固时间分别为

$$t_c = K_c^2 \left(\frac{V_c + \beta V_c}{A_c} \right)^2 \quad (2-1)$$

$$t_r = K_r^2 \left(\frac{V_r - \beta V_c}{A_r} \right)^2 \quad (2-2)$$

式中, t_c 、 t_r 分别为铸件和冒口凝固时间; K_c 、 K_r 分别为铸件和冒口凝固系数; V_c 、 V_r 分别为铸件和冒口的体积; A_c 、 A_r 分别为铸件和冒口的表面积; β 为合金凝固收缩率。

根据补缩条件,冒口的凝固时间应大于铸件的凝固时间,即

$$t_r = \delta^2 t_c \quad (2-3)$$

把式(2-1)、式(2-2)代入式(2-3)可得

$$K_r^2 \left(\frac{V_r - \beta V_c}{A_r} \right)^2 = \delta^2 K_c^2 \left(\frac{V_c + \beta V_c}{A_c} \right)^2 \quad (2-4)$$

式中, δ 为安全系数,取值范围 1.0 ~ 1.2。

经整理得(设铸件模数为 M_c)

$$V_r - \frac{\delta K_c A_r}{K_r} (1 + \beta) M_c - \beta V_c = 0 \quad (2-5)$$

此方程式是计算普通冒口尺寸的通用公式,设冒口与铸件用同一种造型材料,即 $K_c = K_r$ 代入式(2-4),整理得

$$V_r - A_r \delta (1 + \beta) M_c - \beta V_c = 0 \quad (2-6)$$

以上数学模型建立时忽略了冒口缩孔的散热面积, 可将造成的误差考虑在安全系数上。

不同类型的冒口, 均可写成

$$V_r = K_V D^3 \quad (2-7)$$

$$A_r = K_A D^2 \quad (2-8)$$

式中, K_V 、 K_A 分别为冒口体积系数及表面系数; D 是冒口的直径 (或宽度)。

将式 (2-7)、式 (2-8) 代入式 (2-6) 中得

$$K_V D^3 - K_A D^2 \delta (1 + \beta) M_c - \beta V_c = 0$$

整理得

$$D^3 - (K_A/K_V) \delta (1 + \beta) M_c D^2 - \beta V_c / K_V = 0$$

令

$$K_1 = (K_A/K_V) \delta (1 + \beta) M_c$$

$$K_2 = (\beta/K_V) V_c$$

将 K_1 、 K_2 代入上式中可得

$$D^3 - K_1 D^2 - K_2 = 0 \quad (2-9)$$

式 (2-9) 即三次方程, 反映了铸件体积、模数 (模数计算参见图 2-1) 与冒口尺寸之间的关系。

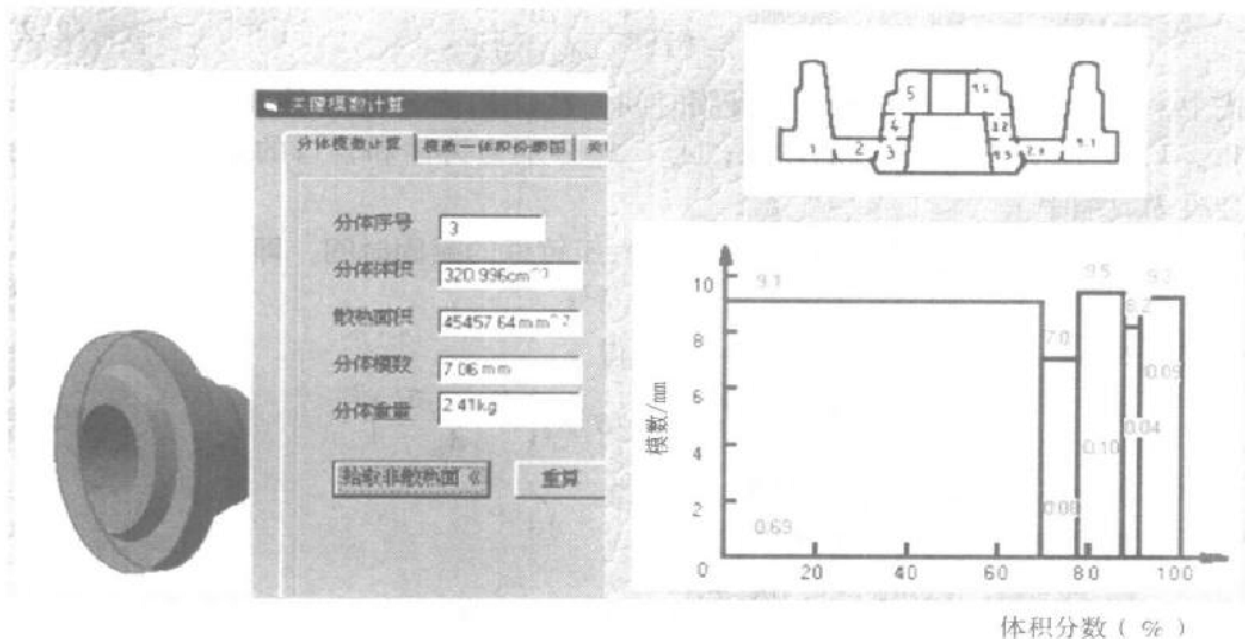


图 2-1 基于 SOLIDEDGE 系统的三维模数计算设计界面

下面列出了几种冒口的 K_V 、 K_A 算术表达式

圆柱明冒口

$$K_V = \pi G/4$$

$$K_A = (4G + 1)\pi/4$$

圆柱暗顶冒口

$$K_V = (6G - 1)\pi/24$$

$$K_A = (4G + 1)\pi/4$$

上列式中, G 为冒口高径比。

为求解冒口方程式 (2-9), 首先需对其进行收敛性研究。

设

$$f(D) = D^3 - K_1 D^2 - K_2 \quad (2-10)$$

则

$$f'(D) = 3D^2 - 2K_1 D$$

$$f''(D) = 6D - 2K_1$$

令 $f'(D) = 0$ 得

$$D_1 = 0, D_2 = \frac{2}{3} K_1$$

故有

$$f''(D_1) = f''(0) = -2K_1 < 0, f(0) \text{ 为极大值}$$

$$f''(D_2) = f''\left(\frac{2K_1}{3}\right) = 2K_1 > 0, f\left(\frac{2K_1}{3}\right) \text{ 为极小值}$$

又

$$f(D_1) = f(0) = -K_2 < 0$$

$$f(D_2) = f\left(\frac{2K_1}{3}\right) = -\frac{4}{27} K_1^3 - K_2 < 0$$

由此可根据函数的单调性及上述极值条件给出函数的大致形状。易知, 函数曲线与 D 坐标轴有一个交点, 即函数只有一个实根, 因此可由牛顿迭代法将此根求出, 即

$$D_{n+1} = D_n - f(D_n)/f'(D_n) \quad (2-11)$$

又从函数曲线可知, 该实根必定大于 $2K_1/3$, 且当 $D > 2K_1/3$ 时 $f(D) > 0$, 因此选初值 $D_0 > 2K_1/3$ 时, 迭代方程必收敛, 这样便可解出冒口方程。

在冒口方程的收敛性确定之后, 即可用迭代法求解, 但首先必须确定出有关参数。铸件模数 M 可通过对三维铸件模型进行体积和表面积的计算, 算出铸件模数。安全系数 δ 由用户输入, 体收缩率 β 既可由用户输入, 也可由系统计算得出。铸件的总体积收缩包括液态收缩和凝固收缩两部分, 是合金温度和成分的函数。成分的不同可分为碳含量的不同和合金含量的不同。这样, 铸件在某一温度

下的总收缩可看成两部分：由碳含量不同引起的收缩 β_c ，及由合金含量不同引起的收缩 β_A 。即

$$\beta = \beta_c + \beta_A \quad (2-12)$$

图 2-2 是作者结合用户的实际生产工艺开发的基于 SOLIDEDGE 系统的三维铸造工艺 CAD 系统冒口设计界面，该系统可以在产品模型的基础上进行三维铸造工艺设计。

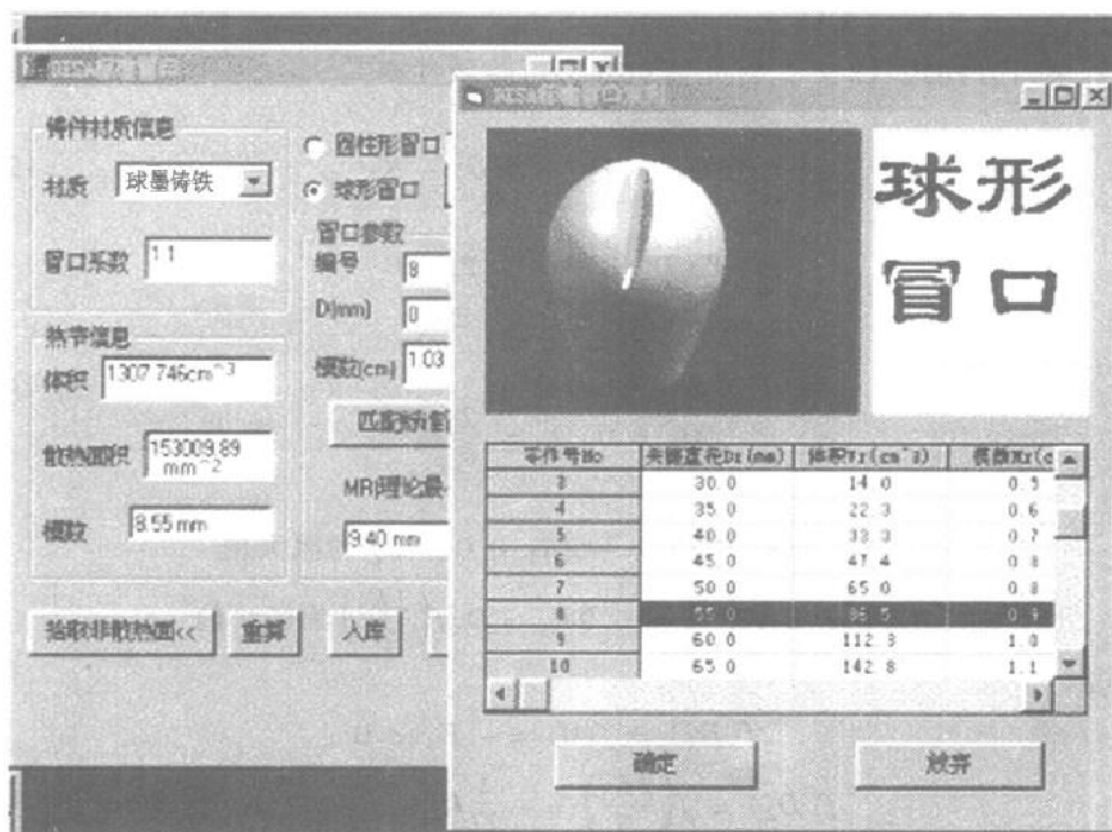


图 2-2 基于 SOLIDEDGE 系统的三维冒口设计界面

2.1.2 铸钢件浇注系统设计

大中型铸件的生产，常采用阶梯式浇注系统。对大型铸件在生产条件下进行充填试验困难很多，也很不经济。国内外曾采用数学分析和水力模拟方法对阶梯式浇注系统进行了研究，取得了一些进展。本节介绍用循环逼近法进行铸钢件阶梯式浇注系统设计的基本原理。循环逼近法的优点在于只要将铸件的重量、结构尺寸等原始数据输入计算机，在很短时间内就可得出浇注系统的浇口杯、阻流直浇道、横浇道、内浇道的截面尺寸以及金属液在浇注系统中流动时的流动速度、雷诺数等运动参数，并可保证金属液进入型腔后充填平稳和形成有利于自上而下的定向凝固的温度分布要求。

2.1.2.1 阶梯式浇注系统设计假设条件

- (1) 该浇注系统是单级分配直浇道的阶梯式浇注系统。
- (2) 该浇注系统的阻流截面（最小截面）高于铸件最高点。
- (3) 一般浇注过程中，金属液有过热而且时间短，故假设充填过程中金属液温度不变。假设浇口杯总是充满的。阻流浇注系统压头不变。

2.1.2.2 阶梯式浇注系统设计数学解析式的建立

1. 浇注时间的确定 为了保证金属液在型腔中平稳充填，避免使液态金属氧化和吸气，又能防止铸件产生冷隔和浇不足缺陷，必须保证金属液在型腔中有合适的上升速度。这一点往往成为确定浇注时间的依据，所以铸件的浇注时间常用下式确定

$$t = H_Z / v_{\uparrow} \quad (2-13)$$

式中， H_Z 为铸件高度（包括冒口）（mm）； $v_{\uparrow}$ 为型腔液面平均上升速度（mm/s）。

通过生产实践，已得出有关平均上升速度的各种经验数据，可供选用。

2. 浇口杯尺寸的确定 根据杜比茨基提出的公式，对单级直浇道的浇口杯宽度 B 、高度 H 和长度 L 按如下公式确定

$$B = \sqrt[3]{mG/(1.12\rho t)} \quad (2-14)$$

式中， m 为浇口杯体积与每秒流入型内的金属液体积比； ρ 为金属液密度（kg/cm³）； G 为铸件（包括冒口）重量（kg）； t 为浇注时间（s）。

$$H = 0.7B \quad (2-15)$$

$$L = 1.6B \quad (2-16)$$

3. 阻流截面面积的确定 根据假设，阻流截面位于分配直浇道上部时的浇注系统结构和金属液充填情况如图 2-2 所示。

对 I-I，II-II 截面利用伯努利方程式，则有

$$H + \frac{P_a}{\rho} = \frac{P_a}{\rho} + \frac{\omega_{II}^2}{2g} - h_w \quad (2-17)$$

又

$$h_w = \sum \xi \frac{\omega_{II}^2}{2g} + \sum \lambda \frac{L}{d} \frac{\omega_{II}^2}{2g}$$

所以

$$\omega_{II} = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi + \sum \lambda \frac{L}{d}}} \times \sqrt{2gH} = \mu \sqrt{2gH}$$

又阻流截面流量

$$q_m = \mu A \sqrt{2gH} = G/(\rho T)$$

所以

$$A = G / (\mu \rho l \sqrt{2gH})$$

式中, μ 为阻流截面的流量消耗系数。

4. 流量消耗系数 μ 的确定 从对阻流截面的推导中可得

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi + \sum \lambda \frac{L}{d}}} \quad (2-18)$$

可用此式来计算流量消耗系数。其中 ξ 为局部损失系数, 由浇注系统的结构形状决定; λ 为沿程损失系数, 由金属液在浇道中的流动状态和通道表面粗糙度而定, 一般都略去沿程损失。计算 μ 值时, 由于涉及金属液在浇注系统中的流速及浇注系统的结构形状和尺寸大小, 而有些条件在开始时还难于确定。一般可先根据有关资料确定各局部损失系数的初值, 算出 μ 值, 然后用循环逼近法求出 μ 的终值。

5. 各层内浇道截面积的确定 确定各层内浇道的截面尺寸是本节的核心。确定的内浇道截面尺寸, 必须满足设计人员对各层内浇道之间流量分配及流动状态的要求, 使得金属液能平稳地充满铸型型腔; 并形成合理的温度分布, 以利于铸件纵向 (或横向) 的定向凝固或同时凝固; 进而推导出各层内浇道截面积与各浇道流量比以及各层内浇道流入百分比的关系。推导过程简述如下:

(1) 流量分配系数 $K_1, K_2, \dots, K_n$ 的确定, 设 $K_1, K_2, \dots, K_n$ 为同一时刻该层内浇道流量与下一层内浇道流量之比。则

$$\left. \begin{aligned} K_1 &= 1 \\ K_i &= q_{mi-j} / q_{mi-(j-1)} \end{aligned} \right\} \quad (2-19)$$

式中, q_{mi-j} 为第 i 层内浇道开始进水时第 j 层内浇道的流量。

由于阻流浇注系统的压头不变, 通过阻流浇注系统的流量 q_m 始终不变。所以称 q_m 为“基本量”。则整个浇注过程有如下规律

$$q_m = \sum_{i=1}^n q_{mi-1} \quad (2-20)$$

设 $q_{m1}', q_{m2}', \dots, q_{mi}', \dots, q_{mno}'$ 为该层内浇道出流量, 而上层内浇道未出流时要求其出流量占当时全部出流量的百分数。则有

$$\frac{q_{mi-1}}{q_m} = \frac{q_{mi}}{100}, (i = 1, 2, \dots, n) \quad (2-21)$$

联立可得

$$\left. \begin{aligned} K_1 &= 1 \\ K_i &= \frac{q_{mi}'}{q_{mi-1}'} \times \frac{100}{(100 - q_{mi}')} \end{aligned} \right\} \quad (2-22)$$

$$(i = 2, 3, \dots, n)$$

(2) 有效压头的确定, 各层内浇道的截面积直接取决于各层内浇道上的有效压头。根据水力学原理

$$\left. \begin{aligned} q_m &= \mu A \sqrt{2hH} \\ q_{mi-1} &= \mu_i \sum A F_i \sqrt{2gh_i} \end{aligned} \right\} \quad (2-23)$$

联立式 (2-20) 式 (2-21)、式 (2-23) 求解可得

$$\begin{aligned} h_1 &= \left[\frac{\mu A}{\mu_1 \sum A_i} \right]^2 H \\ h_i &= \left[\frac{(100 - q'_{m2})(100 - q'_{m3}) \cdots (100 - q'_{mi})}{100^{i-1}} \right]^2 h_1 \end{aligned} \quad (2-24)$$

h_1 初值可取

$$h_1 = \left(\frac{1}{4} \sim \frac{1}{2} \right) H$$

根据铸件结构和质量要求, 给出各层内浇道质量流量 q'_{mi} , 即可由上述式子求出各层内浇道的有效压头 h_i 。

(3) 各层内浇道截面积的确定

$$q_{mi-1} = q_m = G/(\rho t)$$

联立求解可得

$$\begin{aligned} \sum A_i &= G/\mu_1 \rho t \sqrt{2gh_1} \\ \sum A_i &= \frac{\mu_1}{\mu_i} \times \frac{q'_{mi}}{q'_{m1}} \times \frac{100^{i-1} \sum A_i}{(100 - q'_{m2})(100 - q'_{m3}) \cdots (100 - q'_{mi})} \end{aligned} \quad (2-25)$$

6. 各层内浇道流速及雷诺数的确定 浇注系统中金属液的流速和雷诺数是表征金属液运动状态的主要参数, 其计算公式为

$$\begin{aligned} \omega_i &= \mu_i \sqrt{2gh_i} \\ Re_i &= \omega_i L_i / \nu \end{aligned} \quad (2-26)$$

式中, ω_i 为第 i 层内浇道流速 (mm/s); L_i 为第 i 层内浇道水力学半径 (mm); ν 为金属液运动粘度; Re_i 为第 i 层内浇道金属液运动雷诺数。

浇注系统设计结果可以直接反映到三维模型上, 如图 2-3 所示。

2.1.3 冷铁设计原理

由于冷铁具有激冷的作用, 在铸件表面贴放冷铁的部分凝固速度要比邻近的断面快, 因此, 在贴放冷铁的这个断面上首先形成“V”形凝固前沿。这样形成的温度差等于自然末端区形成的温度差, 所以在两个冒口之间设置冷铁, 可以使原来几乎没有温度差存在的中间区, 变为有较大温度差的激冷区, 即人为末端区, 它的模数曲线与自然末端区的模数曲线相同。在板状件或杆状件上的两面或

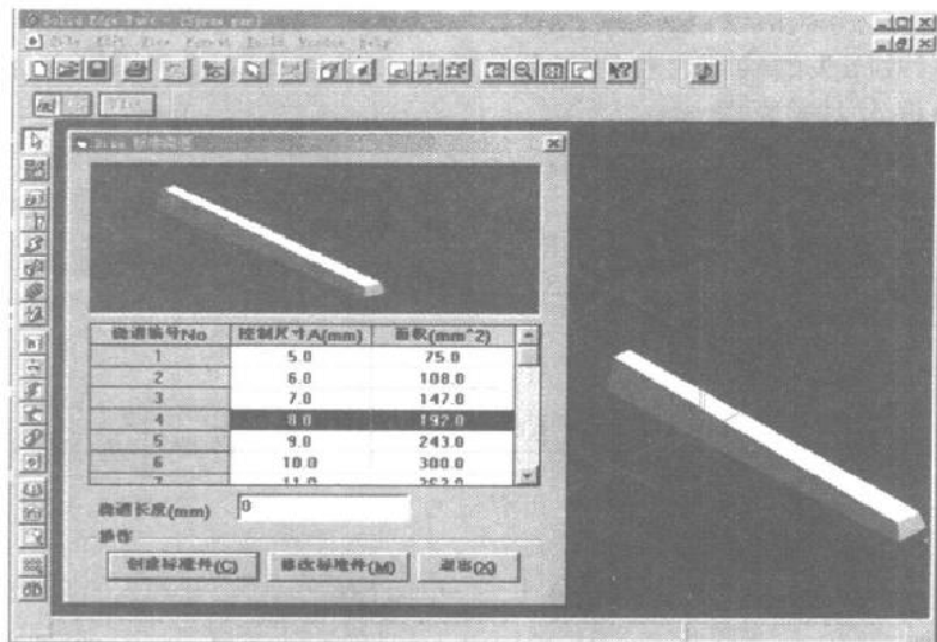


图 2-3 基于 SOLIDEDGE 系统的三维浇注系统设计界面

三面贴放冷铁，可使人为末端区延长。为了获得致密的铸件，可使用外冷铁造成人为末端区，以减少冒口的数量和提高铸件的工艺出品率，这是一项很重要的工艺措施。

下面介绍用模数法计算冷铁。

2.1.3.1 外冷铁重量的计算

在铸件上除了为造成人为末端区所设置的冷铁以外，凡是设置冷铁的部位都是铸件的热节区。因此，设置冷铁的部位，它所存储的热量必定比与它相邻部位的热量多。假定设置冷铁部位的铸件的体积为 V_0 ，并且假定与这一部位邻接的铸件的体积为 V_r ，而且 $V_0 > V_r$ 。为了获得致密的铸件，至少在 V_0 设置了冷铁以后，它的凝固时间应与 V_r 的凝固时间相等才能实现。因体积差（重量差）引起的热量差 $(V_0 - V_r) \rho (L + U)$ 应由所设置的冷铁来吸收，才能使得它们的凝固时间相同或相近。因此，从这个意义上说，冷铁可引起铸件体积的虚假缩小。所需冷铁的重量，按热平衡的条件为

$$G_{\text{冷}} = \frac{\text{铸件放出的热量 (kJ)}}{\text{冷铁吸收的热量 (kJ/kg 冷铁)}} \quad (2-27)$$

或

$$(V_0 - V_r) \rho (L + U) = G_{\text{冷}} t_{\text{冷}} c$$

$$G_{\text{冷}} = (V_0 - V_r) \frac{\rho (L + U)}{t_{\text{冷}} c} (\text{kg})$$

式中, V_0 为设置冷铁部位的铸件体积 (dm^3); V_r 为与设置冷铁部位相邻的铸件体积 (dm^3); ρ 为合金液的密度 (kg/dm^3); L 为凝固潜热 (kJ/kg); U 为过热度所含的热函 (kJ/kg); $t_{\text{冷}}$ 为凝固结束时冷铁的温度 ($^{\circ}\text{C}$); c 为比热容 ($\text{kJ}/\text{kg}^{\circ}\text{C}$); $G_{\text{冷}}$ 为所需冷铁的重量 (kg)。为了计算上的方便, 对 $V_0 - V_r$ 可作如下换算

$$V_0 - V_r = \frac{V_0 - V_r}{1} \times \frac{A_0 V_0}{A_0 V_0} = V_0 \frac{A_0 (V_0 - V_r)}{A_0 V_0} = V_0 \frac{V_0 - V_r}{V_0} = V_0 \frac{M_0 - M_r}{M_0}$$

因此, 公式可写成

$$G_{\text{冷}} = \frac{\rho(L + U)}{t_{\text{冷}} c} V_0 \frac{M_0 - M_r}{M_0} \quad (2-28)$$

假定钢液浇注到砂型后的温度 (即与冷铁接触时的温度) 为 1550°C 和凝固结束时冷铁的温度为 600°C , 则

$$G_{\text{冷}} = 7.4 V_0 \frac{M_0 - M_r}{M_0}$$

式中, M_0 为设置冷铁部位的铸件模数 (cm); M_r 为与设置冷铁部位相邻接的铸件模数 (cm)。

利用上式就可以很简便地计算出在模数较大的铸件部分所需设置的冷铁重量 $G_{\text{冷}}$ 值, 从而获得致密的铸件。

2.1.3.2 外冷铁表面积的计算

在某些条件下, 在收缩的铸件与冷铁之间要产生气隙, 它阻碍热量的直接传导。试验证明, 凝固时间随气隙的增大而增加, 特别是当冷铁设置在铸件的顶部时, 凝固时间甚至可接近砂型的数值。设置在底部的冷铁不产生气隙。

对于铸钢, 可算出无气隙时的铸件表面积增大因数 $\gamma = 3$; 冷铁与铸件有气隙时, 可导出铸件表面积增大因数 $\gamma = 2$ 。

铸件的几何表面积等于与砂型接触的表面积和与冷铁接触的表面积之和, 即

$$S_0 = S_{\text{砂}} + S_{\text{冷}}$$

又因设置冷铁后无气隙的虚假增大表面积为

$$S_s = S_{\text{砂}} + 3S_{\text{冷}} = S_0 + 2S_{\text{冷}}$$

所以

$$S_{\text{冷}} = \frac{S_s - S_0}{2}$$

令

$$M_r = V_0 / S_s, S_s = V_0 / M_r$$

$$M_0 = V_0 / S_0, S_0 = V_0 / M_0$$

整理可得

$$S_{\text{冷}} = \frac{V_0 (M_0 - M_r)}{2 M_0 M_r} \quad (2-29)$$

基于同一原理,可得出冷铁与铸件之间有气隙时,铸件上所需设置冷铁的表面积为

$$S_{\text{冷}} = \frac{V_0(M_0 - M_r)}{M_0 M_r} \quad (2-30)$$

2.1.3.3 内冷铁重量的计算

内冷铁的功用类似于外冷铁。生产中,常采用内冷铁来缩小铸件的模数,以控制定向凝固和减小冒口的体积。内冷铁的计算与应用不当,常在铸件中产生如下的铸造缺陷:内冷铁与铸件熔焊不良,引起铸件产生裂纹(由应力引起的)、内冷铁附近有缩孔、缩松,造成补缩通道堵塞及引起铸件产生气孔等等。

钢液初始温度为 1700°C 的铸件,它的凝固时间与模数的关系,可用下式表示

$$\tau = 2.1M^2(\text{min}) \text{ 和 } \tau = 126M^2(\text{s})$$

体积为 V_0 的铸件,使用了内冷铁以后,应把它视为具有较小的体积(V_r)和较短的凝固时间(τ_r)的铸件。体积差 ΔV 用下式得出

$$V_0 - V_{\text{冷}} = V_a \text{ 和 } V_a - V_r = \Delta V$$

从体积差 ΔV 释放出来的可利用的总能量是

$$\Delta V_r \left(\frac{1}{3}L + U \right) = (V_a - V_r)\rho \left(\frac{1}{3}L + U \right) = (V_0 - V_{\text{冷}} - V_r)\rho \left(\frac{1}{3}L + U \right) \quad (2-31)$$

式中, ρ 为铸件密度; L 为凝固潜热; U 为过热度所含的热焓。

当内冷铁与铸件发生熔焊时,内冷铁的温度首先应该上升到固相线温度(约 1450°C),此后一部分冷铁被熔融,实现冷铁与铸件相熔融。使冷铁与铸件发生良好的熔焊,一般约需要从金属液中释放出来的凝固潜热的一半。因此,内冷铁所吸收的热量是

$$\begin{aligned} H &= V_{\text{冷}}\rho(c \times 1450 + L/2) \\ &= V_{\text{冷}}\rho(0.16 \times 1450 + 64/2) = 264V_{\text{冷}}\rho \end{aligned} \quad (2-32)$$

式中, H 为冷铁吸收的热量; ρ 为冷铁密度(取与铸钢同); c 为比热容。

根据铸件体积差 ΔV 释放出来的可利用的总热量等于冷铁所吸收的热量的热平衡条件,可列式如下

$$264V_{\text{冷}}\rho = (V_0 - V_{\text{冷}} - V_r)\rho \left(\frac{1}{3}L + U \right)$$

由上式得

$$V_{\text{冷}} = \frac{\left(\frac{1}{3}L + U \right)(V_0 - V_r)}{264 + \left(\frac{1}{3}L + U \right)} = \frac{\left(\frac{1}{3}L + U \right)}{264 + \left(\frac{1}{3}L + U \right)} V_0 \frac{(M_0 - M_r)}{M_0} = fV_0 \frac{M_0 - M_r}{M_0} \quad (2-33)$$

上式中、凝固潜热 L 、过热度所含的热函 U 和数字 264 被合并成系数 f 。根据上式, 为了将铸件的初始模数 M_0 缩小到 M_r , 所需的内冷铁重量 $G_{\text{冷}}$ 为

$$G_{\text{冷}} = fV_0\rho \frac{M_0 - M_r}{M_0} \quad (2-34)$$

2.1.3.4 内冷铁断面尺寸的计算

当钢液温度在 1700°C 时, 能用下式依据冷铁的完全熔化时间, 计算出圆断面冷铁的直径, 即

$$d = \tau_{\text{熔}}^{0.9}(\text{mm})$$

假如用前述关系式代入上式, 则

$$d = (126M^2)^{0.9}(\text{mm})$$

又冷铁完全被熔化是不需要的, 只熔化其外表一层, 就能适应要求, 因此上式可改写为

$$d = (168M^2)^{0.9} = 100M^{1.8}(\text{mm}) \quad (2-35)$$

2.1.4 其他设计内容

2.1.4.1 保温冒口的影响

当使用保温冒口时, 降低了冒口的散热, 相当于冒口有效冷却表面减小, 反映在冒口方程中, 即是冒口模数的变化。

设 a 和 b 分别为使用保温材料后, 冒口侧面和顶面散热面积降低对冒口模数的影响, 加保温材料后冒口的模数变为

$$\begin{aligned} M' &= \frac{V}{aS_{\text{侧}} + bS_{\text{顶}}} \\ &= \frac{V}{a(S_{\text{侧}} + S_{\text{顶}}) + (b - a)S_{\text{顶}}} \\ &= \frac{M}{a + (b - a)\frac{S_{\text{顶}}}{S_{\text{侧}} + S_{\text{顶}}}} \end{aligned} \quad (2-36)$$

对暗保温冒口 $a \approx 0.7$, $b \approx 0.7$

则

$$M' = \frac{M}{0.7} = 1.43M \quad (2-37)$$

对明保温冒口 $a \approx 0.7$, $b \approx 1.0$, $H \approx 1.3D$

$$\frac{S_{\text{侧}}}{S_{\text{顶}}} \approx \frac{1.3\pi D^2}{0.25\pi D^2} = 5.2 \quad (2-38)$$

则

$$M' = \frac{M}{0.7 + \frac{0.3}{5.2 + 1}} = 1.33M \quad (2-39)$$

2.1.4.2 冒口的补缩距离

冒口的补缩距离的计算, 根据有关参考文献分为板类和杆类, 每类分四种情况:

- (1) 冒口区。
- (2) 冒口区 + 末端区。
- (3) 冒口区 + 冷铁区。
- (4) 冒口区 + 末端区 + 冷铁区。

对于板类: 冒口区 = $2T$, 末端区 = $2.5T$, 冷铁区 = $2.5T$ 。

对于杆类: 冒口区 = $10\sqrt{T}$; 末端区 = $20\sqrt{T}$; 冷铁区 = $30\sqrt{T}$ 。

2.1.5 程序开发与应用

在上述设计理论指导下, 开发了相应的计算机辅助设计程序。软件开发的目的是通过计算机辅助造型、绘图和计算机辅助计算, 来调用工艺数据库及各种标准件库, 从而达到优化铸钢件工艺工装设计质量, 提高工作效率的目标。软件包括二维设计和三维设计两个子系统, 流程如图 2-4 所示。在完成工艺设计与分析优化后可以绘制工艺图 (如图 2-5 所示) 和打印工艺卡。

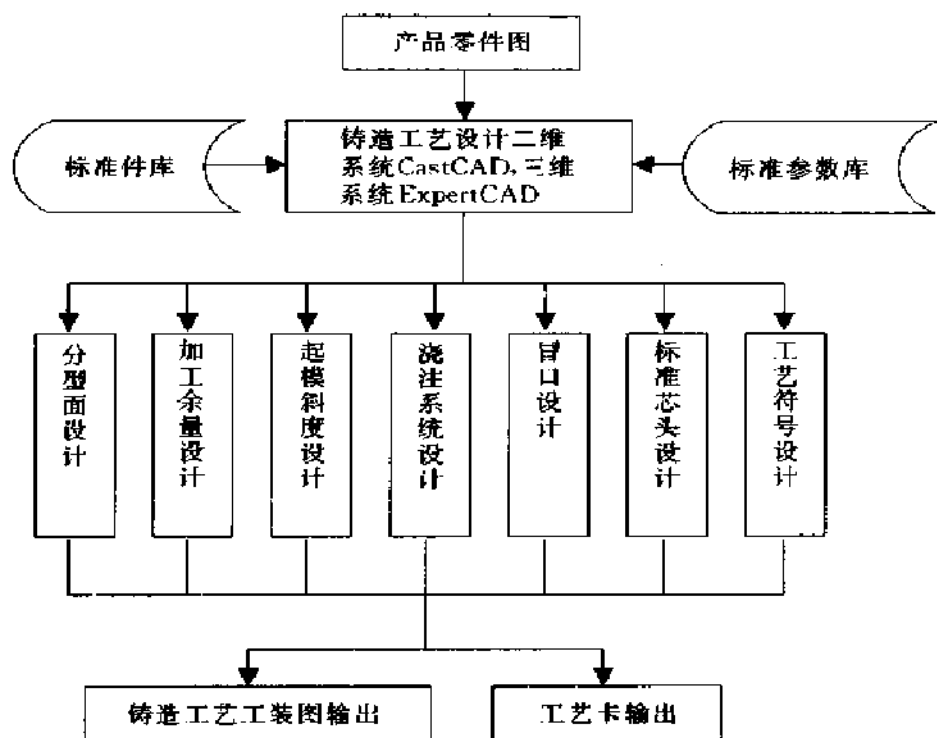


图 2-4 铸钢件铸造工艺 CAD 程序系统结构图

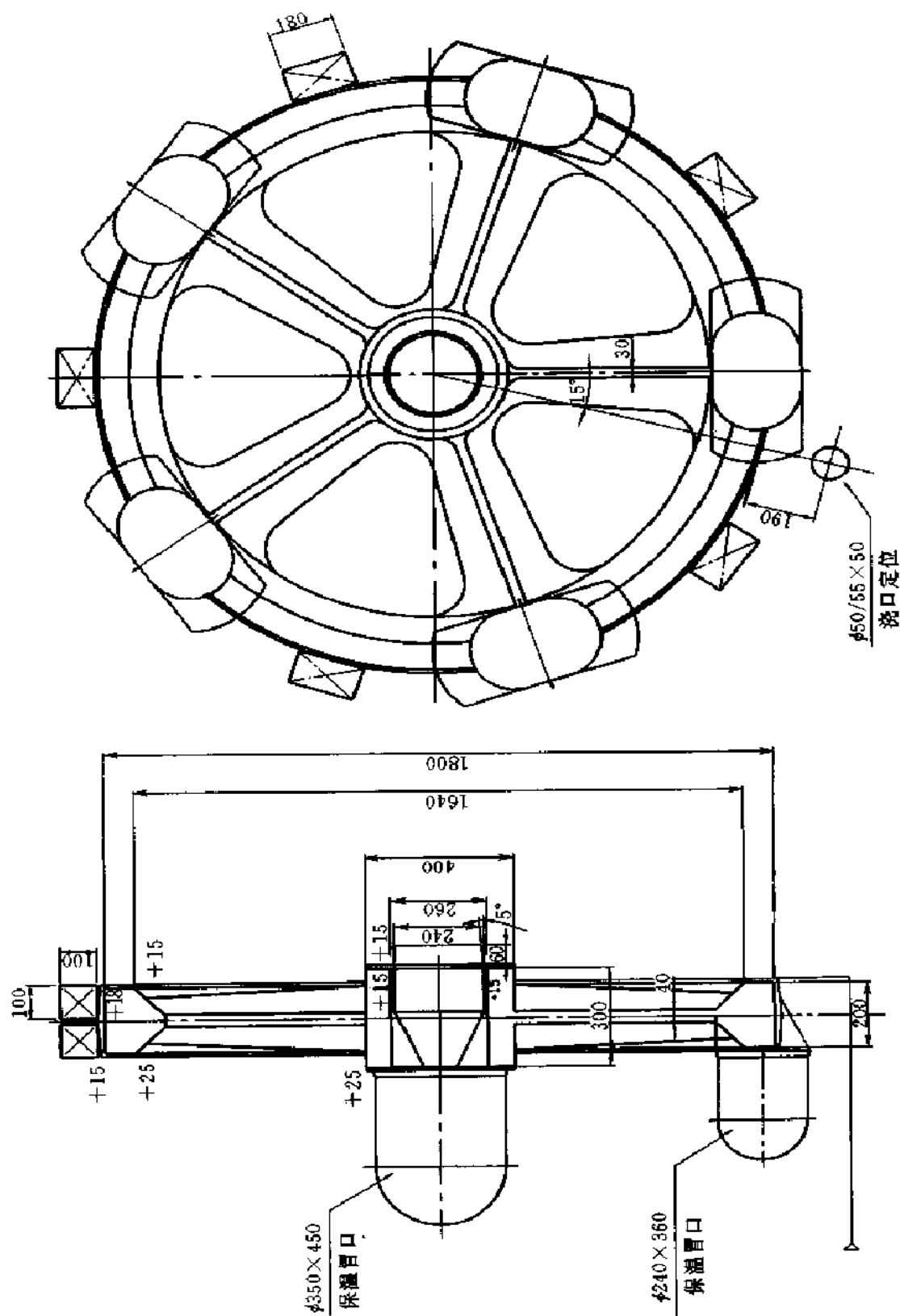


图 2.5 典型的轮型铸件铸造工艺图

2.2 现代铸造模具设计与制造技术

全球经济一体化的发展,使得制造业的竞争更趋激烈。为适应瞬息万变的市场,自主快速的产品开发能力将成为各制造企业参与竞争、赢得市场的实力基础。特别是在模具行业,传统的模具设计制造方法已经不能适应生产迅速发展的需要,随着计算机科学与技术的日臻完善,CAD/CAE/CAM技术日趋成熟,以及材料科学、激光技术的进一步发展和应用,模具制造业发生了巨大的变革,现代模具先进制造技术应运而生。CAD/CAE/CAM技术以及快速成形制造技术在模具制造业中的应用,使得模具生产周期缩短、成本降低、产品质量提高,最终使企业在竞争中立于不败之地。

国外CAD/CAE/CAM技术在模具制造上的应用已相当普遍。在我国,模具CAD/CAE/CAM技术起步较晚,模具CAD/CAE/CAM技术的应用还处于起步阶段。国内一些有实力的模具制造企业已逐渐开始在模具设计制造中应用CAD/CAE/CAM技术,初步取得了较好的经济效益。依赖于CAD/CAE/CAM技术的集成,传统的设计与制造相对分离的任务,可作为一个整体来规划和开发,实现了信息处理的高度一体化。

快速成形技术(RP技术)是当今最新的制造技术,美国于80年代末90年代初首先完成数种RP技术的研究、开发和商品化,日本、西欧也很快进入这一领域。我国在国家自然科学基金委员会和国家科委的支持下,于90年代初进入这一领域。清华大学在全国率先于1992年组成专门研究机构从事这一领域的研究和开发,现已完成多种快速成形设备和技术的研究和商品化工作。

在CAD/CAE/CAM技术应用于铸造模具设计制造的过程中,铸造工艺CAD技术是基础,CAE、CAM技术都是建立在CAD三维数据模型基础上的应用。当今的CAD技术已由二维发展到三维,特别是在复杂曲面造型方面取得了长足的进步。三维的造型使得设计者比较直观,也比较容易地进行铸造工艺工装的设计,如冒口及浇注系统的设计、型芯的设计及装配相干性分析等。通过对已做好工艺的铸件CAD三维模型数据进行凝固过程模拟仿真CAE,根据各种判据计算出各种缺陷(缩孔、缩松等)的位置及大小,然后根据CAE的结果对铸造工艺进行优化设计,直到得到满意的结果,再进行铸造工装的CAD设计,最后用铸造模具的三维CAD数据文件生成NC代码,直接用于数控加工(CAM部分)。

但是常规的CAD/CAM/CAE环境是一种基于串行的处理方法,即所谓的“抛过墙”的设计开发过程,每个工作阶段只有一个专业部门参加(如CAD由设计部门完成后交给加工部门完成CAM),各部门按顺序独立进行,每个阶段依赖于前一个阶段的完成,并制约后一个阶段的进行;并且由于设计人员通常缺乏加工

工艺知识,设计中往往存在许多不合理因素,而造成加工返工;这种串行处理方法既耗时,效率又低,显然不能适应生产迅速发展的需要。目前,计算机集成制造发展的一个重要特点是引入并行工程(Concurrent Engineering,简称CE)的哲理。并行工程要求将整个产品周期的全部活动当成一个集成的过程看待,强调多学科开发队伍的协同工作,它主张在整个设计流程中尽早研究分析产品的可制造性、可维护性和可靠性等,把一切可能产生的错误、矛盾及早发现,从而避免因多次重复修改原型而浪费时间和成本。

下面以某铸件模具的CAD/CAE/CAM过程为例,说明CAD/CAE/CAM在铸造模具制造中的应用。

首先是选择一个好的开发平台,国外比较成熟的大型CAD/CAE/CAM软件系统有EDS公司的UG、SDRC公司的I-DEAS、PTC公司的Pro/Engineer等,考虑到该铸件的曲面复杂性,我们决定采用EDS公司的UG作为平台,UG/实体建模(Solid Modeling)、UG/特征建模(Features Modeling)、UG/自由形状建模(Freeform Modeling)为用户提供了强大的三维造型和曲面造型功能及集合运算能力,让客户在进行复杂曲面的三维造型时轻松自如。

在完成了铸件CAD造型后,我们首先根据收缩率对铸件进行缩放,再进行铸造工艺的CAD设计。由于具有能任意旋转的三维铸件CAD模型,冒口、浇注系统、型芯的设计变得容易许多。在进行设计时,由于有CAM部门人员的参与,及时地针对设计中加工难以实现或不容易实现的部分提出意见,减少了将来返工的可能性,节约了时间,降低了成本,这正是并行工程的思想。

在铸造工艺CAD设计完成后,我们又进行了铸造凝固过程模拟CAE(见图2-6)。根据分析结果,我们对铸造工艺方案进行了优化设计。

最后进行铸造工装的设计(见图2-7),完成了铸造模具的CAD/CAE部分。结合我国目前的生产实际,尚不能做到无图样加工,利用UG/Draft生成工程图样;

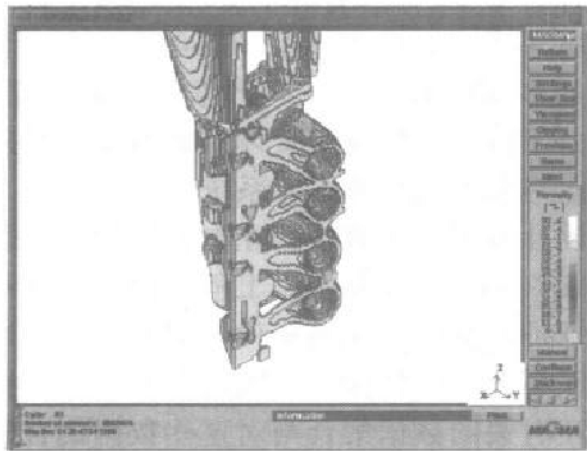


图 2-6 铸造工艺方案分析结果

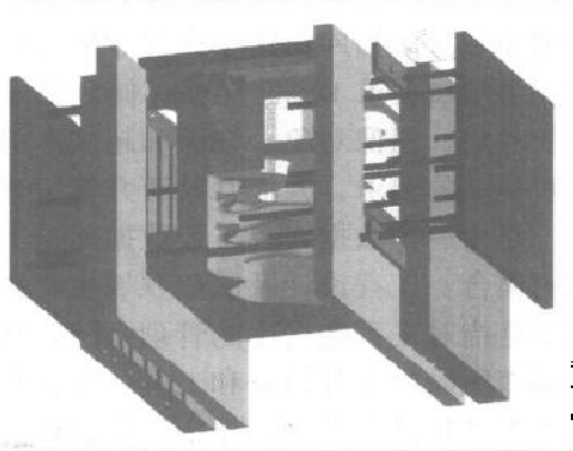


图 2-7 铸造模具装配图

由于二维平面图由三维造型直接生成,因此工程图样的绘制也十分方便。从造型到完成设计,所用的时间比用传统的方法大大缩短,并且避免了许多可能导致返工的错误。

2.3 工程数据库的应用

本世纪 60 年代,随着计算机的主要应用领域由科学计算逐步转向事务处理,数据库技术诞生了。几十年来,数据库技术的发展经历了由层次数据库系统、网状数据库系统到关系数据库系统,现在又面临第三代新型的面向对象的数据库系统的发展。

层次数据库系统和网状数据库系统是 70 年代广为流行的第一代数据库系统,层次数据库系统的代表产品是 IBM 在 1969 年研制出的 IMS (Information Management System);网状数据库系统是以美国的 CODASYL (Conference On Data System Language) DBTG (Data Base Task Group) 报告为基础建立的。它们的主要特点是在数据记录汇集 (Collection) 上,提供数据定义语言 DDL 和数据操纵语言 DML,通过对数据记录的定义、查询和修改,实现 DBMS 的重要功能。

第二代关系数据库系统始于 E.F.Codd 的关系理论。80 年代后,关系数据库系统已基本取代了第一代数据库系统,并且至今久盛不衰。关系数据库具有代表性的系统是 IBM 的 DB2、ORACLE 公司的 Oracle 及 DEC 公司的 VMS 等。目前,几乎所有微机环境下的数据库管理系统都是基于关系模型的,如 Microsoft 公司的 ACCESS、FoxPro 等。关系数据库系统的最大优点是使用了非过程化的数据操纵语言,具有很好的形式基础和高度的数据独立性。

通常人们把第一代和第二代数据库系统统称为传统数据库系统。传统数据库系统主要应用于商业事务处理,如商业和银行的事务处理、办公自动化、人事档案管理、飞机订票管理及仓库管理等。然而,自 80 年代以来,从不同的计算机应用领域对数据库提出了许多非传统的应用课题,如 CAD/CAE/CAM 等,这些新的应用领域要求 DBMS 能够存储和管理诸如多媒体数据、空间数据、实时数据、复杂对象、图像对象、知识和超文本等。由于传统的数据库管理系统不能满足这些新领域的要求,人们开始研究第三代面向对象的工程数据库系统。

作为一个数据库,工程数据库是工程设计及制造领域中相互有关的数据所组成的集合。工程设计及制造领域主要指 CAD/CAE/CAM 领域。工程数据库管理系统则是指对工程数据库的管理系统,包括维护数据库特征的各种控制系统和设计数据库所需的各种语言和工具。工程数据库系统,通常指工程数据库和工程数据库管理系统的总称,就是指工程领域中相互有关的数据集合与对这些数据集合的管理和操作。所以,工程数据库系统的建立包括两项重要的工作:其一,选择一

个适应工程应用的数据库管理系统作为工程数据库系统的开发平台；其二，将工程数据映像成数据库管理系统支持的数据模型，利用数据库管理系统提供的数据定义语言和数据操纵语言，设计数据库结构，提供操纵数据库数据的用户界面。其中，选择适合工程应用的数据库管理系统对于建立性能优良的工程数据库系统有着至关重要的作用。

支持工程应用的数据库管理系统应具备如下基本功能：

(1) 能描述复杂的数据类型和结构。工程数据的表示通常是比较复杂的，使用面向对象的数据模型允许用户定义任意复杂的数据结构，反映各种各样的设计语义和设计层次，特别是复杂对象之间的互联关系。

(2) 动态定义和修改数据库模式，在应用程序运行时实现类的定义、继承结构及属性和方法的说明，这是因为设计过程是随着时间而演变的。

(3) 严格的约束管理。由于工程数据的复杂性，在数据演变过程中，必须保证维持数据状态的一致性。

(4) 有效的管理多卷数据，并提供数据的共享。工程设计数据是高度透明的，多个设计者的协作导致数据分步在多个卷上，数据库也会分布在各种硬件平台上由网络进行通信。

(5) 版本管理机制。工程设计过程中，同一个数据对象可同时在数据库中保留多个版本。对不同的可选方案版本、同一方案的修改版本等，版本数据可帮助存储设计过程演变的历史。

(6) 客户交互通信能力。对工程数据库最重要的要求之一是各设计者之间有效的通信协议，以提高协作效率，减少时间和资源的浪费。

(7) 提供有效的存储管理机制，以便快速访问和提取数据。

(8) 提供完备的数据库程序设计语言和交互式的图形开发环境。

(9) 兼容性、可扩展性和集成性。工程数据库用作集成环境的工具，要便于各组成部分的集成、扩展，并适应应用开发要求。

自 80 年代以来，国外已开发的工程数据库管理系统比较典型的有：美国波音公司开发的 IPIP、日本 Nippon 公司开发的 MLDB、挪威工业中心研究所研制的 TORNADO 及德国 PHILIPS 实验室开发的 PHIDAS 等。上述工程数据库管理系统都是基于传统的层次、关系数据模型，虽然在一些领域得到应用，但还远不能满足工程应用环境的复杂要求。不过，它们当中，MLDB、TORNADO、PHIDAS 都是面向 CAD/CAM 开发的，其设计思想和系统结构都可借鉴用于铸造工艺数据库系统的开发。其中 MLDB 采用的多重组织的数据库系统结构是当前工程数据库的发展趋势，它的设计思想是将 CAD/CAE/CAM 数据划分为一个永久的全局数据库和若干个临时的局部数据库。全局数据库中存放 CAD/CAE/CAM 的公用数据，局部数据库只存放当前设计感兴趣的数据，设计完成后，结果送回全局数据库。其中

的全局数据库还可划分为两个层次：全局公共数据库和工程项目数据库。在 CIMS 环境下，铸造工艺数据库系统属于局部数据库系统。同时，作为联系铸造工艺 CAD、CAE 系统乃至产品设计 CAD 的核心，铸造工艺数据库系统本身又是一个包含静态数据和动态设计数据并支持多版本设计的完整的工程数据库系统。

目前，实现支持 CAD/CAE/CAM 的工程数据库管理系统有三种途径，第一，开发专用的工程数据库管理系统，专用的数据库管理系统通常与专用的应用系统配套开发和集成，针对性特别强，但通用性较差；第二，扩展较优秀的商品化的数据库管理系统，使之适应工程应用，如关系数据库管理系统 Oracle、Sybase、Informix 以及面向对象数据库管理系统 Versant、Object Store 等，充分利用这些系统的核心功能模块和数据库语言工具，开发一层面向工程应用的工程数据库系统界面；第三，开发全新的工程数据库管理系统，这是目前国内外学者研究的主要目标。全新的工程数据库管理系统的研究包括：工程数据模型的动态模式管理、长事务管理、版本管理、存储技术以及分布式的体系结构，以期构造一个满足工程设计要求的全新的工程数据库管理系统。这样的工程数据库管理系统都趋向于采用面向对象的概念和技术。这类工程数据库管理系统商品化软件不多，现有的也有较大局限性。较通用的工程数据库管理系统大都还处在原型研制当中。

2.4 产品数据交换标准

随着制造业向集成化、智能化、自动化方向发展，以产品为核心的各个计算机辅助设计技术子系统之间进行有效地集成变得越来越重要。由此对产品数据交换提出了更高的要求，要求数据完整，传输可靠有效。CAD/CAE/CAM 系统间信息交换有三种方式：

(1) 通过专有数据格式的文件交换产品信息，这种方式原理简单，易于实现。但当子系统较多时，接口程序增多，当某一子系统产品数据格式稍作修改时，将使所有与之有关的子系统接口程序发生改动，系统修改维护困难。这是 CAD/CAM 发展早期采用的方式。

(2) 通过标准数据格式的文件交换产品信息，目的是减少和简化各子系统间接口程序的编写。采用这一思想形成了若干标准，如 IGES、SET、VDA-FS 等。

(3) 采用统一的产品数据模型，并采用统一的数据管理软件来管理产品数据，各子系统之间可以直接进行信息交换，而不是将产品信息转化为数据，再通过文件来交换，这就大大提高了系统的集成性，这种方式是 STEP 进行产品信息交换的基础。STEP 标准的目标是以中性格式概括出一个在产品生命周期内具有完整性与集成性的计算机化的产品模型所需要的信息，它不仅包括产品的几何信息，还包括非几何的，诸如加工、装配、公差等信息。

1983年12月,ISO组织建立了制订STEP(STandard for the Exchange of Product Model Data)的机构——TC184/SC4,此后许多国家参与了标准的制订工作。由IGES机构在1984年开始的PDES(Product Data Exchange Specification)项目后来也纳入了STEP,并改其含义为Product Data Exchange using STEP,因而又称STEP为PDES/STEP。CIMS主题专家组吴澄教授在谈及CIMS研究与应用的新特点时指出:PDES/STEP是覆盖产品生命周期的产品信息模型标准,是CIMS信息集成的核心,是实施并行工程的关键之一。

人们热衷于STEP的原因是它将改变以往的生产制造的经验方式。对于并行工程,它是一项可实现的技术。同时,STEP是正在发展完善中的标准。“七五”期间,国家863/CIMS已开始在PDES/STEP方面开展跟踪研究。STEP标准包括以下六方面内容:

- (1) 标准的描述方法。
- (2) 集成资源。
- (3) 应用协议。
- (4) 实现方式。
- (5) 一致性测试。
- (6) 抽象测试。

集成资源是STEP的一个核心,它提供了用来描述产品数据的基础资源构造。每个集成资源都由EXPRESS语言描述的产品数据集合组成,集成资源通过解释支持应用领域的信息要求,如一个资源构造可以通过修改和增加约束、关系

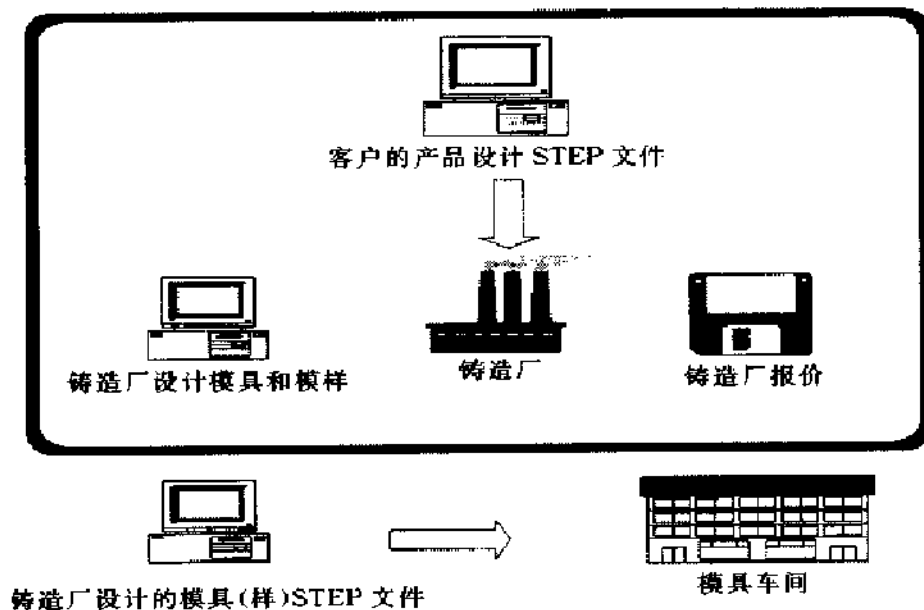


图 2-8 未来的铸造厂和客户的协作关系

和属性等来支持特定的应用。STEP 支持广泛的应用领域，应用 STEP 需要订立应用协议；用于铸造的 STEP 标准（AP233）除几何信息外，还包括工艺、模拟、管理等多种信息。目前该协议还在制订中。有专家预言：届时，从铸件客户传到铸造厂的 STEP 文件中将不仅包含零件的几何信息，还将包含公差、材料、加工等信息。铸造厂在用计算机辅助设计工具进行了浇注系统设计后，STEP 文件中又添加了铸造工艺方面的信息，根据这样的 STEP 文件，铸造厂的模具车间就可直接加工生产铸件所需的工艺装备了。铸造厂和客户间的协同工作关系如图 2-8 所示。

2.5 铸造工程中并行工程的应用

80 年代中期以来，世界制造业的竞争不断加剧，如何加速产品开发并及时投放市场成为企业赢得竞争、求得生存与发展的关键。因此，旨在加速产品开发过程，降低产品成本的并行工程（Concurrent Engineering，简称 CE）一经提出，立即受到制造业和学术界的广泛重视。

目前，人们普遍采用 R.I. Winner 在美国国防分析研究所（IDA）R-338 研究报告中的定义：“并行工程是对产品及其相关过程（包括制造过程和支持过程）进行并行一体化设计的一种系统化的工作模式，这种模式力图使开发者们从一开始就考虑到产品的全部生命周期（从概念形成到产品报废）中的所有因素，包括质量、成本、进度与用户需求。”根据这一定义，CE 具有如下特点：

- (1) 是一种系统化的工作模式。
- (2) 与产品开发有关的一切过程应尽可能早的开始。
- (3) 各过程同时并行交叉进行，并尽量避免交互过程中的反复次数，力争一次成功。
- (4) 重点放在通过长期计划和决策获取效益。
- (5) 强调用户需求。

并行工程作为一种经营哲理，与 CIMS 具有相同的目标，即：如何加速新产品的开发周期，如何提高质量，如何进一步压缩成本，如何提供优质服务，简称 TQCS（Time、Quality、Cost、Service），二者都通过实现 TQCS 赢得竞争。对产品及相关过程实施集成的并行设计是并行工程的关键，其目的是尽早考虑产品生命周期中的所有因素。统计表明，产品开发的早期阶段决定产品成本的 70% 左右，而投入费用只占 5%；也就是说，产品的早期设计阶段对产品成本起决定性作用，而这个阶段修改所冒风险最小。因此在产品开发过程中应尽早考虑产品生命周期中的所有因素，以便及时发现影响制造、测试、市场和产品维护的设计错误，避免到后期由于方案修改所造成的大量资金浪费。

并行工程与传统的 CIMS 之不同在于强调多功能（学科）开发队伍的协同工作（Team Work），即人的集成，多功能开发队伍是围绕某一种产品或某一项计划来组建其成员的。并行工程的实施涉及经营管理、文化和技术等诸多方面的问题，其中并行工程环境是实施的基础。它要求从技术上形成一个计算机环境来支持分离的产品开发者形成“虚拟队伍”（Virtual Team），超越各种障碍协同开发产品。这种集成的、并行合作的格局要求并行工程的计算机环境具有以下基本要素：

- (1) 提供信息的共享，以便所有的产品开发人员都能获得所需信息。
- (2) 将整个产品生命周期的全部活动当成一个集成的过程看待，对其进行建模、优化和管理。
- (3) 通过计算机网络支持多功能队伍的组织和结构，即提供一个“虚拟队伍”环境。
- (4) 使用一系列设计、制造和管理工具提高产品质量、降低生产成本和缩短产品开发周期。

目前，作为并行工程核心环节的并行设计，它的实施还主要依靠组织手段进行，即通过在设计队伍中吸收若干工艺人员，达到加强设计与制造人员之间信息交流的目的，这难以从根本上改变传统的个人经验起主导作用的顺序式设计方式。因此研究并行工程实施策略、开发支持工具，是切实实施好并行工程的重要环节。有许多应用工具被视为并行工程的使能工具，如全面质量管理工具、计算机集成制造工具等，在此仅涉及计算机集成制造工具，即 CIMS，它包括仿真与分析和 CAD/CAE/CAM 等。CAD/CAE/CAM 技术发展多年，已大量运用于生产实践，但目前大多数的 CAD/CAE/CAM 系统并不能有效实施并行工程，主要是由于各子系统间的产品数据格式专有，数据交换困难，而并行工程要求信息的高度集成与共享。因此，研究开发产品数据交换标准对于将 CAD/CAE/CAM 系统有效纳入并行工程环境是非常重要的。

采用铸造方法进行生产的毛坯要实现并行设计，必然要使产品设计与铸造工艺设计同步进行，相互反馈信息，使铸造人员也进入到产品设计的初期阶段（系统流程见图 2-9）。在产品部分，设计人员利用结构分析软件对产品原始设计强度性能、抗疲劳性能、结构稳定性等进行分析，优化结构；在工艺设计部分，铸造人员利用模拟软件模拟铸件的充型、凝固过程，进行缺陷分析，改进工艺设计，并在必要时与设计部门联系修改产品结构。例如，清华大学与美国 FORD MOTOR CO. 合作，用 IDEAS 三维造型，通过 Internet 将铸件图样传送到清华，在 CAE 研究室用 FT-STAR 凝固模拟软件系统完成铸造工艺分析，预测质量及性能，并最终优化铸造工艺。

1992 年，获美国海军部资助的美国国家先进金属材料加工工程研究中心，

抓住了并行工程的核心环节——并行设计，提出了产品与工艺过程并行设计的新方法（Rational Product and Process Design, RP²D），并行设计示意图如图 2-10 所示。

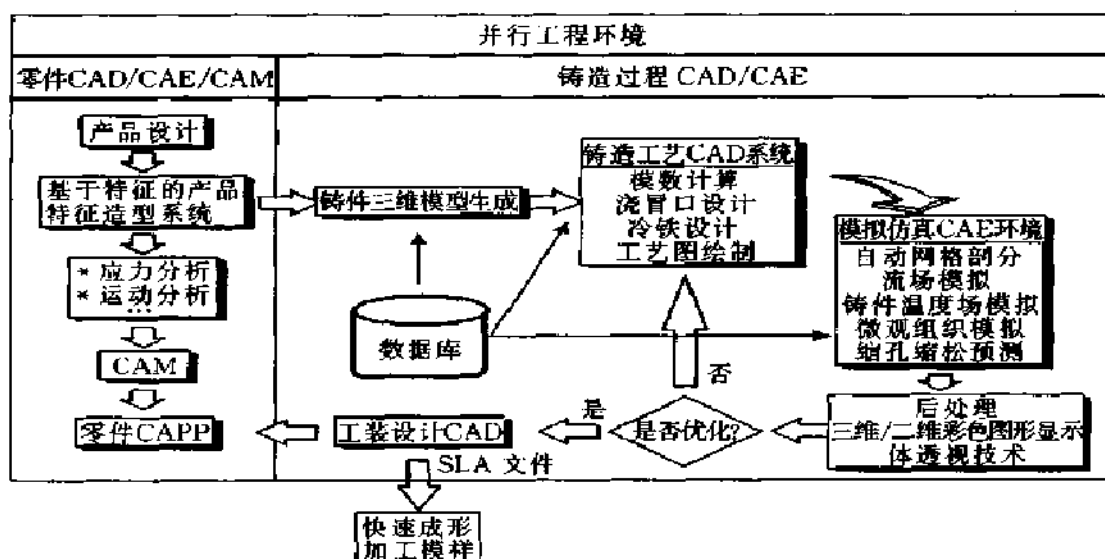


图 2-9 并行工程环境下铸造 CAD/CAE 系统框图

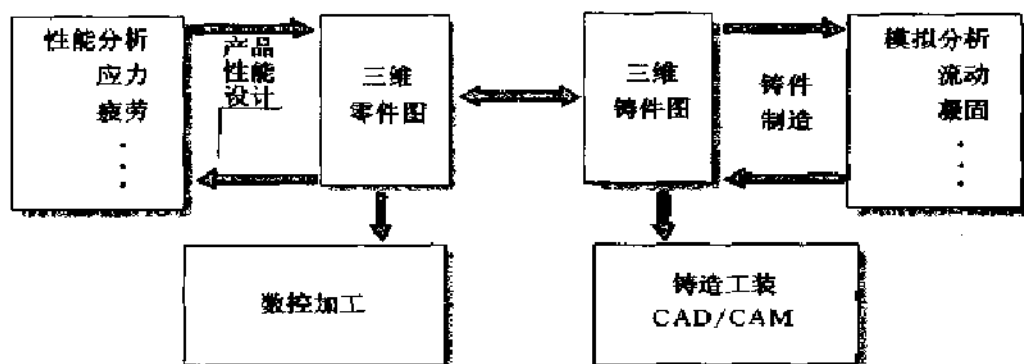


图 2-10 RP²D 示意图

从图 2-10 可看出，联系产品设计与铸造过程的桥梁就是把 CAD/CAE/CAM 集成起来。目前，铸造过程凝固模拟技术（CAE）以及铸造工艺计算机辅助设计（CAD）的发展都非常迅速，为系统集成铺平了道路。以上的系统集成包括两层含义，一是产品设计 CAD 与铸造工艺 CAD 集成，二是铸造工艺 CAD 和铸造工艺 CAE 的集成。更进一步，还应与铸造工装 CAD/CAM 及快速原型制造相集成。铸造工艺过程模拟仿真技术，已经在清华大学承担的并行工程项目中发挥重要作用（如图 2-11 所示）。为确保某军工产品的关键铝合金壳体铸件的试制质量，引用了铸造工艺过程模拟仿真技术，大大降低了研制周期及研制费用。RP²D 技术使科研院所、企业以及高等学校的各个部门实现了产品的并行设计与分析优化。

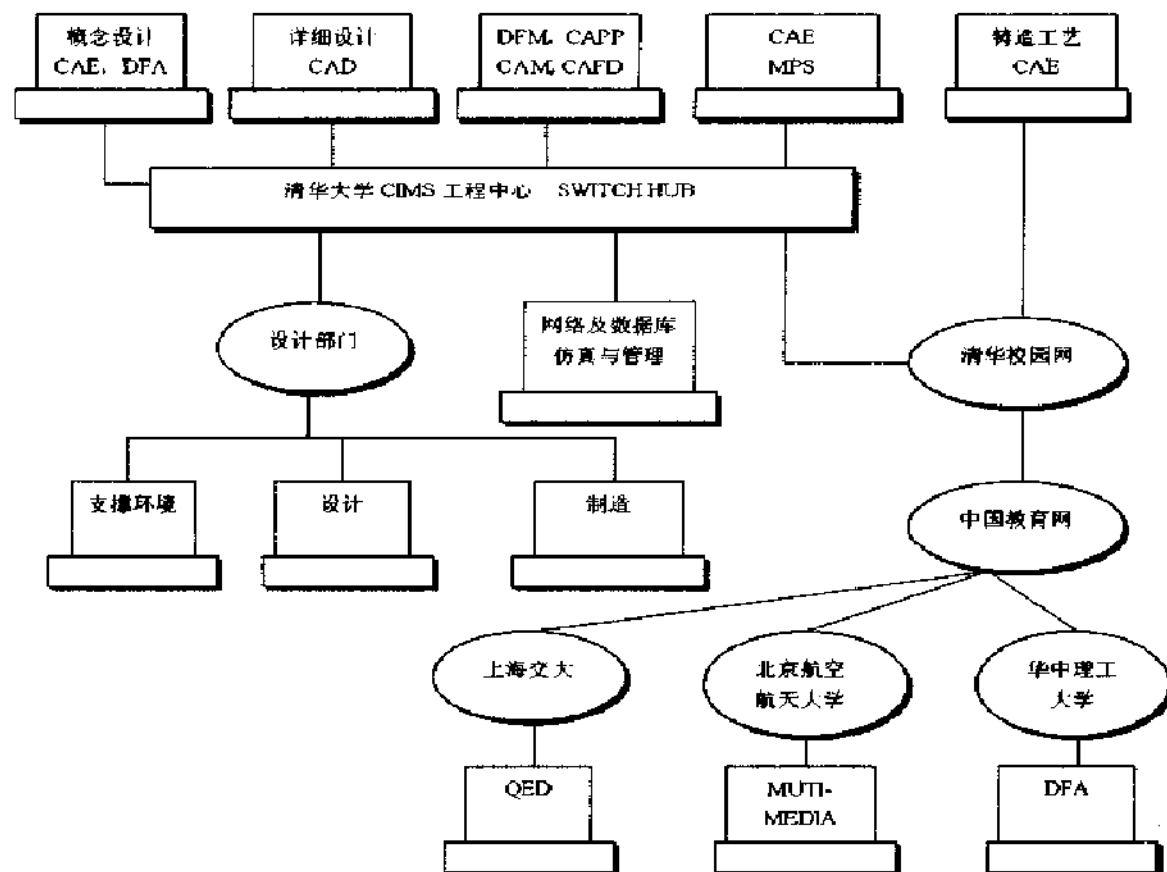


图 2-11 网络化环境下的并行工程

2.6 结束语

计算机辅助设计 (CAD)、计算机辅助工程分析 (CAE)、计算机辅助制造 (CAM) 等技术在铸造领域得到了广泛的应用, 并已成为铸造学科的技术前沿和最为活跃的研究领域。本章以铸钢件铸造工艺设计为例, 介绍了如何把传统的工艺设计问题转化为计算机辅助设计。在铸造工装设计方面, 以介绍现代模具设计制造技术为重点。最后, 介绍并行工程的基本技术, 包括数据库技术和产品数据标准, 及其在铸造工程中的应用。

参考文献

- 1 Jennifer Meyer, William W. Fincher, Andrew Adams, et al. Four approaches to rigging a ductile iron casting. Modern casting, 1997 (6): 22 ~ 25
- 2 张毅, 蒋乃隆. 铸造工艺 CAD 及其应用. 北京: 机械工业出版社, 1994

- 3 裴清祥. 铸造充型过程三维数值模拟及铸造工艺 CAD 系统的研究: [清华大学博士论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1991
- 4 关润浩. 铸钢件凝固控制及冒口设计. 北京: 冶金工业出版社, 1987
- 5 李魁盛. 铸造工艺设计基础. 北京: 机械工业出版社, 1983
- 6 郭可仞, 金俊泽. 大型铸件凝固过程的数字模拟. 大连工学院学报, 1980
- 7 J. P. Kruth, M. C. Leu, T. Nakagawa. Progress in Additive Manufacturing and Rapid Prototypeing, Annals Of the CIRP, 1998, 47 (2)
- 8 颜永年, 张晓萍, 冯常学. 机械电子工程. 北京: 化学工业出版社, 1994
- 9 刘祥德, 荆涛. 现代铸造模先进制造技术. 模具制造, 1999 (3): 9 ~ 11
- 10 颜利. 基于 UC 平台的压铸模 CAD/CAM 系统设计与实践. 模具技术, 1997 (4): 16
- 11 郭九生, 李宝明, 罗成明, 卢秉恒. 基于激光快速成形技术的快速工/模具制造. 金属成形工艺, 1998 (3): 22
- 12 王从军, 肖跃加, 陈绪兵, 黄树槐. 金属模具的快速制造. 模具工业 1998 (5): 41
- 13 刘祥德. 三维铸钢件铸造工艺 CAD 系统研究: [清华大学毕业论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1999
- 14 刘新宇. 并行工程环境下铸造工艺 CAD/CAE 系统研究: [清华大学硕士论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1999

第3章 铸件充型凝固过程数值模拟

铸造生产的实质就是直接将液态金属浇入铸型并在铸型中凝固和冷却，进而得到铸件。液态金属的充型过程是铸件形成的第一个阶段。许多铸造缺陷（如卷气、夹渣、浇不足、冷隔及砂眼等）都是在充型不利的情况下产生的。因此，了解并控制充型过程是获得优质铸件的重要条件。但是，由于充型过程非常复杂，长期以来人们对充型过程的把握和控制主要是建立在大量试验基础上的经验准则。随着计算机技术的发展，铸件充型凝固过程数值模拟受到了国内外研究工作者的广泛重视，从80年代开始，在此领域进行了大量的研究，在数学模型的建立、算法的实现、计算效率的提高以及工程实用化方面均取得了重大突破。目前铸件充型凝固过程数值模拟的发展已进入工程实用化阶段。与充型过程相比，铸件凝固过程温度场模拟相对要成熟得多，温度场模拟以及建立在此基础上的铸件缩孔、缩松预测是目前凝固模拟商品化软件最基本的功能模块之一。应用先进的数值模拟技术，铸造生产正在由经验走向科学理论指导。通过充型凝固过程模拟，人们可以掌握主要铸造缺陷的形成机理，优化铸造工艺参数，确保铸件质量，缩短试制周期，降低生产成本。目前砂型铸造的充型模拟还占主导地位，本章主要介绍砂型铸件充型凝固过程中的流场、温度场模拟技术以及在此基础上进行的铸钢件和球墨铸铁件缩孔、缩松预测。

3.1 铸件充型凝固过程数值模拟概况

铸件充型过程的数值模拟是一个多学科交叉的研究领域，它涉及到计算流体力学、传热学、计算机图形学、计算方法、偏微分方程的数学理论和铸造工艺理论等。铸件充型过程的流场温度场模拟包括很多内容，如几何实体造型、计算域的网格划分、充型过程中自由表面的处理、流场中速度和压力的求解、充型过程紊流的模拟、充型过程对凝固过程的影响、充型过程对铸造缺陷形成的影响以及计算结果的可视化等。下面首先简要介绍充型凝固过程数值模拟中的几个关键问题以及目前在解决这些问题方面国内外所取得的进展。

3.1.1 速度场和压力场的求解

充型凝固过程数值模拟的一项基本内容是用有限差分或有限元等数值方法求解质量守恒方程（连续性方程）和动量守恒方程即纳维尔-斯托克斯（Navier-Stokes）方程，简称N-S方程，以得出流体运动规律。

由于计算速度场的真正困难在于压力场，因而最初人们在二维问题中通过交叉微分从两个动量方程中消去了压力，得到流函数、涡旋量法。但是在三维的问题中，流函数并不存在，此方法不能方便地扩展到三维的情况，因而研究者们致力于寻找一种采用所谓的基本变量（即速度分量和压力）的数值求解方法。这样的解法必须进行速度场—压力场的迭代，通过猜测值得到满意解。Patankar 提出了 SIMPLE 方法和 SIMPLER 方法。SIMPLE (Semi-Implicit Method for Pressure-Linked Equations) 是求解压力连续方程的半隐式方法，是比较全面的流场计算方法；计算出的速度场不仅满足连续性方程的要求，也满足动量方程的要求；其主要特点是压力场和速度场同时迭代。SIMPLER 法是对 SIMPLE 法的改进。求解压力场和速度场的另一种迭代方法是美国 Los Alamos 实验室的研究人员提出的 SOLA (Solution Algorithm) 方法，目前铸件充型过程流场数值模拟常采用这种方法。

上述方程的离散现已发展了许多类型的高精度格式，如 T. Hayase 等人研究了 QUICK 差分格式，QUICK 格式比中心差分和混合差分有更高的精度和数值稳定性。

离散方程的求解方法较多，大多数是通过迭代进行求解，主要的方法有 SOR (Successive Over-Relaxation)、Gauss-Seidel、Jacobi 和 PCGM 等。

在铸件充型过程的数值模拟计算中，求解压力场是最耗费时间的，实际应用过程中，计算时间有时会很长，满足不了工艺分析人员的要求，因此研究如何提高压力方程的求解速度就成了一个非常重要的问题。致力于铸件充型过程数值模拟的研究人员，不断跟踪计算流体力学、数学和计算机等相关学科的新发展，力图以最新的研究成果来提高充型模拟的计算速度。研究者主要在压力场—速度场的迭代方法上和稀疏系数矩阵方程组的求解方面进行研究探索，并提出了许多提高计算速度的有效方法。

对于速度场和压力场的迭代求解方法，许多研究者进行了研究和改进。如 Z. A. Xu 和 F. Mampaey 等研究比较了 SIMPLE 法和 SCGS (Symmetric Coupled Gauss-Seidel) 法。SCGS 对于与一个单元有关的六个速度变量采取同样的处理方式，与一个单元有关的未知变量是同时计算出新值的。在 SCGS 方法中，避免了 SIMPLE 法中的近似压力场和压力修正方程，这种方法比 SIMPLE 法要快。K. Anzai, E. Niyama 和 S. Hao 提出了 API (Adaptive Pressure Iteration) 法，这种方法在原有的 SOLA 方法的基础上，提出了一种压力修正方法，在 SOLA 法迭代减慢时，用较为准确的压力猜测值可以加快迭代收敛的速度。

在方程的解法上，用 SOR 方法在求解较为复杂的铸件充型问题时，常常难以得到收敛解。现代共轭梯度类方法 (Conjugate Gradient Methods, 简称 CG 类方法) 在迭代求解大型稀疏矩阵方程组时具有很好的收敛性，并且计算量较小。因此，许多工程分析软件都将 CG 类的方法作为可供选择的主要的迭代方法。

黄文星等对 CG 类方法以及预处理共轭梯度方法 (Preconditioned Conjugate Gradient Method, 简称 PCGM) 进行了研究, 认为 PCGM 类方法最大的优点是其良好的收敛性, 当铸件形状很复杂时, 也能够求得压力场的解。

此外, 区域分解法、并行计算法、多重网格法等也引起了研究者的兴趣。区域分解法目前在理论上还没有完全成熟, 距离应用到实际数值计算还有一段距离。并行计算法通过计算空间的分配来换取时间的缩短, 但往往由于硬件设备的昂贵而失去实用性。多重网格法在理论上被证明是一种最优的迭代方法, 并且是可行的, 因而多重网格技术是提高求解效率的一个有效方法。早期, Brandt 等人在研究中对压力项进行迭代求解时利用了多重网格法, 后来尼 (Ni) 利用多重网格技术求解了欧拉方程, 近年来詹姆生等人在多重网格法的研究方面做了很多工作。

总之, 计算流体力学的研究内容在深度和广度上都在不断发展。不少方法在理论上逐渐成熟, 成为可用于工程计算的强有力的工具。而计算机技术的发展, 又对计算流体力学的发展和各种计算方法的实施起到了巨大的促进作用。铸件充型数值模拟研究应不断吸收新技术、新方法, 提高模拟计算的速度, 使计算效率能够满足技术人员日常工艺分析的需要。

3.1.2 自由表面问题

铸件充型过程是带有自由表面的流动问题, 这类问题的难点之一就是确定自由表面的位置和形状, 考虑自由表面的计算流体动力学是其数值模拟的基础。

目前, 用来处理自由表面的方法主要有 MAC 法和 VOF 法。

50 年代中期以来, 出现了大量的解不可压缩粘性流体流动的 Navier-Stokes 方程的数值方法。在 Euler 坐标系中, 主要有以流函数和涡旋量为基本变量的差分方法, 和以原力学变量即压力和速度为未知量的差分方法。以流函数和涡旋量为基本变量的差分方法适合于解单种介质的区域的有限流动, 但是用来计算自由表面问题是非常困难的。

1965 年, 在美国 Los Alamos 国家实验室工作的 Harlow 和 Welch 发表论文, 提出了标志网格法, 即 MAC 法 (Marker and Cell, 简称 MAC 法)。这种方法在 Euler 矩形网格上建立了 Navier-Stokes 方程的差分格式, 比用流函数和涡旋量作变量的方法有了更大的适应性, 特别适用于自由表面和多介质问题的计算。它根据已知速度场得到下一时刻有关压力场的泊松方程, 求出压力场后再求出下一时刻的速度场。其主要特点是在格子中设标志点, 标志点本身不具有质量, 于初始时刻设置在有流体的格子中, 以后在流场中以对流速度运动。在单相流入问题中, 标志点不参与力学量的计算过程, 它只表明自由表面的位置、形状和流体运动的历史。在多相流问题中, 它参与力学量的计算, 同时还给出不同介质的界面位置。MAC 法的一个突出优点是能够生动地描摹带有自由表面的液流的流态演化。

自 Harlow 和 Welch 提出标志网格法之后, 60 年代后期和 70 年代初期, 许多

研究者在差分格式及其解法、边界和表面单元的处理等方面提出了改进和推广,提出了 SMAC 方法等,使 MAC 法得到了简化,并使其应用范围更加广泛。

自由表面处理方法的另一个重大突破是 VOF 法的提出,这是由美国 Los Alamos 国家实验室的研究人员首先提出的。

1981 年, Hirt 和 Nichols 提出了二维的 VOF (Volume Of Fluid) 算法。VOF 法定义了一个体积函数 $F(x, y, z)$, 在被流体占据的点上 F 值为 1, 否则为 0。当对一个流体单元进行平均时, F 的平均值等于流体占据的体积分数值, 特别是当 F 为 1 时, 格子被流体充满; F 等于 0 时, 格子中无流体; $0 < F < 1$ 则表示流体单元中具有自由表面。这样, 通过解出每个单元中的液相体积分数, 就可以确定自由表面的位置和形状。

同 MAC 法相比较, 这种算法的优越性在于减少了自由表面的计算工作量。一个单元只需一个存储量, 显著减少了自由表面的计算工作量。

目前在铸造充型过程模拟中, VOF 法被普遍采用, 用来求解金属液充型流动的自由表面问题。许多研究者以二维 VOF 法为基础, 将其扩展到三维, Magma 公司的研究开发人员 Stoehr 和 Cross 等都提出了自己的方法。

但是, 人们在应用中也逐渐认识到 VOF 法的不足之处。最初的 VOF 法是一种二维的算法, 与 SOLA 方法相结合使用, 用来求解带有自由表面的流动问题, 这就是 SOLA-VOF 法。SOLA-VOF 法在用 SOLA 法计算压力场和速度场的基础上, 用 VOF 法解算液相体积分数 F 的对流输运方程, 以描述空间各单元的液相体积分数的分布, 并采用施主—受主 (Donor-Acceptor) 法来消除求解过程中的数值扩散, 获得自由表面图像。但这种方法扩展到三维时, 会出现一些数值处理方面的问题, 大大增加了求解的难度, 主要是自由表面边界条件的施加。由于充型过程液相域是逐渐增大的, 气相域是逐渐减小的, 因此动量方程的求解域是随时间变化的, 在每个时间步长中都必须搜寻和确定自由表面的位置和取向, 并据此对自由表面施加速度和压力边界条件。但在三维情况下, 确定自由表面的取向十分困难且计算量很大; 即使采用不考虑自由表面取向的简化处理方法, 也要对至少 24 种自由表面情况进行分析以确定自由表面的边界条件, 处理过程是很繁琐的。Xue 和 Hansen 的研究发现, 原始 VOF 法采用的施主—受主法对三维计算不太适合, 计算过程中会出现某些数值错误, 因此必须设法加以修正。

实际上, 很多研究者已经注意到这些问题, 并且致力于改进三维 VOF 法, 这是 SOLA-VOF 法由二维扩展到三维的重要研究内容之一。E. Niyama 和 K. Anzai 等人提出了一种用控制参数 G 改进 F 计算, 以避免数值假扩散的算法。Jidong Zhu 和 Itsuo Ohnaka 提出了 DFDM (Direct Finite Difference Method) 法, 引入了界面充填比例 (Filling Ratio of Face) 和无量纲距离 (Dimensionless Distance) 的概念, 用来更准确的确定液流的区域。

3.1.3 铸造充型过程紊流的模拟

有铸件充型过程中, 金属液的流动绝大多数是紊流。紊流是一种高度复杂的非稳态三维流动, 流体的各种物理参数(如速度、压力和温度等)都随时间与空间发生随机变化。从物理结构上说, 可以把紊流看成是由各种不同尺度的涡旋叠合而成的流动, 这些涡旋的大小及旋转轴的方向是随机的。关于紊流运动与换热的数值计算, 是目前计算流体动力学与计算传热学中困难最多、研究最活跃的领域之一。

紊流模拟采用的数值计算方法大致可以分为如下三类:

(1) 完全模拟。这是用非稳态的 N-S 方程来对紊流进行计算, 无须引入任何模型, 但需要在紊流尺度的网格尺寸内求解。这是目前计算机容量及速度难以解决的, 至少在近期尚不能实现。

(2) 大涡旋模拟。这种方法用非稳态的 N-S 方程来直接模拟大尺度涡, 但不直接计算小尺度涡, 小涡对大涡的影响通过近似模型来考虑。这种方法仍然需要较大的计算机存储容量, 只能模拟一些简单情况, 目前仍不能直接用于工程实际。

(3) Reynolds 时均方程法。在这类方法中, 将非稳态的控制方程对时间做平均, 在关于时均物理量的控制方程中包含了脉动量乘积的时均值等物理量, 所得方程的个数少于未知量的个数, 而且不可能依靠进一步的时均处理来使方程组封闭。要使方程组封闭, 就必须作出假设, 即建立模型。这种模型把未知的、更高阶的时间平均值表示成较低阶的在计算中可以确定的量的函数, 这是目前工程紊流计算中所采用的基本方法。紊流模型有零方程模型、单方程模型和双方程模型。其中, 双方程模型在铸造充型过程模拟中得到了较广泛的应用。但是有些研究者有不同意见, 认为采用层流模型就可以得出足够好的模拟结果。另外, 该模型用于模拟铸造充型过程时, 许多参数尚待进一步确定。一般认为, 由于铸造充型的时间非常短, 因此是尚未充分发展的流动, 应该研究适用于这种紊流的模拟方法。

3.2 铸件充型凝固过程流场、温度场模拟

铸件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; 而充型过程中金属液与铸型之间的热交换可用建立热量平衡方程来描述。具有自由表面的非稳定流动计算的关键问题在于确定自由表面的位置, 跟踪自由表面的移动, 处理自由表面的边界条件。针对上述问题已有多数值方法可以实现, 最常用的是 SOLA-VOF 法和 MAC 法。它们最初均由美国的 Los Alamos 国家实验室开发完成, 后经不断的修正扩展, 推出了不少新版

本。目前进行铸件充型过程数值模拟多采用 SOLA-VOF 法, SOLA 是求解速度场—压力场的迭代方法, 而 VOF 则是处理自由表面的方法。

3.2.1 SOLA-VOF 数学模型

最初的 SOLA-VOF 法是求解二维的具有自由边界的非定常流动问题的数值模拟方法, 它所采用的基本概念是体积分数。目前, SOLA-VOF 法已推广到了三维。在铸件充型过程数值模拟中, 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, 其数学形式就是连续性方程和 Navier-Stokes 方程 (简称 N-S 方程)。

- 连续性方程

$$D = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} = 0 \quad (3-1)$$

- N-S 方程

$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + w \frac{\partial u}{\partial z} \right) = - \frac{\partial p}{\partial x} + \rho g_x + \mu \nabla^2 u \quad (3-2)$$

$$\rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial v}{\partial y} + w \frac{\partial v}{\partial z} \right) = - \frac{\partial p}{\partial y} + \rho g_y + \mu \nabla^2 v \quad (3-3)$$

$$\rho \left(\frac{\partial w}{\partial t} + u \frac{\partial w}{\partial x} + v \frac{\partial w}{\partial y} + w \frac{\partial w}{\partial z} \right) = - \frac{\partial p}{\partial z} + \rho g_z + \mu \nabla^2 w \quad (3-4)$$

式中, D 为散度; u, v, w 为速度矢量在 x, y, z 方向上的分量; p 为单位密度的压力; ν 为运动粘度; g 为重力加速度; ∇^2 为拉普拉斯算子。

- 能量方程

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c u \frac{\partial T}{\partial x} + \rho c v \frac{\partial T}{\partial y} + \rho c w \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S \quad (3-5)$$

式 (3-5) 中等号左边的第 2、3、4 项即为由于流体流动所引起的温度变化, 该式表明此时的导热过程由二部分组成, 除了流体的导热能力外, 还依靠它的宏观位移来传递热量。

采用体积函数法跟踪自由表面移动时, 还要求解体积函数方程

$$\frac{\partial f}{\partial t} + u \frac{\partial f}{\partial x} + v \frac{\partial f}{\partial y} + w \frac{\partial f}{\partial z} = 0 \quad (3-6)$$

实际上连续性方程、N-S 方程、体积函数方程和上面的能量方程均可以用下面的通用微分方程来描述

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \varphi) + \text{div}(\rho u \varphi) = \text{div}(\Gamma \text{grad} \varphi) + S \quad (3-7)$$

式 (3-7) 中, φ 为因变量, Γ 为扩散系数, S 为源项。对于特定意义的 φ , 具有特定的量 Γ 和 S 。式 (3-7) 中的四项分别为不稳定项、对流项、扩散项和源

项。因变量可以表示各种不同的物理量,如速度分量、温度等。

要求解上述方程,首先要进行离散处理,离散后采用 SOLA 法求解压力场和速度场,用 VOF 法进行自由表面处理。

3.2.2 连续性方程和 N-S 方程的离散

对于上面的微分方程式 (3-1) ~ 式 (3-5) 可以采用多种离散格式,如中心差分格式、上风格式、指数格式、混合格式、乘方格式等。下面介绍一种介于中心差分和上风格式之间的方法,这里差分格式由权重因子 α 控制, $0 \leq \alpha \leq 1.0$ 。当 $\alpha = 0$ 时为中心差分格式,当 $\alpha = 1.0$ 时为上风格式。采用交错网格来离散整个计算域,压力、温度和体积分等变量布置在单元的中心,速度变量布置在单元界面上。各变量在网格中的

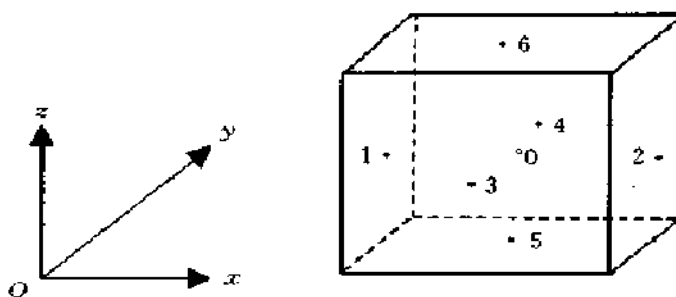


图 3-1 交错网格中变量布置示意图

0— $F_{ij,k}$ $P_{ij,k}$ $T_{ij,k}$ 1— $u_{i-1/2,j,k}$ 2— $u_{i+1/2,j,k}$
3— $v_{ij-1/2,k}$ 4— $v_{ij+1/2,k}$ 5— $w_{ij,k-1/2}$ 6— $w_{ij,k+1/2}$

布置如图 3-1 所示。交错网格可以通过对实体造型进行网格划分而得到。

采用交错网格处理流体力学问题比较自然,它具有以下优点:

- (1) 精度比非交错网格高。
- (2) 容易做到通量守恒。
- (3) 在型壁上不需要压力边界条件。
- (4) 可避免压力的空间分裂现象。

1. 连续性方程的离散 连续性方程式 (3-1) 的离散形式为

$$D_{i,j,k}^{n+1} = \frac{u_{i+1/2,j,k}^{n+1} - u_{i-1/2,j,k}^{n+1}}{\delta x_i} + \frac{v_{i+1/2,j,k}^{n+1} - v_{i-1/2,j,k}^{n+1}}{\delta y_i} + \frac{w_{i+1/2,j,k}^{n+1} - w_{i-1/2,j,k}^{n+1}}{\delta z_i} \quad (3-8)$$

2. 动量方程的离散 对于动量方程式 (3-2) ~ 式 (3-4) 可用有限差分法进行离散,离散后的方程为

$$u_{i+1/2,j,k}^{n+1} = u_{i+1/2,j,k}^n + \delta t \cdot \left[\frac{P_{i,j,k}^{n+1} - P_{i+1,j,k}^{n+1}}{\delta(\rho\alpha)_{i+1/2}} + g_x - FUX - FUY - FUZ + VISX \right] \quad (3-9)$$

$$v_{i,j+1/2,k}^{n+1} = v_{i,j+1/2,k}^n + \delta t \cdot \left[\frac{P_{i,j,k}^{n+1} - P_{i,j+1,k}^{n+1}}{\delta(\rho\gamma)_{j+1/2}} + g_y - FVX - FVY - FVZ + VISY \right] \quad (3-10)$$

$$w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^{n+1} = w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^n + \delta t \cdot \left[\frac{P_{i,j,k}^{n+1} - P_{i,j,k+1}^{n+1}}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}} + g_z - FWX - FWY - FWZ + VISZ \right] \quad (3-11)$$

其中

$$\begin{aligned} FUX &= \frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_{av}} \cdot \left[\delta x_{i+1} DUL + \delta x_i DUR + \alpha \operatorname{sgn}(u_{i+\frac{1}{2},j,k}) (\delta x_{i+1} DUL - \delta x_i DUR) \right] \\ FUY &= \frac{v_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta y_{av}} \cdot \left[\delta y_{j+\frac{1}{2}} DUB + \delta y_{j-\frac{1}{2}} DUT + \alpha \operatorname{sgn}(v_{i+\frac{1}{2},j,k}) (\delta y_{j+\frac{1}{2}} DUB - \delta y_{j-\frac{1}{2}} DUT) \right] \\ FUZ &= \frac{w_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta z_{av}} \cdot \left[\delta z_{k+\frac{1}{2}} DUQ + \delta z_{k-\frac{1}{2}} DUH + \alpha \operatorname{sgn}(w_{i+\frac{1}{2},j,k}) (\delta z_{k+\frac{1}{2}} DUQ - \delta z_{k-\frac{1}{2}} DUH) \right] \\ FVX &= \frac{u_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta x_{av}} \cdot \left[\delta x_{i+\frac{1}{2}} DVL + \delta x_{i-\frac{1}{2}} DVR + \alpha \operatorname{sgn}(u_{i,j+\frac{1}{2},k}) (\delta x_{i+\frac{1}{2}} DVL - \delta x_{i-\frac{1}{2}} DVR) \right] \\ FVY &= \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta y_{av}} \cdot \left[\delta y_{j+1} DVB + \delta y_j DVT + \alpha \operatorname{sgn}(v_{i,j+\frac{1}{2},k}) (\delta y_{j+1} DVB - \delta y_j DVT) \right] \\ FVZ &= \frac{w_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta z_{av}} \cdot \left[\delta z_{k+\frac{1}{2}} DVQ + \delta z_{k-\frac{1}{2}} DVH + \alpha \operatorname{sgn}(w_{i,j+\frac{1}{2},k}) (\delta z_{k+\frac{1}{2}} DVQ - \delta z_{k-\frac{1}{2}} DVH) \right] \\ FWX &= \frac{u_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{av}} \cdot \left[\delta x_{i+\frac{1}{2}} DWL + \delta x_{i-\frac{1}{2}} DWR + \alpha \operatorname{sgn}(u_{i,j,k+\frac{1}{2}}) (\delta x_{i+\frac{1}{2}} DWL - \delta x_{i-\frac{1}{2}} DWR) \right] \\ FWY &= \frac{v_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{av}} \cdot \left[\delta y_{j+\frac{1}{2}} DWB + \delta y_{j-\frac{1}{2}} DWT + \alpha \operatorname{sgn}(v_{i,j,k+\frac{1}{2}}) (\delta y_{j+\frac{1}{2}} DWB - \delta y_{j-\frac{1}{2}} DWT) \right] \\ FWZ &= \frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta z_{av}} \cdot \left[\delta z_{k+\frac{1}{2}} DWQ + \delta z_k DWH + \alpha \operatorname{sgn}(w_{i,j,k+\frac{1}{2}}) (\delta z_{k+\frac{1}{2}} DWQ - \delta z_k DWH) \right] \\ VISX &= \frac{\mu}{\rho} \left[\frac{DUR - DUL}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}} + \frac{DUT - DUB}{\delta y_j} + \frac{DUH - DUQ}{\delta z_k} \right] \\ VISY &= \frac{\mu}{\rho} \left[\frac{DVR - DVL}{\delta x_i} + \frac{DVT - DVB}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}} + \frac{DVH - DVQ}{\delta z_k} \right] \\ VISZ &= \frac{\mu}{\rho} \left[\frac{DWR - DWL}{\delta x_i} + \frac{DWT - DWB}{\delta y_j} + \frac{DWH - DWQ}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}} \right] \end{aligned}$$

其中

$$DUL = \frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k} - u_{i-\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_i} \quad DUB = \frac{u_{j+\frac{1}{2},j,k} - u_{j+\frac{1}{2},j-1,k}}{\delta y_{j-\frac{1}{2}}} \quad DUQ = \frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k} - u_{i+\frac{1}{2},j,k-1}}{\delta z_{k-\frac{1}{2}}}$$

$$\begin{aligned}
DUR &= \frac{u_{i+\frac{3}{2},j,k} - u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta x_{i+1}} & DUT &= \frac{u_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k} - u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}} & DUH &= \frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k+1} - u_{i+\frac{1}{2},j,k}}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}} \\
DVL &= \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k} - v_{i,j-\frac{1}{2},k}}{\delta x_{i-\frac{1}{2}}} & DVB &= \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k} - v_{i,j-\frac{1}{2},k}}{\delta y_j} & DVQ &= \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k} - v_{i,j+\frac{1}{2},k-1}}{\delta z_{k-\frac{1}{2}}} \\
DVR &= \frac{v_{i+1,j+\frac{1}{2},k} - v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}} & DVT &= \frac{v_{i,j+\frac{3}{2},k} - v_{i,j-\frac{1}{2},k}}{\delta y_{j+1}} & DVH &= \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k+1} - v_{i,j+\frac{1}{2},k}}{\delta z_{k+\frac{1}{2}}} \\
DWL &= \frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}} - w_{i-1,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{i-\frac{1}{2}}} & DWB &= \frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}} - w_{i,j-1,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{j-\frac{1}{2}}} & DWQ &= \frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}} - w_{i,j,k-\frac{1}{2}}}{\delta z_k} \\
DWR &= \frac{w_{i+1,j,k+\frac{1}{2}} - w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta x_{i+\frac{1}{2}}} & DWT &= \frac{w_{i,j+1,k+\frac{1}{2}} - w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta y_{j+\frac{1}{2}}} & DWH &= \frac{w_{i,j,k+\frac{3}{2}} - w_{i,j,k+\frac{1}{2}}}{\delta z_{k+1}}
\end{aligned}$$

$$\delta x_{au} = \delta x_{i+1} + \delta x_i + \alpha \operatorname{sgn}\left(u_{i+\frac{1}{2},j,k}\right) (\delta x_{i+1} - \delta x_i)$$

$$\delta y_{au} = \delta y_{j+\frac{1}{2}} + \delta y_{j-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(v_{i+\frac{1}{2},j,k}\right) (\delta y_{j+\frac{1}{2}} - \delta y_{j-\frac{1}{2}})$$

$$\delta z_{au} = \delta z_{k+\frac{1}{2}} + \delta z_{k-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(w_{i+\frac{1}{2},j,k}\right) (\delta z_{k+\frac{1}{2}} - \delta z_{k-\frac{1}{2}})$$

$$\delta x_{av} = \delta x_{i+\frac{1}{2}} + \delta x_{i-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(u_{i,j+\frac{1}{2},k}\right) (\delta x_{i+\frac{1}{2}} - \delta x_{i-\frac{1}{2}})$$

$$\delta y_{av} = \delta y_{j+1} + \delta y_j + \alpha \operatorname{sgn}\left(v_{i,j+\frac{1}{2},k}\right) (\delta y_{j+1} - \delta y_j)$$

$$\delta z_{av} = \delta z_{k+\frac{1}{2}} + \delta z_{k-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(w_{i,j+\frac{1}{2},k}\right) (\delta z_{k+\frac{1}{2}} - \delta z_{k-\frac{1}{2}})$$

$$\delta x_{aw} = \delta x_{i+\frac{1}{2}} + \delta x_{i-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(u_{i,j,k+\frac{1}{2}}\right) (\delta x_{i+\frac{1}{2}} - \delta x_{i-\frac{1}{2}})$$

$$\delta y_{aw} = \delta y_{j+\frac{1}{2}} + \delta y_{j-\frac{1}{2}} + \alpha \operatorname{sgn}\left(v_{i,j,k+\frac{1}{2}}\right) (\delta y_{j+\frac{1}{2}} - \delta y_{j-\frac{1}{2}})$$

$$\delta z_{aw} = \delta z_{k+1} + \delta z_k + \alpha \operatorname{sgn}\left(w_{i,j,k+\frac{1}{2}}\right) (\delta z_{k+1} - \delta z_k)$$

$$\delta x_{i+\frac{1}{2}} = 0.5(\delta x_{i+1} + \delta x_i) \quad \delta y_{j+\frac{1}{2}} = 0.5(\delta y_{j+1} + \delta y_j) \quad \delta z_{k+\frac{1}{2}} = 0.5(\delta z_{k+1} + \delta z_k)$$

$$\delta x_{i-\frac{1}{2}} = 0.5(\delta x_{i-1} + \delta x_i) \quad \delta y_{j-\frac{1}{2}} = 0.5(\delta y_{j-1} + \delta y_j) \quad \delta z_{k-\frac{1}{2}} = 0.5(\delta z_{k-1} + \delta z_k)$$

上面各式中 $\operatorname{sgn}(u_{i+\frac{1}{2},j,k})$ 为 $u_{i+\frac{1}{2},j,k}$ 的符号, 其余同此。 α 为权重因子, 其值为 $0 \leq \alpha \leq 1.0$ 。

3.2.3 用 SOLA 法求解速度场和压力场

用 SOLA 法求解压力场与速度场的迭代步骤如下:

(1) 由动量方程式 (3-2) ~ 式 (3-4) 的显式差分格式, 以初始条件或前一个时刻的值为基础, 试算出新时刻的速度场估计值。

(2) 为了满足连续性方程式 (3-1), 压力必须迭代修正, 由此引起的速度改变加到第 (1) 步所计算的速度场上。反复迭代直到满足精度要求为止。

设 $n+1$ 时刻的速度估计值为

$$\begin{aligned} u_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1} &= u_{i+\frac{1}{2},j,k}^n + \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho x)_{i+\frac{1}{2}}} & u_{i-\frac{1}{2},j,k}^{n+1} &= u_{i-\frac{1}{2},j,k}^n - \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho x)_{i-\frac{1}{2}}} \\ v_{i,j+\frac{1}{2},k}^{n+1} &= v_{i,j+\frac{1}{2},k}^n + \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho y)_{j+\frac{1}{2}}} & v_{i,j-\frac{1}{2},k}^{n+1} &= v_{i,j-\frac{1}{2},k}^n + \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho y)_{j-\frac{1}{2}}} \\ w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^{n+1} &= w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^n + \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}} & w_{i,j,k-\frac{1}{2}}^{n+1} &= w_{i,j,k-\frac{1}{2}}^n + \frac{\delta t \delta P}{\delta(\rho z)_{k-\frac{1}{2}}} \end{aligned}$$

代入 $D_{i,j,k}^{n+1} = 0$ 式中, 整理可得校正压力为

$$\delta P = - \frac{D}{\partial D / \partial P}$$

其中

$$\begin{aligned} \frac{\partial D}{\partial P} &= \frac{\delta t}{\delta x_i} \left[\frac{1}{\delta(\rho x)_{i+\frac{1}{2}}} + \frac{1}{\delta(\rho x)_{i-\frac{1}{2}}} \right] + \frac{\delta t}{\delta y_j} \left[\frac{1}{\delta(\rho y)_{j+\frac{1}{2}}} + \frac{1}{\delta(\rho y)_{j-\frac{1}{2}}} \right] \\ &\quad + \frac{\delta t}{\delta z_k} \left[\frac{1}{\delta(\rho z)_{k+\frac{1}{2}}} + \frac{1}{\delta(\rho z)_{k-\frac{1}{2}}} \right] \end{aligned}$$

由校正压力得到新的校正速度, 重复进行迭代, 直到收敛条件得到满足。

3.2.4 用 VOF 法处理自由表面

为了跟踪自由表面, 得出自由表面单元的位置, 需要求解体积函数方程。在求解之后, 得到液态金属充填型腔的形态, 也就确定出新的速度场、压力场的求解域。

由方程式 (3-1) 和方程式 (3-6) 可得下式

$$\frac{\partial F}{\partial t} + \frac{\partial(Fu)}{\partial x} + \frac{\partial(Fv)}{\partial y} + \frac{\partial(Fw)}{\partial z} = 0 \quad (3-12)$$

当上式在每个计算网格单元内积分时, 则每个单元 F 值的改变便转化为穿过单元界面的 F 值流量, 但在计算流量时一定要保证不破坏自由边界的定义。为此, 在 SOLA-VOF 算法中采用了“施主—受主” (Donor—Acceptor) 的处理方法。

所谓施主—受主法就是根据计算单元的速度方向及单元的液流量来将单元标志为施主单元或受主单元。施主单元将有流体流出, 受主单元将有流体流进。关于施主—受主法将在本章后面进行详细的介绍。

用施主—受主法确定了各个单元的液流量之后, 也就确定了自由表面边界的移动情况。

SOLA-VOF 最初的方法是二维的, 对于三维情况下自由表面的形状和位置更

加难以确定。如果不知道自由表面的形状和位置,就不能对流量进行计算和施加边界条件,更谈不上流场计算了。因此,必须采用一种三维自由表面的处理方法。

自由表面用一个通过单元的平面来近似,先确定自由表面法线方向,然后由网格中的 F 值确定自由表面位置。

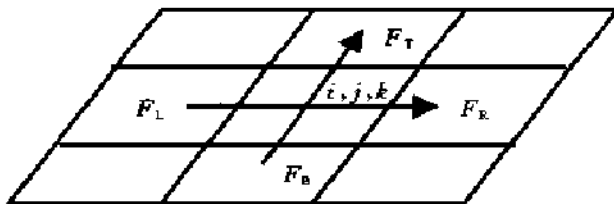


图 3-2 自由表面方向计算示意图

1. 自由表面法线方向的确定 若自由表面可表示为水平面,则图 3-2 中 F_R 、 F_L 、 F_T 、 F_B 各点的 z 坐标分别为

$$F_L^z = (F_{i-1,j,k-1} + F_{i-1,j,k} + F_{i-1,j,k+1}) \times dz$$

$$F_R^z = (F_{i+1,j,k-1} + F_{i+1,j,k} + F_{i+1,j,k+1}) \times dz$$

$$F_T^z = (F_{i,j+1,k-1} + F_{i,j+1,k} + F_{i,j+1,k+1}) \times dz$$

$$F_B^z = (F_{i,j-1,k-1} + F_{i,j-1,k} + F_{i,j-1,k+1}) \times dz$$

则有矢量

$$F_L F_R = (2dx, 0, F_R^z - F_L^z), F_B F_T = (0, 2dy, F_T^z - F_B^z)$$

因此,自由表面的法线为

$$F_L F_R \times F_B F_T = (-2dy(F_R^z - F_L^z), -2dx(F_T^z - F_B^z), 2dxdy) \quad (3-13)$$

同理,假设自由表面为侧平面和正平面,分别求得其法矢量。

这样,一共求得三个自由表面的法矢量,每个法矢量又有 x 、 y 、 z 方向上的三个分量。比较这九个分量,取其最大者。若 x 方向的分量最大,则自由表面为正平面;若 y 方向的分量最大,则自由表面为侧平面;若 z 方向的分量最大,则自由表面为水平面。

2. 自由表面位置的确定 确定了自由表面的方向后,根据相邻单元的体积函数值来确定自由表面的位置。如当自由表面为水平方向时,比较 $F_{i,j,k-1}$ 和 $F_{i,j,k+1}$ 的大小,如果 $F_{i,j,k-1}$ 大于 $F_{i,j,k+1}$,则流体位于自由表面下侧;反之流体位于自由表面上侧。确定了自由表面的方向和位置后,即可对流量进行计算。

3.2.5 充型过程温度场的计算

能量方程式 (3-5) 可采用显式方法求解。其中对流项采用上风格式,热传导项采用中心差分格式,源项则可采用等价比热法、温度回升法和热焓法处理。由于处于流动状态的相邻流体单元的固相分数一般相差很小,常常可以忽略对流流体中相变对焓的影响。式 (3-5) 的离散格式为

$$F_{i,j,k}^{n+1} \cdot T_{i,j,k}^{n+1} = F_{i,j,k}^n \cdot T_{i,j,k}^n - Q_{\text{对流}} + \frac{Q_{\text{热传导}}}{\rho c} \quad (3-14)$$

式中的 $F_{i,j,k}$ 为单元的体积分数。 $Q_{\text{对流}}$ 和 $Q_{\text{热传导}}$ 分别如下

$$Q_{\text{对流}} = tfx_{i,j,k} \cdot T_E - tfx_{i-1,j,k} \cdot T_W + tfy_{i,j,k} \cdot T_N - tfy_{i,j-1,k} \cdot T_S \\ + tfz_{i,j,k} \cdot T_U - tfz_{i,j,k-1} \cdot T_D$$

$tfx_{i,j,k}$ 为面 $(i + 1/2)$ 上的质量流量。 $u_{i,j,k} > 0$, 说明该单元失去流体, $tfx_{i,j,k}$ 符号为负; 否则, $tfx_{i,j,k}$ 符号为正。其他面按同样方式处理。

$$T_E = \begin{cases} T_{i,j,k} & u_{i,j,k} > 0 \\ T_{i+1,j,k} & u_{i,j,k} < 0 \end{cases} \quad T_W = \begin{cases} T_{i-1,j,k} & u_{i-1,j,k} > 0 \\ T_{i,j,k} & u_{i-1,j,k} < 0 \end{cases} \\ T_N = \begin{cases} T_{i,j,k} & v_{i,j,k} > 0 \\ T_{i,j+1,k} & v_{i,j,k} < 0 \end{cases} \quad T_S = \begin{cases} T_{i,j-1,k} & v_{i,j-1,k} > 0 \\ T_{i,j,k} & v_{i,j-1,k} < 0 \end{cases} \\ T_U = \begin{cases} T_{i,j,k} & w_{i,j,k} > 0 \\ T_{i,j,k+1} & w_{i,j,k} < 0 \end{cases} \quad T_D = \begin{cases} T_{i,j,k-1} & w_{i,j,k-1} > 0 \\ T_{i,j,k} & w_{i,j,k-1} < 0 \end{cases}$$

$$Q_{\text{热传导}} = \frac{axp \cdot (T_{i+1,j,k} - T_{i,j,k}) - axm \cdot (T_{i,j,k} - T_{i-1,j,k})}{\delta x^2} \cdot k \cdot \delta t \\ + \frac{ayp \cdot (T_{i,j+1,k} - T_{i,j,k}) - aym \cdot (T_{i,j,k} - T_{i,j-1,k})}{\delta y^2} \cdot k \cdot \delta t \\ + \frac{azp \cdot (T_{i,j,k+1} - T_{i,j,k}) - azm \cdot (T_{i,j,k} - T_{i,j,k-1})}{\delta z^2} \cdot k \cdot \delta t$$

式中 axp 为流体在面 $(i + 1/2)$ 上的面积分数, axm 为流体在面 $(i - 1/2)$ 上的面积分数, ayp 为流体在面 $(j + 1/2)$ 上的面积分数, aym 为流体在面 $(j - 1/2)$ 上的面积分数, azp 为流体在面 $(k + 1/2)$ 上的面积分数, azm 为流体在面 $(k - 1/2)$ 上的面积分数。

$$axp = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 1 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 2, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 3, 4, 5, 6 \end{cases} \quad axm = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 2 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 1, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 3, 4, 5, 6 \end{cases} \\ ayp = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 3 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 4, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 1, 2, 5, 6 \end{cases} \quad aym = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 4 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 3, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 1, 2, 5, 6 \end{cases} \\ azp = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 5 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 6, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 1, 2, 3, 4 \end{cases} \quad azm = \begin{cases} 0 & nf_{i,j,k} = 6 \\ 1 & nf_{i,j,k} = 5, 0, 7 \\ F_{i,j,k} & nf_{i,j,k} = 1, 2, 3, 4 \end{cases}$$

式中的 $nf_{i,j,k}$ 为自由表面内插单元的标识。 $nf_{i,j,k} = 1$ 说明左侧单元有流体, 内插单元在左侧。 $nf_{i,j,k} = 2$, 内插单元在右侧; $nf_{i,j,k} = 3$, 内插单元在右侧; $nf_{i,j,k} = 4$, 内插单元在上侧; $nf_{i,j,k} = 5$, 内插单元在底侧; $nf_{i,j,k} = 6$, 内插单元在顶侧; $nf_{i,j,k} = 0$, 该单元为满单元; $nf_{i,j,k} = 7$, 该单元为孤立单元。

以 $nf_{i,j,k}=1$ 为例, 单元 (i, j, k) 内具有自由表面, 内插单元在其左侧, 自由表面位置如图 3-3a 所示。如果单元 $(i+1, j, k)$ 为型壁单元, 由于流体并没有和型壁直接接触, 所以它们之间不可能存在热传导换热。在 $Q_{\text{热传导}}$ 的离散公式中令 $\alpha xp = 0$, 很好地反映了这种情况。

再比如, 当 $nf_{i,j,k}=3$ 时内插单元在其下侧, 如图 3-3b 所示, 单元 $(i+1, j, k)$ 为型壁单元。从图中可以看出, 流体和型壁的接触面积分数为 $f_{i,j,k}$ 。在 $Q_{\text{热传导}}$ 的计算公式中 $\alpha xp = f_{i,j,k}$ 。

总之, 在进行充型过程流场、温度场耦合模拟时, 由于自由表面单元是部分充满的, 它与相邻单元的接触面积是不断变化的, 因此它们之间的热传导换热需要乘以一个系数。在上述的计算公式中, 考虑了这一点, 这样可以进一步提高数值模拟的精度。运用上述模型, 高志强、邱伟等模拟了灰铸铁件的充型过程, 并通过实际浇注和测温对模拟结果进行了验证。

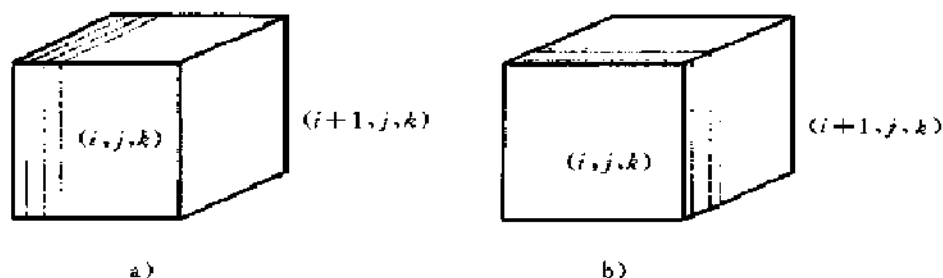


图 3-3 流动传热耦合计算时自由表面位置示意图

3.2.6 其他问题的处理

1. 速度边界条件 速度边界包括型壁边界和流体的自由表面边界, 对于型壁边界, 必须引入一个假想单元来设置速度边界条件。SOLA-VOF 给出两种典型的边界条件: 自由滑动边界和无滑动边界。例如, 当单元 (i, j, k) 左边为型壁时, 则单元 $(i-1, j, k)$ 被当作假想单元来处理。

自由滑动边界条件为

$$u_{i-1,j,k} = 0 \quad v_{i-1,j,k} = v_{i,j,k} \quad w_{i-1,j,k} = w_{i,j,k}$$

无滑动边界条件为

$$u_{i-1,j,k} = 0 \quad v_{i-1,j,k} = -v_{i,j,k} \quad w_{i-1,j,k} = -w_{i,j,k}$$

对于这种理想的边界条件, 也可以采用系数修正, 以求更接近于实际情况。

上述边界情况可以采用如下方法修正

$$u_{i-1,j,k} = 0 \quad v_{i-1,j,k} = \theta v_{i,j,k} \quad w_{i-1,j,k} = \theta w_{i,j,k}$$

当 $\theta = 1$ 时, 即为无滑动边界条件; 当 $\theta = -1$ 时, 即为自由滑动边界条件。当 $-1 < \theta < 1$ 时, θ 的取值决定于铸型条件、合金种类以及计算网格的尺寸与速

度边界层尺寸的相对大小等因素。

对于自由表面速度边界条件, 其处理原则是使表面单元满足 $D_{i,j,k} = 0$, 即

$$D_{i,j,k}^{n+1} = \frac{u_{i+\frac{1}{2},j,k}^{n+1} - u_{i-\frac{1}{2},j,k}^{n+1}}{\delta x_i} + \frac{v_{i,j+\frac{1}{2},k}^{n+1} - v_{i,j-\frac{1}{2},k}^{n+1}}{\delta y_j} + \frac{w_{i,j,k+\frac{1}{2}}^{n+1} - w_{i,j,k-\frac{1}{2}}^{n+1}}{\delta z_k} = 0$$

计算三维问题时, 自由表面情况由二维时的 16 种增加到 64 种。

2. 数值计算稳定性条件 三维充型过程模拟的数值稳定性条件如下:

1) 在一个时间步长内流体的运动不能超过一个单元, 由此得到

$$\delta t < \min \left\{ \frac{\delta x}{|u|}, \frac{\delta y}{|v|}, \frac{\delta z}{|w|} \right\} \quad (3-15)$$

式中的 $\min$ 与整个流体空间有关, 一般 δt 只选择上式确定值的 $1/4 \sim 1/3$ 。

2) 在一个时间步长内, 动量扩散不能超过一个单元, 由此得

$$\frac{\mu}{\rho} \delta t < \frac{3}{4} \left(\frac{\delta x^2 \cdot \delta y^2 \cdot \delta z^2}{\delta x^2 \cdot \delta y^2 + \delta y^2 \cdot \delta z^2 + \delta z^2 \cdot \delta x^2} \right) \quad (3-16)$$

3) 当考虑表面张力时, 必须对 δt 加以限制, 以阻止表面张力波在一个时间步长内穿过一个以上的网格单元, 因此

$$4\sigma\delta t^2 < \rho\delta x \quad (3-17)$$

4) 最后一个需要考虑的因素是权重因子 α , 应这样选择

$$\max \left\{ \left| u \frac{\delta t}{\delta x} \right|, \left| v \frac{\delta t}{\delta y} \right|, \left| w \frac{\delta t}{\delta z} \right| \right\} < \alpha \leq 1 \quad (3-18)$$

3. 对流量修正 在速度—压力场迭代过程中, 由于迭代精度的影响, 会使某些单元的体积函数 F 大于 1 或小于 1。在 SOLA-VOF 法中可令这些单元的 F 值等于 1, 而将由此造成的误差累积到变量 VCHGT 中。

在铸件充型过程中, 由于单元数多, 时间步长小, 充型时间长, 特别是自由表面起伏很大, 往往会使变量 VCHGT 变得很大, 累积超过几十个甚至几百个单元的体积。这样就会使得尚未达到预计的充型时间而型腔已经充满, 使流场模拟产生较大误差。二维情况下, 充型体积的模拟值与理论值之间的误差, 用 SMAC 方法为 2% ~ 3%, 用 MAC 法为 10% ~ 12%。SOLA-VOF 法在对流量计算方面同 MAC 方法近似。因此, 对于对流量的计算应进行修正。在每一个时间步长后, 将累加体积 VCHGT 依次分配到 F 小于 1 的满单元和 F 值随时间增加的自由表面单元中, 这样就保证了入流量、充型形态及充型时间是正确的, 充型体积的误差一般小于 1%。

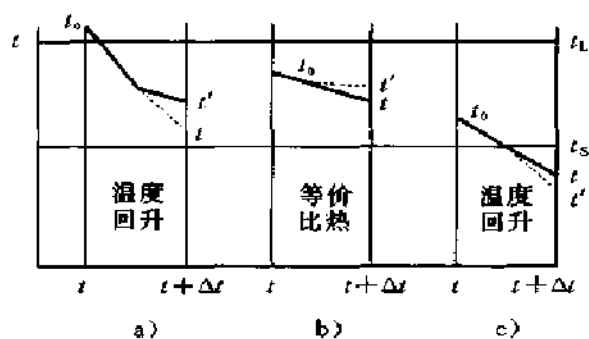


图 3-4 潜热处理示意图

4. 潜热处理 潜热处理一般采用温度回升法、热焓法和等价比热法。李文珍等将温度回升法和等价比热法结合起来使用,同时考虑了因温度下降而释放的热量,这样与实际情况更加接近。图 3-4 为潜热处理示意图,在 a), c) 情形下采用温度回升法,在 b) 情形下采用等价比热法。如下所示

$$a) T' = [T_L \cdot (C_p - C_i) + TC_i]/C_p$$

$$b) T' = [T_0 \cdot (C_p - C_i) + TC_i]/C_p$$

$$c) T' = [T_S \cdot (C_i - C_p) + TC_p]/C_i$$

考虑因温度下降而释放的热量,有

$$C_i(T_0 - T) = C_i(T_0 - T') + df_s L \quad (3-19)$$

假设固相率增加与温度下降成线性关系,即 T_L 、 T_S 为常数,则有

$$f_s = (T_L - T)/(T_L - T_S) \quad (3-20)$$

$$df_s = -dT/(T_L - T_S) \quad (3-21)$$

对于微观模拟来说,潜热的计算常常需要耦合形核和生长的数学模型来进行计算。这部分内容参见第 6 章。

3.3 铸件充型过程紊流的数值模拟

铸件充型过程中金属液的流动通常是紊流流动,只采用层流模型描述是不准确的,在实际计算中会带来误差,无法对紊流所特有的现象进行模拟。计算流体力学对紊流模拟的模型方程和计算方法进行了长期深入的研究,提出了许多模型和算法,这些方法各自有其适用的问题。紊流问题仍然是流体力学和计算流体力学的研究热点。在铸件充型模拟过程中,已有一些研究者进行了紊流模拟研究,但研究都还不够深入。铸件充型过程中紊流的模拟必须考虑如下因素:

(1) 充型过程中的紊流是尚未充分发展的紊流。

(2) 在近型壁处对紊流模型应做必要的处理。

(3) 紊流模拟不应给计算带来太大的负担,模型的准确性与计算量应相互协调。

基于上述考虑,清华大学 CIFT 研究室邱伟等在研究了常用的 $K-\varepsilon$ 双方程模型的基础上,又采用了代数应力方程及近壁函数等方法来模拟铸件充型过程中的紊流现象,并用英国伯明翰大学提供的试验结果对模拟结果进行了验证。

对于 3.2 节所述的流场基本控制方程,如果将各个瞬时量分解为时均值及脉动值,即进行 Reynolds 展开,然后再取时间平均,可得到紊流流动的 Reynolds 时均方程组。这个方程组是不封闭的,因为其中表征紊流脉动引起的动量、质量及能量输运的二阶关联项都是未知的。紊流模拟的任务就是通过表达式或输运方程

来寻找这些未知关联项,使方程组封闭。如将这些关联项写成 Boussinesq 建议的形式,即模仿层流输运,引入标量的各向同性紊流粘性(涡流粘性)系数的概念,则 Reynolds 时均方程组可表达成如下的通用形式

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varphi) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j \varphi) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\Gamma_\varphi \frac{\partial \varphi}{\partial x_j} \right) + S_\varphi \quad (3-22)$$

式中, φ 是通用变量,这里省去了平均号“—”; $\Gamma_\varphi = \mu_e / \sigma_\varphi$ 为输运系数, σ_φ 为紊流 Prandtl 数或 Schmidt 数, $\mu_e = \mu + \mu_t$ 是有效粘性系数, μ_t 成为紊流粘性或涡流粘性系数; S_φ 为各方程源项;下标 $j = 1, 2, 3$ 表示在直角坐标系中的三个坐标轴分量。

Reynolds 时均方程组与本章前面介绍的层流控制方程组具有相同的形式,只是速度换成了时均速度,粘性系数换成了有效粘性系数。

于是在紊流各向同性的假设前提下,紊流模型的任务可归结为寻求有效粘性系数 μ_e 或紊流粘性系数 μ_t 的表达式或者其输运方程。对时均项进行不同的处理可以分别得到 K - ϵ 双方程紊流模型、代数应力模型和低雷诺数紊流模型等各种计算紊流的模型。

3.3.1 K - ϵ 双方程紊流模型

在各种时均方法中, K - ϵ 双方程紊流模型的应用最为普遍。紊流动能 K 和紊流动能耗散率 ϵ 由下面的方程来确定

K 方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j K) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_K} \right) \frac{\partial K}{\partial x_j} \right] + P_K - \rho \epsilon \quad (3-23)$$

ϵ 方程

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \epsilon) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j \epsilon) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\epsilon} \right) \frac{\partial \epsilon}{\partial x_j} \right] + \frac{\epsilon}{K} (c_1 P_K - c_2 \rho \epsilon) \quad (3-24)$$

其中

$$P_K = \mu_t \frac{\partial u_i}{\partial x_i} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right)$$

由 K 和 ϵ 的值可以确定 μ_t

$$\mu_t = c_\mu \rho K^2 / \epsilon \quad (3-25)$$

K - ϵ 双方程紊流模型中常数的取值目前已趋于一致,见表 3-1。

表 3-1 K - ϵ 双方程紊流模型中的常数值

c_1	c_2	c_μ	σ_K	σ_ϵ
1.44	1.92	0.09	1.0	1.33

紊流模型方程的有限差分离散方法与本章前面所述的控制方程的离散方法类似。在原层流模拟计算程序的基础上,很容易将 K - ϵ 双方程紊流模型加入,编制

出可以模拟紊流现象的铸件充型过程模拟计算程序。

3.3.2 代数应力模型

采用 $K-\epsilon$ 双方程模型比层流模型更接近于实际充型过程, 而且较为简单, 易于应用, 但是目前尚不完善。流体力学的研究和应用结果表明, $K-\epsilon$ 模型在紊流各向同性的假设前提下, 无法考虑不同方向上的不同作用, 因此比较适用于各向同性的充分发展的紊流流动, 用于其他情况就需要进行很多修正。实际上不少紊流流动, 甚至在简单的紊流边界层流动中, 紊流都是各向异性的, 脉动往往在某一个方向上很强, 而在其他方向上较弱, 因此紊流粘性系数 μ_t 并不是标量。由于铸件充型过程时间很短, 紊流发展不充分, 因而进一步的工作应是研究较适用于铸件充型过程的紊流模型。

由各向异性的前提出发, 不采用 Boussinesq 表达式, 可以直接封闭和求解 Reynolds 应力 $\overline{u_i u'_j}$ 的输运方程, 计算这些应力分量, 就是 Reynolds 应力方程模型, 又称二阶封闭模型。这种紊流模型在理论上是很简单的, 然而从工程的角度看, Reynolds 应力方程模型是目前最复杂的模型, 难以满足实际使用的需要。基于此, 有必要将通用性和经济性加以调和。代数应力模型就是这样一种折中方案。

1. 代数应力模型方程 Rodi 等人首先提出了代数应力模型的设想, 其主要思路是设法将应力的微分方程简化为代数表达式, 以降低模型的复杂性, 同时保留紊流各向异性的基本特点。由于微分方程中含导数的是对流项及扩散项, 因此要把微分方程变成代数表达式就要设法消去对流项及扩散项, 使其在方程中不出现。

作简化近似, 直接假定应力与热流的产生及销毁达到局部平衡, 即近似认为

$$\text{对流} + \text{扩散} = 0$$

$$\text{产生} = \text{销毁}$$

于是得到一组表达代数应力模型 (ASM) 或称扩展的 $K-\epsilon$ 模型 ($K-\epsilon-a$) 的封闭方程组

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_K}(\rho \nu_K K) = \frac{\partial}{\partial x_K} \left(\rho c_s \frac{K}{\epsilon} \overline{\nu'_K \nu'_1} \cdot \frac{\partial K}{\partial x_K} \right) + P_K - \rho \epsilon \quad (3-26)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(\rho \epsilon) + \frac{\partial}{\partial x_K}(\rho \nu_K \epsilon) &= \frac{\partial}{\partial x_K} \left(\rho c_s \frac{K}{\epsilon} \overline{\nu'_K \nu'_1} \cdot \frac{\partial \epsilon}{\partial x_K} \right) \\ &+ c_{\epsilon 1} \frac{\epsilon}{K} (p_K + p_b) (1 + c_{\epsilon 3} R_f) - c_{\epsilon 2} \rho \epsilon^2 / K \end{aligned} \quad (3-27)$$

$$\begin{aligned} \overline{\nu'_i \nu'_1} &= (1 - \lambda) \frac{2}{3} \delta_{ij} K - \lambda \frac{K}{\epsilon} \left[\overline{\nu'_i \nu'_K} \frac{\partial \nu_j}{\partial x_K} + \overline{\nu'_j \nu'_K} \frac{\partial \nu_i}{\partial x_K} \right. \\ &\quad \left. + \beta (g_j \overline{\nu'_i T'} + g_i \overline{\nu'_j T'}) \right] \end{aligned} \quad (3-28)$$

$$\overline{\nu'_i T'} = \frac{K}{c_{1T}\epsilon} \left[\overline{\nu'_i \nu'_k} \frac{\partial T}{\partial x_k} + (1 - c_{2T}) \overline{\nu'_k T'} \frac{\partial \nu_i}{\partial x_k} + (1 - c_{3T}) \beta g_i \overline{T'^2} \right] \quad (3-29)$$

$$\overline{T'^2} = -2R \frac{K}{\epsilon} \overline{\nu'_k T'} \frac{\partial T}{\partial x_k} \quad (3-30)$$

其中 $\overline{\nu'_i \nu'_k}$ 是应力分量, $\overline{\nu'_i T'}$ 是热流分量。

可以看出, 代数应力模型 (扩展的 $K-\epsilon$ 模型) 保留了紊流各向异性的基本物理特征, 比常规的 $K-\epsilon$ 模型仅仅多了一些代数表达式, 而且无需单独给定应力分量和热流分量的边界条件, 因为这些应力及热流分量都是 K 、 ϵ 、速度梯度和温度梯度的已知函数, 所以只要给定 K 、 ϵ 、 ν_i 和 T 等变量的边界条件就能满足方程求解的需要。

2. 代数应力模型的求解 一般求解代数应力方程采用的是双源项法。这类方法在 K 及 ϵ 方程中仍保留原来的紊流粘性 (各向同性) 项, 另外再加入一项新的源项。这样 K 方程可写成如下形式

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_k}(\rho \nu_k K) = - \frac{\partial}{\partial x_k} \left(\Gamma_K \frac{\partial K}{\partial x_k} \right) + S_K + S'_K \quad (3-31)$$

其中 S'_K 是由于各向异性效应而造成的源项, 即

$$S'_K = \frac{\partial}{\partial x_k} \left(\rho c_\epsilon \frac{K}{\epsilon} \overline{\nu'_k \nu'_i} \frac{\partial K}{\partial x_k} \right) - \frac{\partial}{\partial x_k} \left(\Gamma_K \frac{\partial K}{\partial x_k} \right) \quad (3-32)$$

$$\Gamma_K = c_\mu \rho K^2 / (\epsilon \sigma_K) \quad (3-33)$$

对 ϵ 方程可做类似的处理。然后按照下面的顺序求解。

(1) 先令 $S'_K = 0$, 解 K 、 ϵ 方程, 即先用通常的 $K-\epsilon$ 模型求解, 找出初步值的 K^* 、 ϵ^* 以及相应的时均速度场 ν_i^* 等。

(2) 将以上的初步值代入到各应力分量的代数式中, 算出 S'_K 和 S'_ϵ 的值。

(3) 将 S'_K 和 S'_ϵ 乘以某个小于 1 的系数 (一般取 0.3 左右), 然后代入到 K 、 ϵ 方程中重新计算, 得到新值 $K^{(1)}$ 、 $\epsilon^{(1)}$ 、 $\nu_i^{(1)}$ 等。

(4) 用 (3) 求得的新值重新计算出 S'_K 和 S'_ϵ 。

(5) 对上述计算步骤进行迭代, 直至得到最后收敛的解。

3.3.3 低雷诺数 Re 紊流模型和壁面函数法

上述两种基于 $K-\epsilon$ 双方程的紊流模型和有关的常数都是在远离壁面或靠近壁面的旺盛紊流流动条件下得出的, 可以称作高雷诺数 Re 的模型。也就是说 K 方程及 ϵ 方程仅适用于紊流雷诺数 Re_t 足够大的区域。这里紊流雷诺数 Re_t 定义为

$$Re_t = \rho K^2 / (\mu \epsilon) \quad (3-34)$$

在铸件充型过程的数值模拟中, 紊流计算不可避免地要涉及到铸型壁面及覆盖在壁面上的边界层。根据边界层的结构特征, 在贴近固体壁面处存在着粘性底

层及过渡区, 此处紊流雷诺数 Re_t 已经很小, 雷诺应力与分子粘性应力有同样的数量级, 显然对壁面附近区域的计算必须考虑分子粘性的影响, 若将上述高雷诺数 Re 的 $K-\epsilon$ 双方程模型应用到壁面附近区域的计算中去, 必须做出修正, 或对壁面附近的紊流粘性系数做出特殊的处理。

1. 低雷诺数 Re 模型 低雷诺数紊流模型要应用到靠近壁面的粘性层区域, 必须在三个方面做出修正

(1) 在 K 和 ϵ 的输运方程中, 必须考虑到分子扩散项。

(2) 在低 Re_t 区域内, c_μ 和 c_2 等某些系数不应该是常数, 而应该是紊流雷诺数的函数。

(3) 需要考虑壁面耗散的非各向同性, 在 K 和 ϵ 方程中加入修正项。

据此, 得出适用于壁面粘性区的低雷诺数 Re 的模型。

低雷诺数 Re 模型的紊流脉动动能 K 方程和紊流脉动动能耗散率 ϵ 方程分别是

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho K) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i K) = \frac{\partial}{\partial x_i} \left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_K} \right) \frac{\partial K}{\partial x_i} \right] + p_K - \rho \epsilon - 2\mu \left(\frac{\partial K^{1/2}}{\partial h} \right)^2 \quad (3-35)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(\rho \epsilon) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho u_i \epsilon) = & \frac{\partial}{\partial x_i} \left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\epsilon} \right) \frac{\partial \epsilon}{\partial x_i} \right] + \\ & (c_1 f_1 p_p - c_2 f_2 \rho \epsilon) \frac{\epsilon}{K} + 2 \frac{\mu \mu_t}{\rho} \left(\frac{\partial^2 u}{\partial h^2} \right)^2 \end{aligned} \quad (3-36)$$

这里 $i = 1, 2, 3$, h 是固体壁面的法线方向。

$$\mu_t = f_\mu c_\mu \rho K^2 / \epsilon$$

$$f_1 = 1.0$$

$$f_2 = 0.3 \exp(-Re_t^2)$$

$$f_\mu = \exp[-2.5/(1 + Re_t/50)]$$

从低雷诺数 Re 模型的 K 方程中可以看到, 非定常项和对流项与高雷诺数 Re 模型的 K 方程的对应项是相同的, 而扩散项中的扩散系数写成了 $\mu + \mu_t/\sigma_K$, 这是由于在旺盛紊流区 μ 比 μ_t 小得多, 因而不必考虑, 而在壁面区 μ_t 很快下降, 由分子运动引起的流体动力粘度 μ 对紊流脉动动能扩散的影响必须考虑。当进入粘性底层时, μ_t 已经很小, 起作用的只有 μ 。在 K 方程的源项 S_K 中, 紊流脉动动能的产生项 G_K 没有改变, 而减少项中增加了 $-2\mu (\partial K^{1/2}/\partial h)^2$, 这是为了使 K 方程和 ϵ 方程在固体壁面处的边界条件能够取为零值。

2. 壁面函数法 低雷诺数 $K-\epsilon$ 双方程类的紊流模型可以一直用到贴近壁面的地方, 并获得较为满意的解, 但近壁区需要划分很多计算单元, 这样降低了计算效率。为了能够处理贴近壁面的区域, 而又不增加太多的计算量, 可以采用另

外一种简单的方法，即壁面函数法。

壁面函数法的思想是在紊流核心区仍采用高雷诺数 $K-\epsilon$ 模型，而且将第一内节点直接布置在旺盛紊流区域内，近壁影响全部集中在第一内节点所在的控制体内，尽管那里的速度变化剧烈，但速度梯度仍然按照第一内节点与壁面的一阶差分来计算，关键的措施是根据经验和半经验的方法合理地选择各方程在边界节点处的扩散系数或边界第一内节点的值，使之能够近似地反映近壁区的全部影响。近壁区内有因次速度的分布似乎分散无序，但无因次速度却有规律可循。无因次速度 u^+ 和无因次法向距离 y^+ 的定义分别是

$$u^+ = u/u^*$$

$$y^+ = yu^* \rho/\mu$$

其中， u^* 是壁面摩擦速度， $u^* = \sqrt{\tau_w/\rho}$ 。

近壁流动可以分为三层：粘性底层、过渡层和旺盛紊流层。粘性底层内无因次速度呈线性分布，旺盛紊流区的无因次速度呈对数规律分布。为了计算方便，把近壁区简化为粘性底层和对数规律层两层。为了合理选择边界节点扩散系数，现在考察图 3-5 所示的沿 x 方向的近壁离散网格。图中 B 为壁面的边界节点， I 为第一内节点。

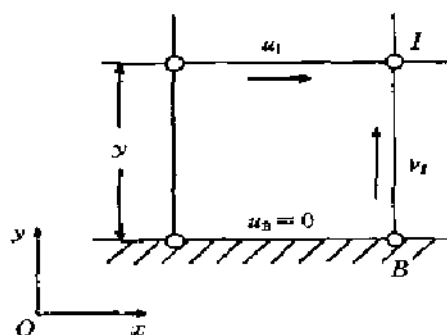


图 3-5 壁面函数法示意图

下面以二维情况为例，逐个方程加以讨论。

对于 v 方程，由于壁面无滑移及不可穿透条件 $(\partial v/\partial y)_B = 0$ ，故应取壁面扩散系数 $\Gamma_B = 0$

对于 u 方程，壁面切应力的定义为 $\tau_w = \mu (\partial u/\partial y)_B$

其中壁面上的速度梯度 $(\partial u/\partial y)_B$ 是未知的，如果希望用第一内节点速度 u_1 和壁面速度 $u_B = 0$ 的一阶差分来代替这个速度梯度，那么壁面切应力成为

$$\tau_w = \Gamma_B u_1/y$$

这里引入壁面当量扩散系数 Γ_B ，目的是使上式计算的壁面切应力与壁面附近复杂速度分布下的实际切应力保持相等。

将无因次速度和无因次法向距离的定义代入上式，得

$$\Gamma_B = \mu y^+ / u^*$$

由于将第一个内节点布置在对数规律层内，所以有

$$\Gamma_B = \frac{\mu y^+}{2.5 \ln(9y^+)} \mu y^+ / u^*$$

可见 u 方程边界扩散系数 Γ_B 取决于第一内节点的无因次距离 y^+ ，计算 y^+ 要先确定 u^+ 的值。近似认为近壁边界层中压应力 τ 与壁面上的切应力相等，并

认为边界层流动脉动动能的产生和耗散相平衡, 这时可以得到

$$u^* = \sqrt{\tau_w / \rho} = c_\mu^{1/4} K^{1/2} c_K$$

$$y^* = \rho K^{1/2} c_\mu^{1/4} y / \mu$$

对于 K 方程, 如果第一内节点设置在粘性底层内贴近壁面的地方, 可以取 $K_w = 0$ 作为边界条件, 但按壁面函数法的要求, 将第一内节点布置在对数规律层, 那里 K 的产生与耗散都比向壁面的扩散大得多, 因而取 $(\partial K / \partial y)_w = 0$ 更为合理, 即要求 $\Gamma_B = 0$ 。

对于 ϵ 方程, 贴近壁面处紊流紊动动能 K 和长度尺度 L 同时趋近于零, 使得壁面上的 ϵ 难以确定。事实上紧贴壁面处 K 趋近于零而相应的耗散率 ϵ 应趋近于无穷大。为了避免给 ϵ 赋值的困难, 可直接用一个代数关系式来计算第一内节点 ϵ_1 值。利用混合长度理论来确定这里的长度尺度 L_1 , 从而能够得到

$$\epsilon_1 = \frac{c_\mu^{3/4} K_1^{2/3}}{0.4 y_1}$$

对内节点赋以给定的值只能通过设置一个大源项来实现, 为此取第一内节点的源项为

$$(S_\epsilon)_1 = 10^{30} \epsilon_1$$

$$(S_\epsilon)_1 = -10^{30}$$

由于取了大源项, ϵ 方程中的对流项和扩散项比源项小得多, 因而可以忽略, 起作用的只是源项, 最后得到的解就能保证是所选择的 ϵ_1 值。这时边界值和边界扩散系数也不再有意义, 故可取 $\Gamma_B = 0$ 。

至此, 壁面函数法中各个方程在固体壁面处的扩散系数或边界内节点值已经确定, 方程可以求解。

3.3.4 紊流模拟实例

英国 Birmingham 大学 Campbell 教授等人设计了一组专门用于检验铸件充型凝固过程数值模拟的数学模型及计算程序正确性的试验, 紊流模拟的验证是试验重点考察的内容之一。国内外的许多充型过程模拟软件均以该试验作为基准测试 (Benchmark test) 对象。邱伟等对该试验的例子运用紊流模型进行了计算。计算采用了两种紊流模型, 即分别采用 $K-\epsilon$ 双方程紊流模型和代数应力方程模型进行了计算。作为对比, 也采用层流模型进行了计算。计算结果如图 3-6 和图 3-7 所示, 其中图 3-6 是采用 $K-\epsilon$ 双方程紊流模型计算得到的结果, 图 3-7 是采用代数应力方程得到的结果。两组计算结果都与试验结果一致。

若不采用紊流模型, 则得到如图 3-8 所示的结果。液流在进入型腔时冲向型腔的左侧, 这与试验结果不相符。因为横浇道底部的高速液流不能与从端部返回的液流相混合, 因而返回的液流到达内浇道时, 冲向型腔右侧。根据国外的模拟

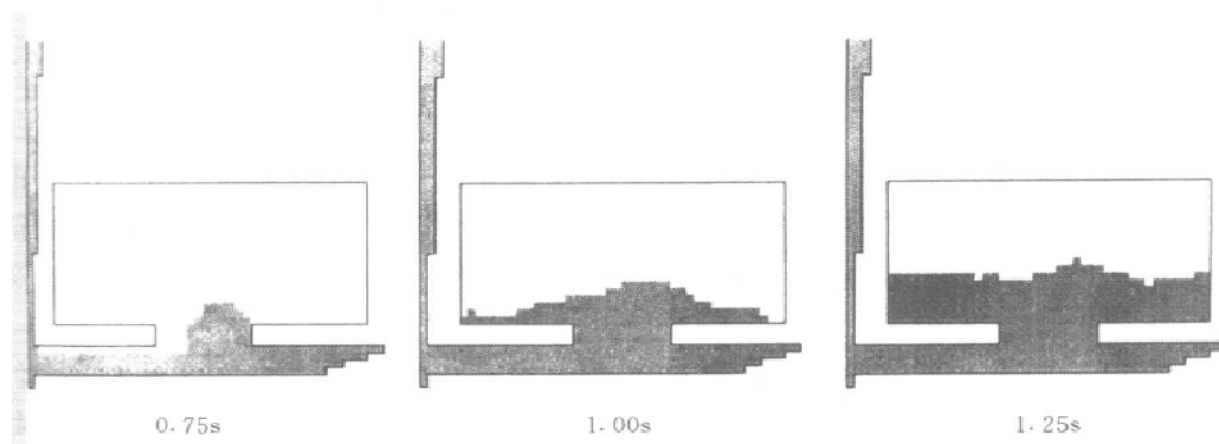
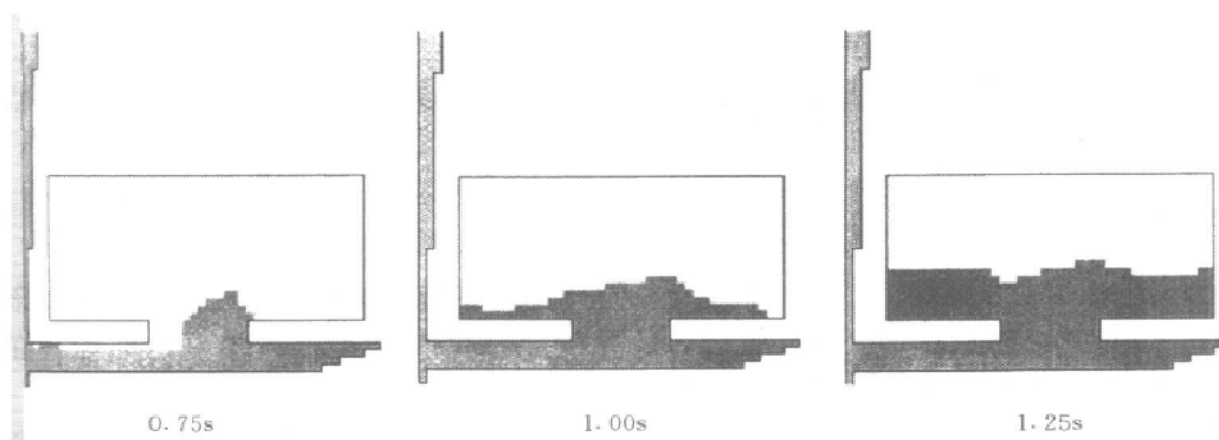
图 3-6 $K-\epsilon$ 双方程模型模拟结果

图 3-7 代数应力模型模拟结果

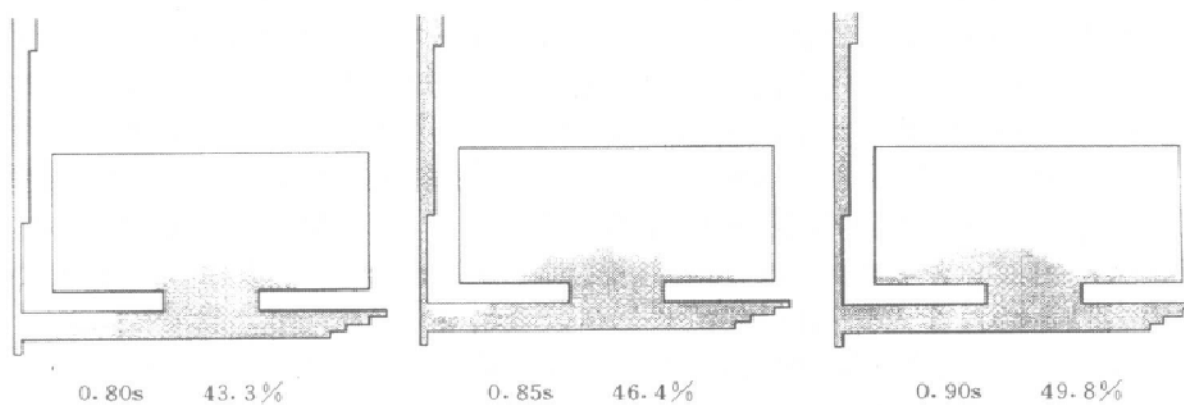


图 3-8 层流模型模拟结果

程序对此试验的模拟计算结果看，当使用紊流模型时，才能对此算法例做出较好的模拟；而如果不考虑紊流，那么层流模型无论用低粘度还是高粘度，都得不到正确的结果。Birmingham 大学的研究者给出了三种模型计算结果的示意图，如图 3-9 所示。采用低粘度层流模型计算结果如图 3-9a 所示，采用高粘度层流模型则得到图 3-9b 所示的结果，而采用紊流模型的模拟结果如图 3-9c 所示。

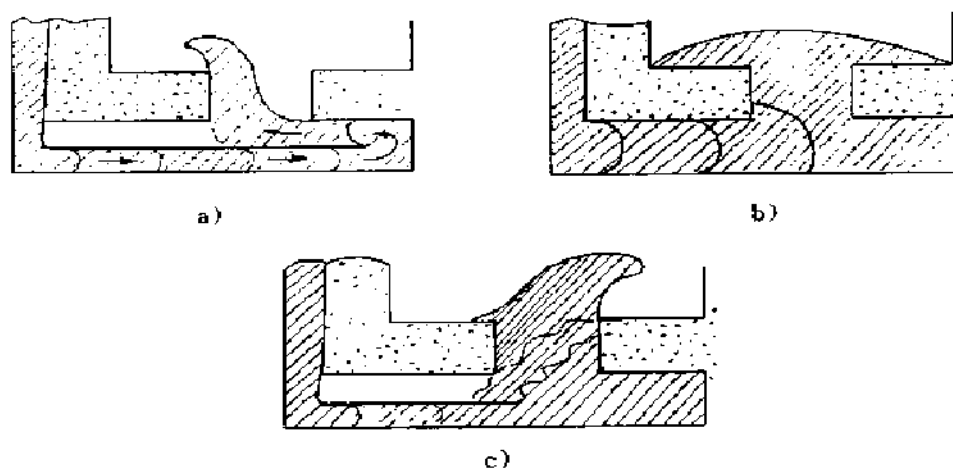


图 3-9 三种流动模型计算结果比较

a) 低粘度层流模型 b) 高粘度层流模型 c) 紊流模型

3.4 铸件凝固过程温度场模拟

凝固是一个非常复杂的物理化学过程，是由包括热量传输、动量传输、质量传输及相变等一系列过程耦合而成的。前面已经介绍过，要精确地模拟凝固过程，必须求解连续性方程、Navier-Stokes 方程、Fourier 方程及质量传输方程等。但是将所有这些过程耦合在一起进行求解，在目前还是非常困难的。在满足实际要求的前提下，为使问题简化，我们应就某一特定要求，对主要过程进行模拟。在一般情况下，若铸件充型时间和整体凝固时间相比很短时，常常可以假设铸型是瞬时充满的，这时只需计算温度场即可。当铸件壁很薄或充型时间和凝固时间相差不多时，必须耦合充型过程流场模拟进行初始温度场计算，然后再进行凝固过程温度场模拟。温度场模拟是预测缩孔缩松形成、微观组织形成以及热裂、变形等的基础。经过多年的发展，温度场模拟技术已经比较成熟。但在模拟计算大型薄壁铸件以及精确成形铸件的温度场时，如何进一步提高计算效率、缩短计算时间仍有待进一步研究。

3.4.1 传热问题的基本方程

铸件/铸型系统的传热过程是通过高温金属的辐射传热、液体金属与铸型的

对流换热（包括铸型表面与大气的对流换热）、金属向铸型导热三种方式综合进行的。

1. 热传导 液体金属充满铸型后，金属和铸型之间的导热主要以不稳定导热方式进行。三维不稳定导热的控制方程为

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} \quad (3-37)$$

式中， ρ 为密度 (g/cm^3)； c_p 为定压比热容 (J/kgK)； T 为温度 (K)； t 为时间 (s)； λ 为热导率 ($\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$)； $\dot{Q}$ 为源项， $\dot{Q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t}$ ； L 为熔化潜热 (J/kg)； f_s 为固相率； x, y, z 为坐标 (m)。

2. 对流换热 液体金属与铸型内壁，铸型外壁与周围空气，以及液体金属内部都有对流换热过程。对流换热用 Newton 冷却定律描述

$$q = \alpha(T_f - T_w) \quad (3-38)$$

式中， α 为对流换热系数； T_f 为流体的特征温度； T_w 为固体边界温度。

对流换热比只有热传导复杂，在实际计算中常加以简化。

3. 辐射换热 铸件、铸型和大气之间的换热除传导和对流外，还有辐射换热，特别是在静止空气中冷却时，铸件或铸型表面与大气之间换热主要以辐射方式进行。辐射换热遵循 Stefan-Boltzman 定律

$$q = \epsilon \sigma_0 T_s^4 \quad (3-39)$$

式中， T_s 为表面的绝对温度； ϵ 为辐射黑度； σ_0 为 Stefan-Boltzman 常数。

3.4.2 传热方程的离散化

描述传热、传质问题的微分方程常常是一组复杂的非线性偏微分方程。除了极少数非常简单的情形外，很难获得这些偏微分方程的解析解。通常采用数值计算方法来求解偏微分方程。为此首先须将传热控制方程离散化。离散化方法常用的有有限差分法、有限元法和边界元法。有限元法和边界元法由于能够处理较为复杂的物体以及在边界节点获得较精确的解而受到越来越广泛的重视。但是，就方法发展成熟的程度、实现的难易以及应用的广泛性等方面而言，有限差分法仍占相当优势。本书中的传热计算方法主要采用有限差分法。对方程式 (3-16) 采用有限差分离散后可得到如下的方程

$$T_{i,j,k}^{t+\Delta t} = T_{i,j,k}^t + \sum_{n=1}^6 \{ W_n(i,j,k) [T_n^t(i,j,k) - T^t(i,j,k)] \} + \frac{L_{i,j,k}}{c_{pi,j,k}} \cdot \frac{\partial f_{i,j,k}}{\partial t} \cdot \Delta t \quad (3-40)$$

式中

$$W_1(i,j,k) = \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta x [R_{i+1,i} + \Delta x / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta x / (2\lambda_{i+1,j,k})]]$$

$$W_2(i,j,k) = \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta x [R_{i-1,i} + \Delta x / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta x / (2\lambda_{i-1,j,k})]]$$

$$\begin{aligned}
W_3(i, j, k) &= \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta y [R_{j+1,j} + \Delta y / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta y / (2\lambda_{i,j+1,k})]] \\
W_4(i, j, k) &= \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta y [R_{j-1,j} + \Delta y / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta y / (2\lambda_{i,j-1,k})]] \\
W_5(i, j, k) &= \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta z [R_{k+1,k} + \Delta z / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta z / (2\lambda_{i,j,k+1})]] \\
W_6(i, j, k) &= \Delta t / [\rho_{i,j,k} c_{pi,j,k} \Delta z [R_{k-1,k} + \Delta z / (2\lambda_{i,j,k}) + \Delta z / (2\lambda_{i,j,k-1})]] \\
T_1^*(i, j, k) &= T^i(i+1, j, k); \quad T_2^*(i, j, k) = T^i(i-1, j, k); \\
T_3^*(i, j, k) &= T^i(i, j+1, k); \quad T_4^*(i, j, k) = T^i(i, j-1, k); \\
T_5^*(i, j, k) &= T^i(i, j, k+1); \quad T_6^*(i, j, k) = T^i(i, j, k-1)。
\end{aligned}$$

对于辐射换热单元有

$$\begin{aligned}
T^{i+\Delta t}(i, j, k) &= T^i(i, j, k) + \sum_{n=1}^4 \{ W_n(i, j, k) \cdot [T_n^*(i, j, k) - T^i(i, j, k)] \} \\
&\quad + 2W_6(i, j, k) \cdot [T^i(i, j, k-1) - T^i(i, j, k)] \\
&\quad + \frac{2\Delta t \cdot \varepsilon \cdot \sigma_0}{\rho_{i,j,k} \cdot c_{pi,j,k} \cdot \Delta z} \{ T_7^i - [T^i(i, j, k)]^4 \} + \frac{L_{i,j,k}}{c_{pi,j,k}} \cdot \frac{\partial f_{i,j,k}}{\partial t} \cdot \Delta t
\end{aligned} \quad (3-41)$$

由式 (3-40) 和式 (3-41) 即可计算铸件/铸型系统任一节点在任一时刻的温度。

3.4.3 差分格式的稳定性讨论

上面我们得出了计算铸件/铸型系统任一节点温度的显式差分方程式 (3-40) 和式 (3-41)，从中可以看出，只要知道任一节点在时刻 t 的温度，即可求出该节点在时刻 $t + \Delta t$ 的温度，即每个节点方程能独立求解，整个计算过程十分简便。但是该方法的稳定性和收敛性强烈地受时间步长和空间步长的影响。从数学上可以证明，在适当的条件下，从稳定性可以推出收敛性，即稳定是收敛的充要条件。对于三维直角坐标，可以证明其稳定性条件为

$$F_0 = \alpha \cdot \Delta t \cdot \left[\frac{1}{(\Delta x)^2} + \frac{1}{(\Delta y)^2} + \frac{1}{(\Delta z)^2} \right] \leq \frac{1}{2} \quad (3-42)$$

式中， F_0 为 Fourier 数； α 为热扩散系数， $\alpha = \lambda / \rho c_p$ 。

由式 (3-42) 我们可求得满足稳定性条件的最小时间步长

$$\Delta t_{\min} = \frac{\rho c_p}{2\lambda} \cdot \frac{1}{[1/(\Delta x)^2 + 1/(\Delta y)^2 + 1/(\Delta z)^2]} \quad (3-43)$$

初始条件：若假定铸型瞬时充满，则凝固开始时铸件各点温度均等于浇注温度；若考虑充型过程的影响，则凝固开始时铸件各点温度按初始温度场分布来进行计算。

边界条件：按第二类边界条件处理，当取对称部分进行计算时，对称面按绝

热边界处理。

潜热处理：一般采用温度回升法、热焓法和等价比热法。本书中将温度回升法和等价比热法结合起来使用。图 3-10 为凝固 10min 时轴承座铸件温度场的模拟结果。

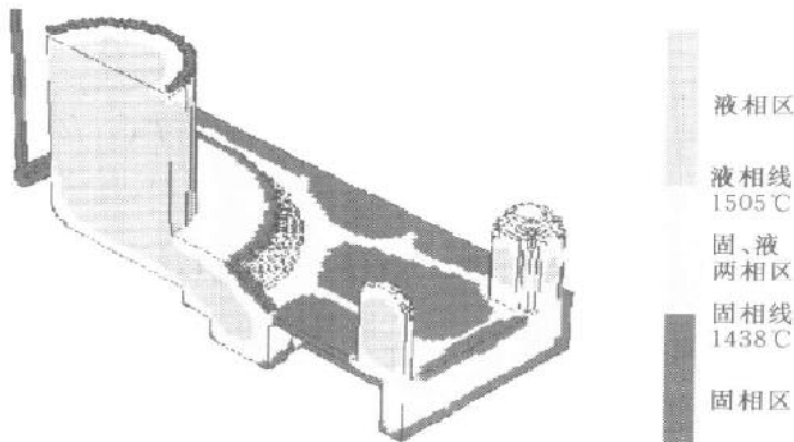


图 3-10 轴承座铸件的温度场计算结果

3.5 铸件凝固过程缩孔、缩松形成预测

铸件缩孔、缩松形成的模拟预测是控制铸件内部质量的重要手段之一，也是铸件充型凝固过程数值模拟软件的主要功能之一。目前国内外常用的凝固模拟软件中均提供了多种判据用于铸件缩孔、缩松预测。但是，目前大多数判据均是用于铸钢件或不含石墨的铸造合金时比较有效，由于含石墨铸铁在凝固时要析出比体积较大的石墨，因此铸铁在凝固时的体积变化较铸钢等复杂得多，必须采用专用判据。

铸钢件缩孔、缩松预测判据经过多年的发展，从最初的定性的温度场热节法，发展到后来的 E.Niyama 提出的 $G/\sqrt{R}$ 法，再到后面的各种定量预测方法，无论是从预测精度还是使用范围来看，均达到了较高的水平，可以有效地预测铸件中的缩孔、缩松，为优化铸造工艺、降低铸件废品率提供了可靠的保证。

而铸铁件，特别是球墨铸铁件缩孔、缩松的预测一直缺乏可靠有效的判据。1994 年，李嘉荣等在大量试验的基础上提出了一种定量预测球墨铸铁件缩孔、缩松的判据，该判据考虑了化学成分、铸型刚度等影响。随后，李文珍等基于球墨铸铁微观模拟模型提出了球墨铸铁缩孔、缩松定量预测判据。国外也有一些研究工作者提出了定量计算球墨铸铁件凝固过程中体积变化的模型。目前，球墨铸铁缩孔、缩松预测方法已部分投入实用化。

3.5.1 铸钢件缩孔、缩松预测

众所周知,金属凝固时,液态收缩和液—固相线之间的体积收缩即凝固收缩是形成缩孔及缩松的主要原因。当补缩通道畅通、枝晶没有形成骨架时,体积收缩表现为集中缩孔(一次或二次),且位于铸件可流动单元的上部;而当枝晶形成骨架、宏观补缩通道被堵塞时,被枝晶分割包围的液体部分的体积收缩表现为缩松(枝晶范围内)。固态收缩对缩孔、缩松的形成影响不大,因此可不考虑固态收缩。

铸件在实际凝固过程中,当金属从液态转变为固态时,原子间距要大大减小,在宏观方面表现为体积要减小,即发生收缩。当铸件发生收缩时,剩余可流动液体将对收缩部分进行自动补缩,这时在重力作用下,液体将自动由顶向下流动进行补缩,即表现为宏观的液面降低。因此假定冒口或铸件最高部位液面的下降量等于铸件(包括冒口本身)的凝固收缩量,称为等效液面下降法(Equivalent Liquid Surface Descending Method,简称为ELSDM)。冒口或铸件中的金属液面降低后,原来充满金属液的部分将变为一个空腔(充满空气),这个空腔即为一次缩孔,若铸件一次缩孔下部出现与一次缩孔不相连通的二次缩孔,则该缩孔由于常常被 H_2 或 CO_2 等气体充满,故又可称其为气孔。这时铸件已凝固或正在凝固的单元与缩孔单元之间的热交换将由原来铸件自身单元之间变为铸件与大气(或其他气体)单元之间(铸件和缩孔边界单元)以及气体与气体单元之间(缩孔内部单元)的热交换,即传热性质发生了变化。这时需要重新设置边界条件,原来是铸件自身单元之间传热,现在变为铸件与气体边界单元以及大气单元之间的换热。传热方面的变化是由收缩引起的。对于大型铸件,由于收缩量很大,往往需要进行多次浇注即需多次补浇。但每次补浇应在何时进行、补浇量是多少,这些因素如能事先确定对于浇注工艺的优化是非常重要的。这就要求我们能在数值模拟过程中随时计算缩孔体积及补浇量并能很方便地输出结果,补浇量 = 缩孔体积 $\times$ 金属液密度。

随着凝固的进行,单元固相分数不断增加,液相分数不断减少,当单元固相率大于临界流动固相率时,该单元便成为不可流动单元,因此就不能参与宏观补缩。因此每进行一步计算都应判断哪些单元是可流动单元,哪些是不可流动单元,然后从顶向下减去流动单元,使流动单元减少数等于缩孔单元的增加数,所有缩孔单元的集合就成为一次或二次缩孔,而单元坐标则反映了缩孔的位置。

当枝晶凝固形成骨架时,被枝晶包围的液体体积收缩将形成缩松,对于缩松出现部位,可用新山英辅提出的 $G/\sqrt{R}$ 判据进行判断,当单元的 $G/\sqrt{R}$ 值小于某一临界值时,该单元便是可能出现缩松的单元。所有可能出现缩松的单元的集合就表示了缩松的分布范围。需要注意的是, $G/\sqrt{R}$ 值的大小与单元尺寸大小有关,当网格划分过大时,有时 $G/\sqrt{R}$ 值即使小于临界值,该单元也不会出现缩

松，但缩松形成单元的 $G/\sqrt{R}$ 值一定小于临界值。

铸件凝固过程中，金属液在糊状区的流动是一个非常复杂的物理过程，到目前为止尚无法进行精确的模拟。因此，在等效液面下降法中，对金属液的宏观流动作出如下假设：

- 1) 由于重力作用，金属液自发向下流动。
- 2) 金属液的宏观流动速度远远大于铸件凝固速度。
- 3) 忽略浇注过程中的补缩作用，假定铸型瞬时充满，缩孔体积等于金属液态收缩和固态收缩体积。
- 4) 当固相率小于临界流动固相率时，在液固两相区域内，金属液可以充分流动。

根据上述假设，铸件凝固过程中，缩孔形成过程可用图 3-11 表示。

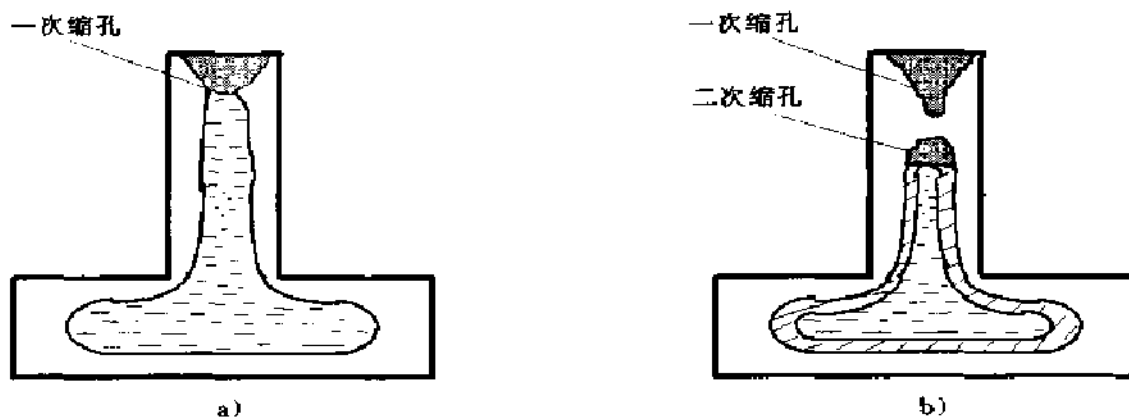


图 3-11 铸件缩孔形成过程

a) 一次缩孔 b) 二次缩孔

□ $0 < f_s < f_{sk}$ ▨ $f_{sk} < f_s < 1$ ▩ $f_s = 1$ ● 缩孔单元

1. 收缩量计算 总的收缩量由单元收缩量之和组成，在时刻 t 到 $t + \Delta t$ 之间，单元 i 的收缩量 ΔV_{si} 用式 (3-44) 计算。时刻 t 到 $t + \Delta t$ 之间铸件的总收缩量用式 (3-45) 计算

$$\Delta V_{si} = \beta \cdot \Delta f_{si} \cdot dx \cdot dy \cdot dz \quad (3-44)$$

$$\Delta V_S = \sum_{i=1}^n \Delta V_{si} + \sum_{j=1}^n \Delta V_{lj} \quad (3-45)$$

式中， β 为凝固收缩率； n 为单元总数； Δf_{si} 为单元 i 的固相率； ΔV_{si} 为单元 i 的固态收缩量； ΔV_{lj} 为单元 j 的液态收缩量。

2. 缩孔形成计算 由于缩孔的形成是连续的，要求在计算过程中随时判断铸件总的收缩量是否大于单元体积，若大于单元体积，则即时从冒口中或铸件最高部位的可流动单元中减去收缩量。因为单元是离散的，所以每次只能减去一个

单元,反复减,直至总收缩量小于1个单元的体积再进行下一个单元的计算。在从冒口中减去收缩量时,首先需要判断被减单元的固相率大小,只有当单元的固相率小于临界流动固相率 f_{sc} 时,该单元才可能流动进行补缩。要精确地确定 f_{sc} 值,目前仍很困难。参考现有资料及通过取不同的值计算比较,目前对钢及铝合金取 $f_{sc}=0.2\sim0.33$;其余材料的 f_{sc} 值可参考有关资料进行选取。当然最好是取几个可能的值进行多次运算,通过分析比较从中选取最适当的 f_{sc} 值。这也是数值模拟的优点之一。缩孔形成后,缩孔与铸件单元将由不同物质组成,这时将不断有新的边界层形成,传热特性及温度场都将发生改变,并将影响到以后的计算,为此必须对新的边界层随时进行设定,即重新设定边界条件。

3. 边界条件的重新设置 一般在温度场计算程序中可以专门编写一个子程序用于设置初始条件和边界条件。因此对于冒口中被减去的单元即缩孔单元,只需将其单元分类号重新设置,然后再次执行该子程序,即可对新的边界重新设置。边界重新设置后,铸件的温度场将发生变化,这种变化在实际的凝固过程中将影响缩孔的形状及分布,即加强或减弱缩孔周围单元的散热条件。

4. 缩松形成的预测 对三维温度场来说,需计算每一个节点相邻26个单元的 G 、 R 值,取 $G/\sqrt{R}$ 最大者代表枝晶间补缩能力。当 $G/\sqrt{R}$ 小于某一临界值时单元出现缩松,否则不出现。这个临界值与铸件大小有关,新山英辅认为 $G/\sqrt{R}$ 临界值为1.0,但李文珍等研究发现, $G/\sqrt{R}$ 值与铸件的大小有关,其临界值为0.8~1.10,大件取上限,小件取下限。

从上面的等效液面下降法的技术路线可以看出,该方法没有考虑补缩行为,只限于孤立熔池中的情况,而认为所有的补缩均来自于铸件最高处的可流动单元。该方法把凝固过程中全部收缩量所需的补缩均归结于铸件最顶部的可流动单元,而未考虑是否存在补缩通道,因此往往会带来较大偏差。针对上述问题,贾宝仟和康进武等提出了凝固过程中动态补缩域的技术,可较好地预测在凝固过程中同时出现的任意位置多个孤立补缩域的缩孔、缩松。解决了凝固过程数值模拟常出现的位置较低的侧暗冒口或铸件中可能出现的缩孔不能被正确预测的技术难题。

3.5.2 球墨铸铁缩孔定量预测判据

球墨铸铁的共晶凝固有其本身的特点,这使它的凝固特性与灰铸铁及铸钢有显著的区别,主要表现在:球墨铸铁的共晶凝固温度范围较宽,凝固过程中,在断面上存在相当宽的液-固共存区域;球墨铸铁具有很强的粥状凝固特性,凝固时间比铸钢和灰铸铁长得多;球墨铸铁的石墨晶核多,严重地恶化球墨铸铁的补缩性能;球墨铸铁具有较大的共晶膨胀,凝固过程中,铸型很容易变形(主要是扩大),导致铸件外形尺寸变大。由于球墨铸铁具有上述凝固特点,在实际生产中,球墨铸铁件形成缩孔、缩松的倾向要比灰铸铁大得多。由于球墨铸铁具有比灰铸铁强得多的粥状凝固特性,因此球墨铸铁件中的收缩缺陷主要表现为微观缩松的形式。

如何预测和消除球墨铸铁件的缩孔、缩松缺陷，是球墨铸铁研究领域中的一个重要问题。自从球墨铸铁发明以来，这个问题就受到了研究者的广泛重视，但直到目前仍未获得圆满的解决。关于球墨铸铁缩孔、缩松形成机理的研究，国内外研究工作者已进行了大量的工作。关于球墨铸铁缩孔、缩松形成的预测研究，也有不少文章发表，但都以定性预测为主。

李嘉荣等综合考虑碳当量、孕育、铸件模数和铸型条件的影响，对球墨铸铁缩孔、缩松形成机理进行了系统和全面的研究。研究表明，在影响球墨铸铁缩孔、缩松形成的冶金和工艺因素中，碳当量、孕育、铸件模数和铸型条件的作用较为明显。在试验中综合研究了这四个因素的作用，分别采用干型和湿型做两组三水平的正交试验，试验因素及水平见表 3-2，试样尺寸如图 3-12 所示。试验结果见表 3-3。将浇注温度、碳当量、孕育、铸件模数和铸型硬度对于干型和湿型球墨铸铁件缩孔率影响的试验结果通过多重线性回归，得到了冶金因素和工艺因素对球墨铸铁缩孔率影响的经验公式

表 3-2 试验因素及因素水平

因素 水平	碳当量 CE (质量分数) (%)		孕育剂 I (质量 分数) (%)	模数 M/cm			铸型条件	
	名义	实际		名义	实际		湿型硬度 H	干型硬度
					平均值	变化范围		
1	4.95	4.94	1.4	2.60	2.71	2.69~2.72	75~80	控制其湿型硬 度在 89~90
2	4.65	4.65	1.1	1.85	1.94	1.91~1.97	60~65	
3	3.95	3.92	0.8	1.10	1.22	1.14~1.31	45~50	

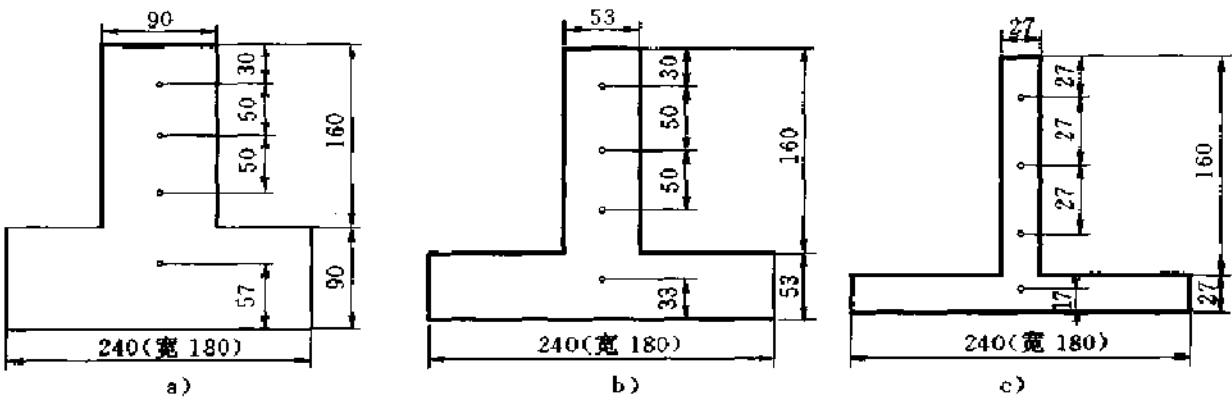


图 3-12 球墨铸铁试块尺寸及测温点分布

干型： $Y = 0.000373t_{\text{浇}} - 16.0686CE + 1.904078CE^2 + 7.769652I - 3.61968I^2 + 1.890684M - 0.38674M^2 + 27.40568$ (3-46)

湿型： $Y = 0.006413t_{\text{浇}} - 0.55608CE + 10.645032I - 4.6597262I^2 + 2.7111647M - 0.51565M^2 - 0.162916H + 0.00119179H^2 - 7.85724$ (3-47)

表 3-3 球墨铸铁铸件的质量、体积、缩孔、缩松体积、密度及缩孔率试验结果

炉次	铸件号	质量/g	体积/cm ³	缩孔、缩松体积/cm ³						密度 ρ /g·cm ³	V_1/V (%)	V_2/V (%)	缩孔率 (V_A/V) (%)
				一次缩孔 V_1	二次缩孔 V_2	顶凹	侧凹	拐角凹	缩松				
2	211	51073.05	7154.29	206.97	17.60	0	0	2.43	0	227.00	7.14	2.893	0.246
	212	29425.41	4106.31	3.57	44.04	12.70	9.23	5.69	0	75.23	7.17	0.067	1.852
	213	15490.37	2188.64	0	15.01	0	8.72	6.91	0	30.64	7.08	0	0.686
	221	50301.32	7063.40	109.86	0	0	0	2.00	0	111.86	7.13	1.558	0
	222	29683.93	4139.21	3.96	25.50	0	6.50	10.80	0	48.76	7.17	0.144	0.616
	223	16491.71	2296.16	0	2.73	0	3.28	1.02	0	7.03	7.18	0	0.119
3	311	50099.97	7143.77	118.00	0	0	0	3.40	0	121.40	7.01	1.662	0
	312	29919.34	4269.13	100.76	0	0	0	7.80	0	108.56	7.01	2.360	0.680
	313	15986.14	2273.73	10.16	15.70	0	0	0	0	25.86	7.03	0.447	0
	321	49966.24	7100.10	0	0	0	0	0	0	0	7.03	0	0
	322	29683.22	4232.60	5.81	0	0	0	0	0	5.81	7.03	0.137	0
	323	17092.19	2431.39	0	1.81	0	0	0	0	1.81	7.01	0	0.074
5	511	49806.56	7122.66	135.94	0	0	0	0	0	135.94	7.03	1.909	0
	512	29078.98	4158.12	79.33	0	0	0	0	0	79.33	6.99	1.908	0
	513	15747.58	2251.23	17.08	0.99	0	5.56	1.30	0	24.93	7.00	0.759	0.044
	521	50666.52	7245.65	28.93	0	0	0	0	0	28.93	6.98	0.399	0
	522	28298.82	4060.79	16.37	0	0	0	0	0	16.37	6.99	0.404	0
	523	17336.72	2467.86	0	0	0	0	2.17	0	2.17	7.03	0	0

式中, Y 为缩孔率 (%); $t_{\text{浇}}$ 为浇注温度 ($^{\circ}\text{C}$); CE 为碳当量 (%); I 为孕育量 (%); M 为模数 (mm)。

对试验铸件进行了解剖, 并用滴定和浮力法精确测定了试验铸件缩孔、缩松的体积。解剖结果见图 3-13 和图 3-14。

在试验基础上, 李嘉荣等提出了球墨铸铁缩孔、缩松形成预测的“收缩膨胀动态叠加法 (DECAM)”, 该法基于 Fe-C 平衡相图, 用杠杆定理计算凝固过程中的收缩和膨胀量, 将收缩和膨胀量进行动态叠加, 可以定量预测球墨铸铁件内部的缩孔、缩松缺陷。李文珍等在进行球墨铸铁微观模拟的基础上, 从微观形核和生长的角度建立了球墨铸铁在凝固过程中的体积变化模型, 并进一步提出了基于微观模拟的球墨铸铁缩孔、缩松定量预测方法——微观模拟法 (MMM)。

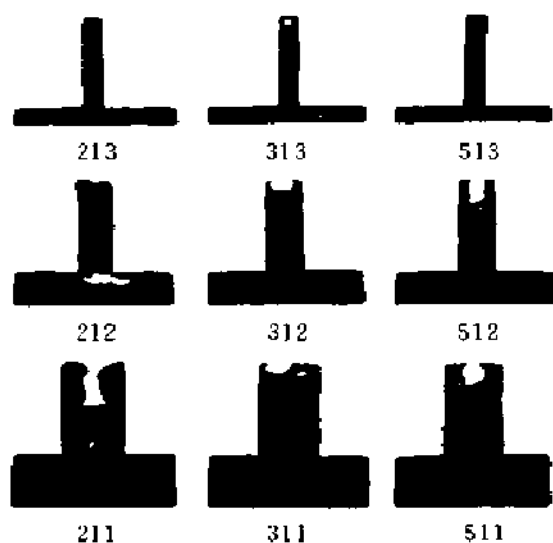


图 3-13 湿型铸件解剖结果

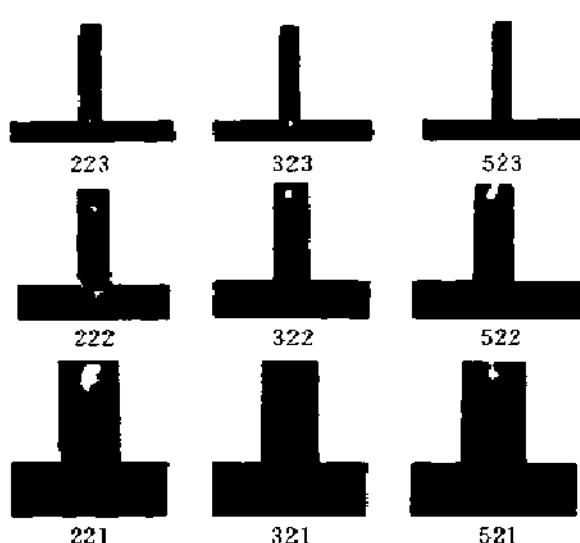


图 3-14 干型铸件解剖结果

假设: 液态球墨铸铁是在良好的冶金条件下凝固, 即球化良好、孕育良好、基体组织无碳化物 ($<3\%$ (体积分数)); 当固相率小于临界固相率 f_{sc} 时铁液可以自由流动, 而固相率小于临界膨胀固相率时铁液可以膨胀; 在石墨化膨胀力的作用下型壁可以移动; 球墨铸铁缩孔、缩松的总体积是由液态收缩、初生石墨膨胀、共晶石墨膨胀、共晶奥氏体收缩以及型壁移动所引起的体积变化所组成。在时间 Δt 内, 球墨铸铁总的体积变化量可以按下面的方程计算

$$\Delta V = \sum \Delta V_{\text{SL}} + \sum \Delta V_{\text{IGP}} + \sum \Delta V_{\text{IGI}} + \sum \Delta V_{\text{IAI}} + \Delta V_{\text{DE}} \quad (3-48)$$

式中, ΔV_{SL} 为单元 i 的液态收缩; ΔV_{IGP} 为单元 i 由于初生石墨析出产生的膨胀; ΔV_{IGI} 为单元 i 在共晶凝固期间析出石墨产生的膨胀; ΔV_{IAI} 为单元 i 析出共晶奥氏体引起的收缩; ΔV_{DE} 为由于型壁移动而产生的体积变化。

各部分体积变化的计算公式如下

$$\Delta V_{\text{SL}} = \alpha_{\text{SL}}(T_i^{\text{L}} - T_i^{\text{L}+\Delta}) V_i \quad (3-49)$$

式中, α_{SL} 为液态体收缩系数; V_i 为单元 i 的体积。

$$\Delta V_{\text{GP}} = \alpha_{\text{GP}} \{ (C_{\text{X}} - C_{\text{E}}) / (100 - C_{\text{E}}) \} \Delta f_{\text{GP}} V_i \quad (3-50)$$

式中, α_{GP} 为初生石墨的体积膨胀系数; Δf_{GP} 为单元 i 析出的初生石墨的增加量

$$\begin{aligned} \Delta V_{\text{GL}} = & \alpha_{\text{GL}} \{ (C_{\text{E}} - C_{\text{Y}}) / (100 - C_{\text{Y}}) \times (100 - C_{\text{X}}) / (100 - C_{\text{E}}) \} \\ & \times \{ 1 - \sum (V_{\text{SL}} / V_i) \} \Delta f_{\text{GL}} V_i \end{aligned} \quad (3-51)$$

式中, Δf_{GL} 为单元 i 析出的共晶石墨的增加量。

$$\begin{aligned} \Delta V_{\text{AL}} = & \alpha_{\text{AL}} \{ (100 - C_{\text{E}}) / (100 - C_{\text{Y}}) \times (100 - C_{\text{X}}) / (100 - C_{\text{E}}) \} \\ & \times \{ 1 - \sum (V_{\text{SL}} / V_i) \} \Delta f_{\text{AL}} V_i \end{aligned} \quad (3-52)$$

式中, Δf_{AL} 为单元 i 析出的共晶奥氏体的增加量。

$$\Delta V_{\text{NE}} = V_{\text{NE}}^{\text{L}+\Delta} - V_{\text{NE}} \quad (3-53)$$

基于上述模型, 开发了球墨铸铁缩孔、缩松定量预测的动态收缩膨胀叠加法 (DECAM)。用该方法对浇注的 T 形球墨铸铁铸件的缩孔、缩松进行了模拟并与实际解剖结果进行了比较, 结果如图 3-15 所示。可以看出, 模拟结果和试验结果吻合。

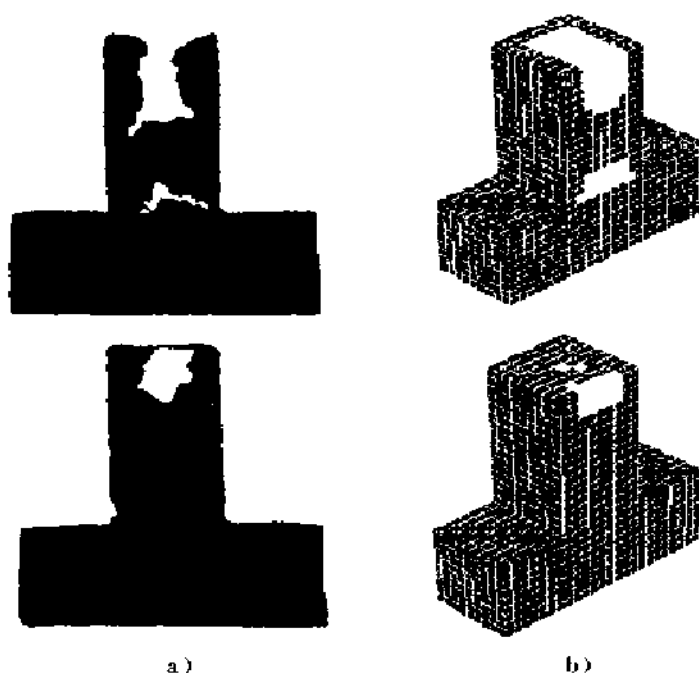


图 3-15 用 DECAM 法预测球墨铸铁铸件的缩孔、缩松

a) 试验结果 b) 模拟结果

3.6 应用实例

铸件充型凝固过程数值模拟软件目前已在国内外得到了较为广泛的应用,其中清华大学研究开发的“铸造之星”软件已在近 50 个工厂推广应用,并在全国建立了七个示范应用单位。大量工程应用实例表明:铸造过程模拟分析技术可以确保铸件质量、优化铸造工艺、缩短试制周期、降低生产成本,因而可以获得显著的经济及社会效益。下面介绍“铸造之星”软件的部分应用实例。

1. 阀体铸钢件充型过程模拟 图 3-16 是某厂生产的 57in 阀体铸钢件的充型过程模拟结果,图中白色部分为空腔。该阀体铸钢件重 1.9t,浇注温度 1580℃,采用砂型铸造。剖分步长为 20mm×20mm×15mm,铸件单元数为 41726,计算单元为 40 万。该铸件壁厚相差较大,为了准确地进行缩孔、缩松预测,首先需要准确地模拟温度场,因此应该在进行充型过程模拟的基础上求出初始温度场后再进行凝固过程温度场模拟和缩孔、缩松预测。

2. 减速器瓦盖铸件缩孔、缩松形成模拟 减速器瓦盖是某汽车厂铸钢分厂生产的铸钢件,材质为 ZG230—450,重 10.5kg。该铸件用于黄河重型载重汽车的减速器,要求铸件本体不得有缩孔、缩松缺陷。进行工艺方案设计时,考虑采用两种工艺:一种不加冷铁,一种在铸件底部放置成形冷铁。如果不加冷铁可以得到健全铸件,则可以减少造型工作量,降低生产成本。对两种工艺方案分别进行了模拟分析,图 3-17 为对两种方案的缩孔、缩松形成情况进行模拟预测的结果。从图 3-17a 可以看出,不加冷铁时,铸件下部出现中心线缩松,即使采用保温冒口也无法消除;而在铸件底部安放成形冷铁后,缩松消除,见图 3-17b。图 3-18 为按上述两种方案进行实际浇注后的解剖结果。对比图 3-17 和图 3-18 可以看出,模拟预测和实际解剖结果相当吻合。从降低废品率来说,必须在铸件底部安放冷铁。目前采用这种工艺生产,瓦盖铸钢件缩孔、缩松基本消除。

3. 中空轴铸钢件 中空轴是某厂生产的 $\phi 2.2\text{m} \times 7\text{m}$ 水泥磨的关键零件,材质为 ZG270—500,铸件重 1600kg。该铸件技术条件要求高,在 R95mm 处不得有裂纹存在,在 $\phi 900\text{mm}$ 轴颈处不得有缩松缺陷。图 3-19 为原工艺方案,在用原方案进行的生产中,废品率高达 90%,回用焊补率达 100%,长期制约该厂的整机生产。利用“铸造之星”凝固模拟软件对原工艺进行了分析,模拟结果见图 3-21。从模拟结果可以看出,在 R95mm 和 $\phi 900\text{mm}$ 轴颈处均出现缩松并且有可能引起热裂。在此基础上,提出如下改进措施:加大冒口尺寸;在 R95mm 处铸型表面贴一层 15mm 厚的铬铁矿砂,形成较厚的表面激冷层,加快该区域的冷却速度,提高凝固初期的初始强度;在 R95mm 区域埋进多圈草绳,提高该处的型砂退让性。改进后的工艺如图 3-20 所示。目前工厂采用改进后的工艺进行生产,

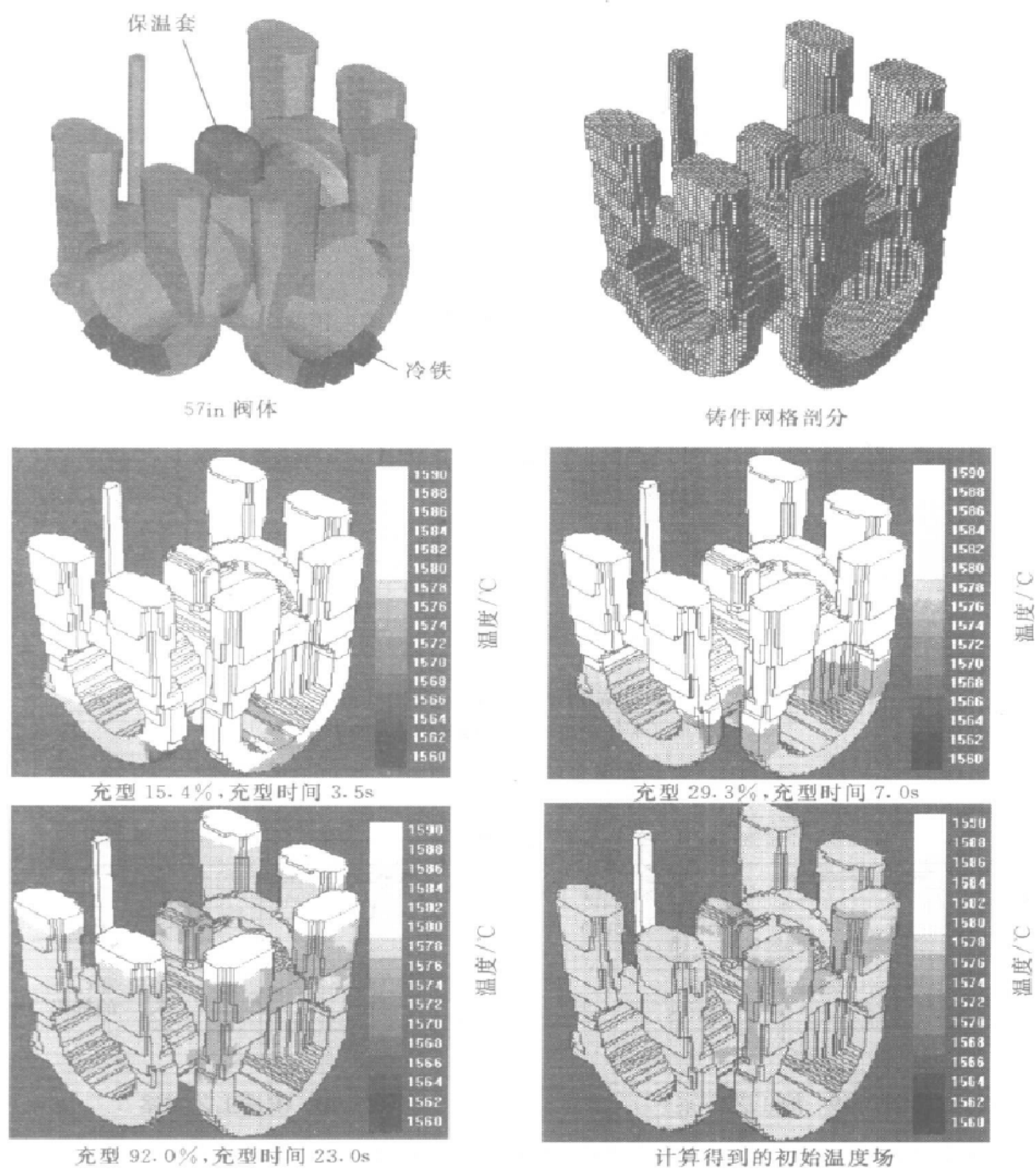


图 3-16 阀体铸件充型过程模拟

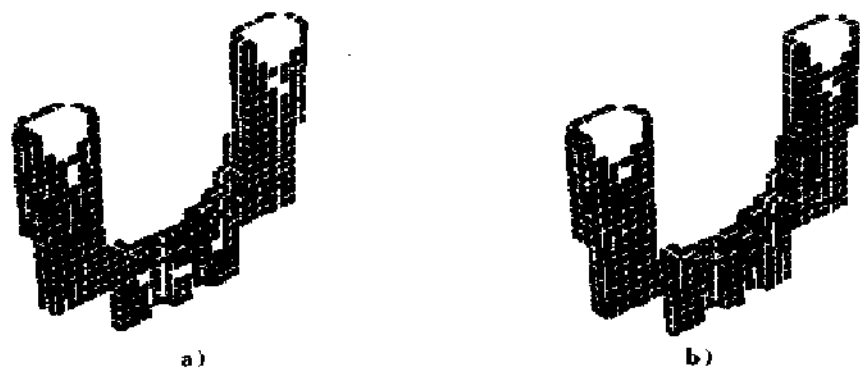


图 3-17 减速器瓦盖铸钢件缩孔、缩松预测
a) 原方案 (未加冷铁) b) 改进方案 (加冷铁)

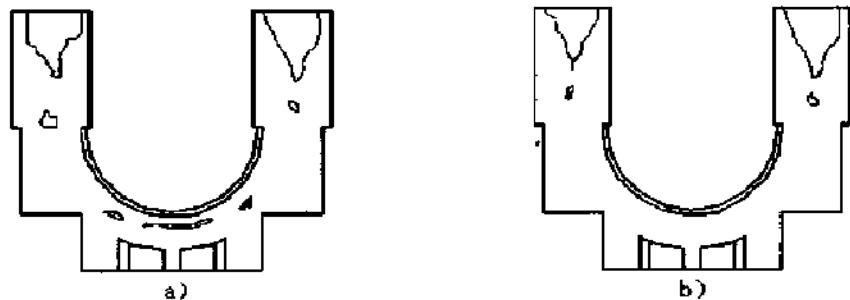


图 3-18 减速器瓦盖铸钢件缩孔、缩松实际解剖结果
a) 原方案 (未加冷铁) b) 改进方案 (加冷铁)

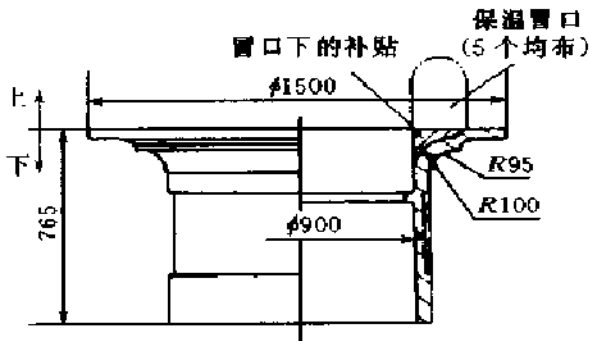


图 3-19 原工艺方案

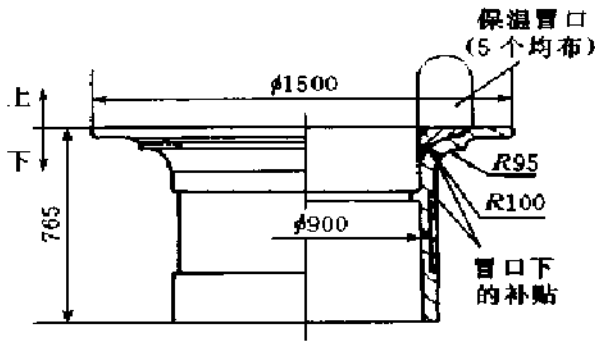


图 3-20 改进工艺方案

废品率大大降低, 解决了工厂长期未能解决的技术关键, 为工厂带来了明显的经济和社会效益。现在, 该厂已把凝固模拟分析作为关键铸件试制生产的质量控制手段。

4. 轮毂球墨铸铁件缩孔、缩松形成模拟 使用动态收缩膨胀叠加法, 对图 3-22 所示的汽车轮毂球墨铸铁件进行了缩孔形成的模拟和工艺改进。铸件的材质

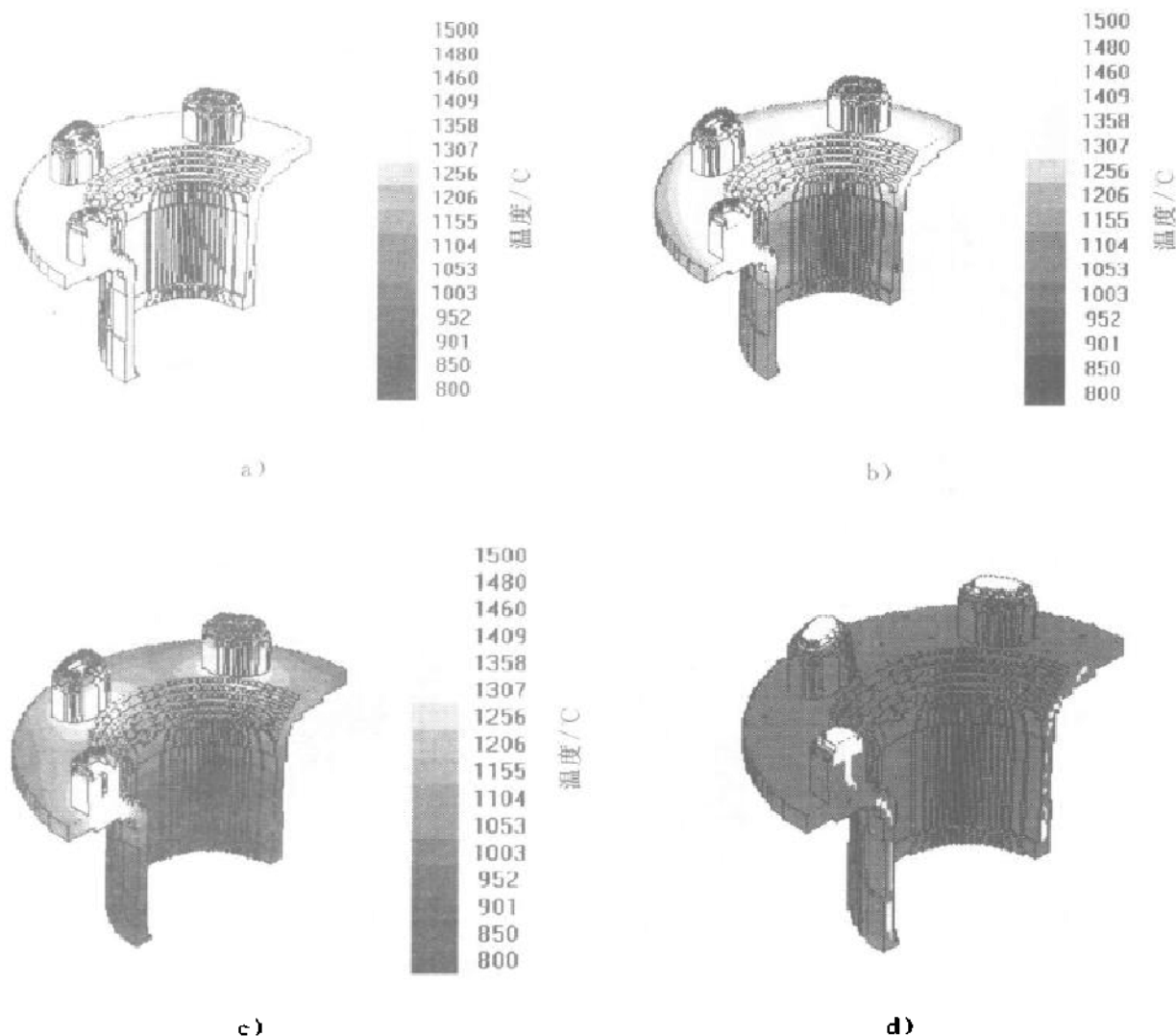


图 3-21 中空轴铸钢件缩孔、缩松形成模拟

a) 20min 时的温度场 b) 50min 时的温度场 c) 90min 时的温度场 d) 缩孔、缩松预测结果

为 QT450—10，重 12kg，在 Z148 水平造型线上一箱 2 件造型后，进行铸造。原工艺为无冒口、无冷铁铸造，改进后的工艺在轮毂的上表面增加了分布一周的冷铁，如图 3-24 所示。

轮毂件在生产线上实际浇注温度为 1350~1390℃，使用呋喃树脂覆膜砂作为铸型和型芯的材料。由于铸件的对称性，选择铸件的一半为模拟对象，模拟的总单元数为 405000，铸件单元数为 13230 个，单元尺寸为 4mm×4mm×4mm，表 3-4 给出了原工艺模拟的热物性参数。图 3-23 和图 3-24 分别为原工艺和改进工艺在浇注后 4min 时的温度分布。

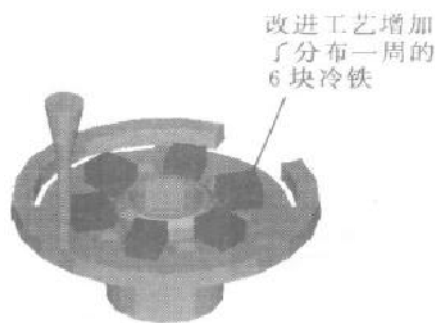


图 3-22 轮毂球墨铸铁件实体图

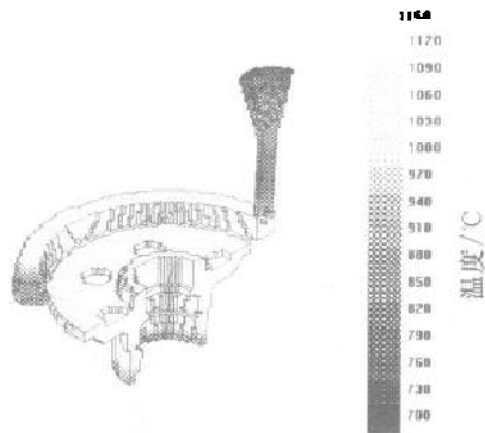


图 3-23 原工艺温度场（浇注 4min）

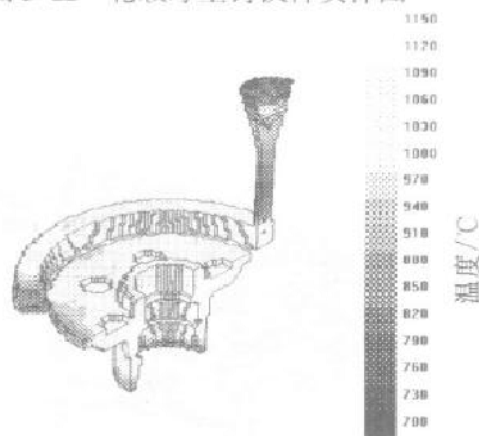


图 3-24 改进工艺的温度场（浇注 4min）

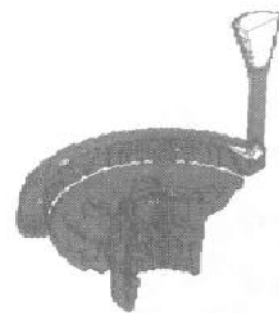


图 3-25 原工艺的缩孔模拟结果

表 3-4 模拟使用的热物性参数

	材质	热导率 $/W \cdot m^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$	密度 $/kg \cdot m^{-3}$	比热容 $/J \cdot kg^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$	结晶潜热 $/J \cdot kg^{-1}$	液相线 温度 $/^\circ C$	浇注 温度 $/^\circ C$	$w(C)$ (%)	$w(Si)$ (%)
铸件	QT450-10	0.3	7100	0.86	235	1180	1380	3.6	2.6
型砂	覆膜砂	0.0107	1600	1.07					
冷铁	灰铸铁	0.428	7500	0.52					
芯砂	呋喃树脂砂	0.0086	1600	1.07					

图 3-25 和图 3-26 为原工艺缩孔模拟的结果。模拟结果显示了在轮毂法兰的热节处出现了缩孔缺陷。对实际铸件取样解剖结果表明，生产轮毂件的法兰热节处均发现不同程度的缩孔缺陷，如图 3-27 所示。比较图 3-26 和图 3-27 可以得出，原工艺缩孔的模拟结果与生产中缩孔的产生情况吻合较好。

根据对原工艺缩孔的模拟和实际铸件的解剖，对原工艺进行了改进，在轮毂的上表面增加了 6 块 $30mm \times 35mm \times 25mm$ 的冷铁，并对改进后的工艺方案进行了

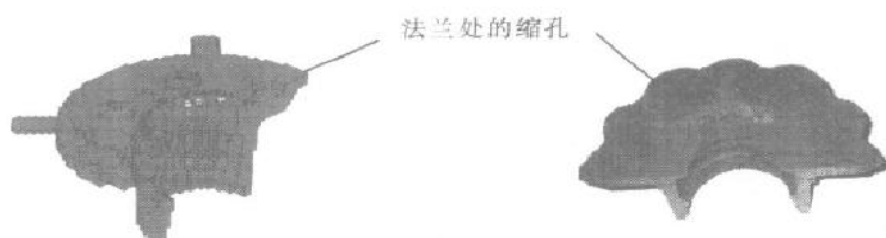
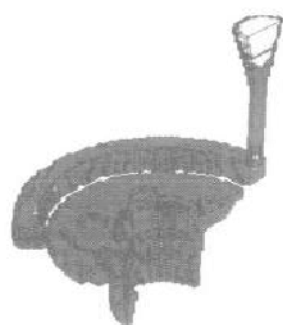
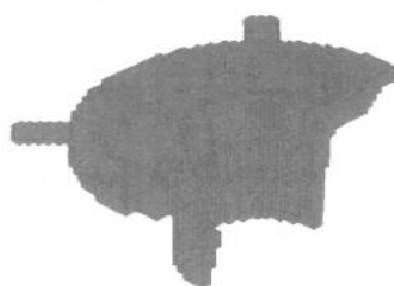
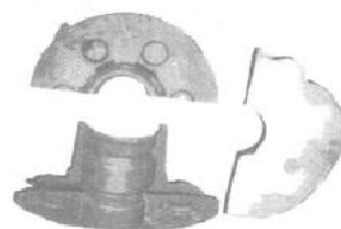


图 3-26 原工艺缩孔模拟结果的剖切图

图 3-27 原工艺生产件的解剖

图 3-28 改进工艺
缩孔模拟结果图 3-29 改进工艺缩孔
模拟结果的剖切图图 3-30 改进工艺生产
铸件的解剖

模拟。图 3-28 和图 3-29 显示了增加冷铁后缩孔的预测结果，图 3-30 为改进工艺后对试制件的解剖结果，两者均表明轮毂法兰热节处的缩孔缺陷倾向明显减小。

5. 大型铸钢件补浇工艺分析 D135A-021112A 高中压外缸下部铸件是一个大型缸体铸钢件，铸件材质为 ZG15Cr2Mo1，全部铸件加上浇冒口近 40t，其实体造型如图 3-31 所示，网格剖分结果如图 3-32 所示。

在实际生产中，由于受到工厂熔化能力的限制，一次出钢量最大为 32t 左右，不能全部浇满。为了在不增加熔炼设备的情况下完成生产任务，制定了补浇

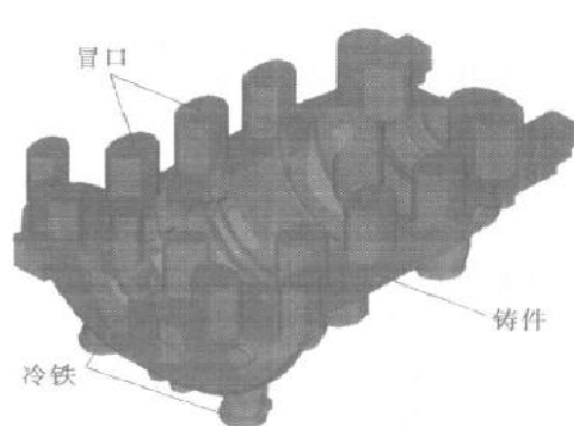


图 3-31 高中压外缸下部铸件三维实体造型

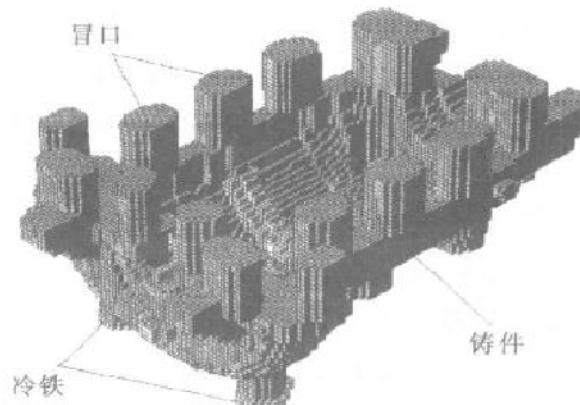


图 3-32 高中压外缸下部铸件网格剖分

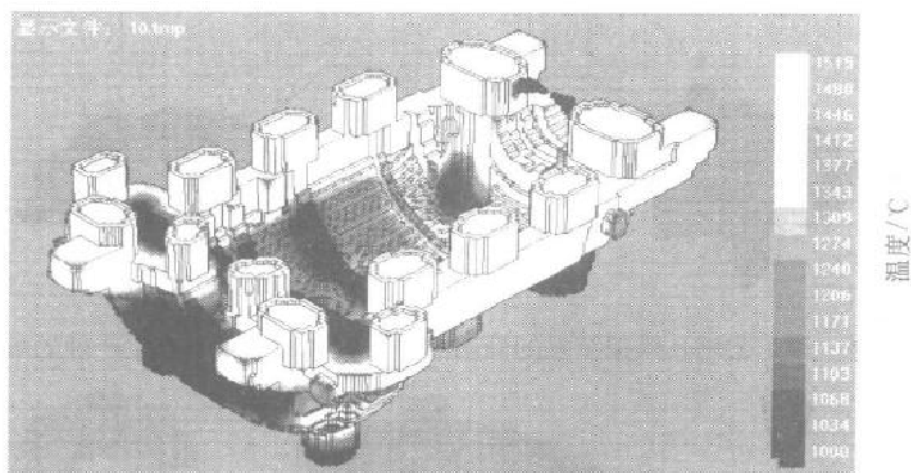


图 3-33 补浇前铸件凝固 50min 温度场

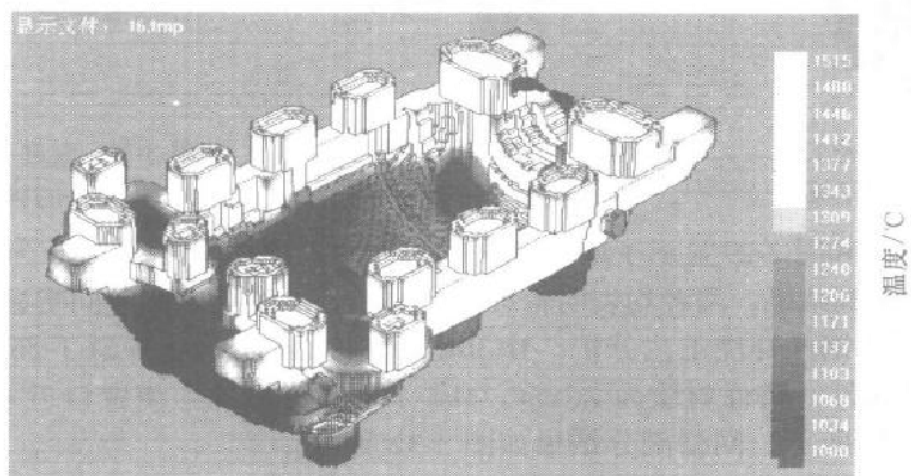


图 3-34 补浇前铸件凝固 80min 温度场

工艺方案：首先浇注 32t 钢液，炼出第二炉钢后再向冒口补浇，完成整个浇注过程。用“铸造之星”软件对该铸件的凝固温度场和缩孔、缩松形成情况进行了模拟。模拟了 50、60、70 和 80 (min) 四个时刻进行补浇的最终温度场分布和缩孔、缩松情况，其中在 50min 和 80min 进行补浇的模拟结果见图 3-33 ~ 图 3-36。对补浇工艺进行模拟分析后表明，补浇后铸件内部无缩孔，但铸件下部的管口处分布着缩松缺陷，且随补浇时间的推移，形成缩松的倾向增加，80min 后模拟结果如图 3-36 所示。凝固模拟结果表明，在设备允许的条件下，尽可能使补浇时间提前，这对减轻铸件缺陷、提高铸件质量至关重要。实际浇注时，仅用了 30min 就补浇了第二包钢液，检验结果表明各项指标均达到设计要求，且铸件关键部位无缩孔、缩松出现。

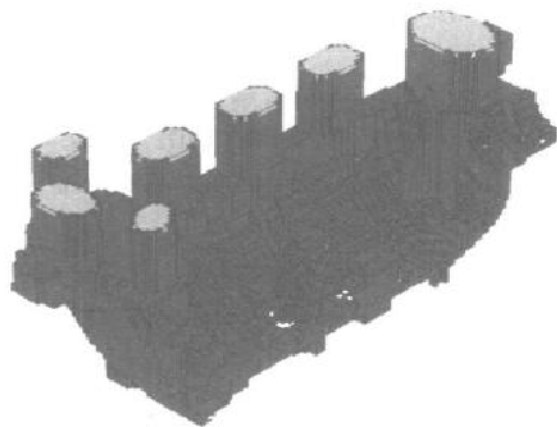


图 3-35 50min 补浇时缩孔、缩松预测结果

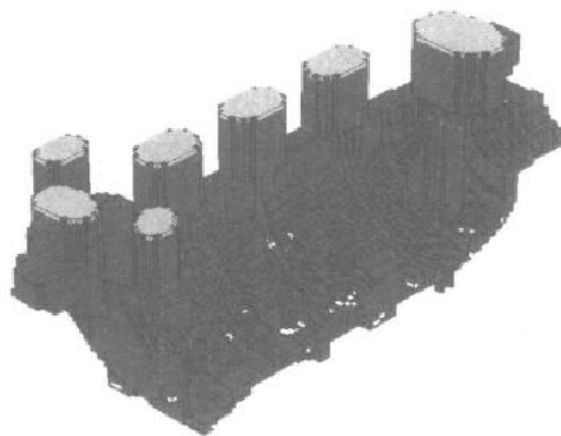


图 3-36 80min 补浇时缩孔、缩松预测结果

3.7 结束语

铸件充型凝固过程计算机模拟仿真是学科发展的前沿领域,是改造传统铸造产业的必由之路。经历了数十年的努力,铸件充型凝固过程计算机模拟仿真发展已进入工程实用化阶段,铸造生产正在由凭经验走向科学理论指导。应用先进的数值模拟技术,对于铸件特别是大型铸件的质量控制具有重要意义。借助数值模拟技术,人们可以了解主要铸造缺陷的形成机理、优化工艺及其参数,进而确保铸件质量,缩短试制周期,降低生产成本,这不仅可以促进材料加工学科的发展,而且可以为企业带来明显的经济和社会效益。

参 考 文 献

- 1 T. Hayase, J. A. C. Humphrey and R. Greif. A Consistently Formulated QUICK Scheme for Fast and Stable Convergence Using Finite-Volume Iterative Calculation Processes. *Journal of Computational Physics* 98, 1992: 108 ~ 118
- 2 Z. A. Xu, F. Mampaey. A Study of Mould Filling for Castings. 60th World Foundry Congress, 1993
- 3 K. Anzai, E. Niyama, S. Hao. A Casting CAE System with Flow and Solidification Simulation. *Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes*, 1995
- 4 W. S. Hwang. 3-D Fluid Flow and Heat Transfer Analysis for the Filling of Casting and Their Experimental Verification. *Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes*, 1995
- 5 M. Lipinski, W. Schaefer and S. Andersen. Modeling of Combined Heat and Fluid Flow for Determination of Filling Sequence for Real Complex Shaped Castings. *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V. Proceeding*, 1990: 771 ~ 776
- 6 D. M. Lipinski, et al. *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VI*, 1993: 389
- 7 R. A. Stoehr and C. Wang. *Advances in Fluid Flow, Heat Transfer and Solidification Modeling and Appli-*

- ations to Actual Foundry Problems. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V, Proceeding, 1990: 725 ~ 732
- 8 X. Xue, S.F. Hansen, P.N. Hansen. Numerical Simulation and Experimental of Mold Filling Process through Depressurized and Less-Depressurized Gating System. Trans. of AFS, 1993 (101): 549 ~ 558
- 9 T. Tsukamoto, K. Anzai, E. Niyama. Mold Filling Analysis Using a New VOF-Based Free Surface Tracking Algorithm. Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Process, 1995
- 10 高志强. 铸件充型三维流场模拟: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1995
- 11 Liu Baicheng, Shen Houfa et al. Progress in numerical simulation of solidification process of shaped casting. J. of Mater. Sci. Technol., 1995, 5 (11): 312 ~ 324
- 12 Liu Baicheng, Qiu Wei, Shen Houfa et al. Study and application of molding filling simulation of shaped casting. J. of MST, 1997 (2): 107 ~ 112
- 13 高志强, 邱伟, 张为善, 柳百成. 铸造充型过程初始温度场的数值模拟及实验研究. 清华大学学报, 1996 (8): 50 ~ 55
- 14 邱伟, 高志强, 柳百成. 用改进的 SOLA-VOF 法模拟铸造充型过程. 清华大学学报, 1997 (11)
- 15 邱伟, 沈厚发, 高志强, 白雪峰, 柳百成. 耦合传热与流动的铝合金铸件充型三维数值模拟. 铸造, 1997 (4): 1 ~ 4
- 16 邱伟. 铸造充型过程数值模拟技术的研究: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1997
- 17 E. Niyama. A Method of Shrinkage Prediction and Its Application to Steel Casting Practice. AFS International Cast Metals Journal, 1982 (9): 52 ~ 63
- 18 Liu Baicheng, Li Jiarong, Li Wenzhen, Wang Chunle. Shrinkage Cavity Prediction for Solidification Simulations of Steel and S.G. Iron Castings. Symposium of The Second Asian Foundrymen Congress, Kitakyushu, Japan, 1994
- 19 Li Jiarong, Liu Baicheng et al. Study on solidification behavior of S.G. iron and its shrinkage cavity prediction. Proceedings of the 61st World Foundry Congress, Beijing, 1995
- 20 李文珍. 铸件凝固过程微观组织及缩孔、缩松形成的数值模拟研究: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1995
- 21 李文珍, 柳百成, 王春乐. 铸钢件缩孔、缩松形成预测的试验研究. 铸造技术, 1995 (4): 37 ~ 41
- 22 贾保任, 熊守美, 柳百成. 铸件凝固过程孤立域动态划分及缩孔、缩松数值模拟. 铸造技术, 1996 (5): 15 ~ 17
- 23 康进武. 铸钢件热裂的数值模拟: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1998
- 24 J. R. Li, B. C. Liu et al. Preliminary study of shrinkage behavior of ductile iron in green sand molds. AFS Transactions, 1994 (102): 421 ~ 426
- 25 Li Wenzhen, Liu Baicheng. Numerical Simulation of Shrinkage Cavity Formation in Spheroidal Graphite Iron Castings Based on Micro Modeling. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1998, 1 (5): 9 ~ 12

第 4 章 精确铸造成形条件下的充型凝固 过程数值模拟

材料成形加工过程计算机模拟与仿真是当今国际公认的材料科学与制造科学的重要前沿领域之一。目前，世界各国在材料成形加工过程的发展趋势主要有两个方面：一是向精确或称净终形技术（Net Shape Process）方向发展；二是用计算机模拟仿真来逐步代替传统的试错法（Trial and Error）等经验性研究方法。在美国已制订并实施的新一代汽车研究计划中，要求车身、车架减轻重量 50%，动力系统减轻重量 10%，以大幅度的降低油耗。为此必须研究发展新型材料（铝、镁、钛等高比强合金）的精确成形技术，这些新技术必须建立在成形过程模拟仿真的基础上才能实现高质量、短流程、低成本的最优结果。在飞机、导弹、汽车、航空及汽车发动机等零件的设计、成形加工及制造过程中，国外已经大量采用了计算机模拟仿真技术。

在精确铸造成形领域，主要的成形方法有压力铸造（High Pressure Die Casting）、低压铸造（Low Pressure Die Casting）、重力铸造（Gravity Die Casting）、消失模铸造（Expandable Pattern Casting）、挤压铸造（Squeeze Casting）和半固态铸造（Semi-Solid Casting）等方法。各种精确铸造成形工艺的优缺点如表 4-1 所示。

表 4-1 精确铸造成形工艺方法优缺点比较

工艺方法	优 点	缺 点
压力铸造	铸件尺寸精度高，表面精度高，生产率高，铸件加工余量小	模具费用高，铸件不能热处理，不能使用砂芯
重力铸造	铸件尺寸精度较高，设备简单，操作灵活，铸件内部质量较高，可进行热处理，可使用砂芯	与压力铸造方法相比，铸件尺寸精度稍低，生产率稍低
低压铸造	铸件尺寸精度较高，充型平稳，在压力下补缩、凝固，内部质量高，铸件工艺出品率高，可进行热处理，可使用砂芯	
熔模铸造	铸件尺寸精度高，可以制造薄壁、形状复杂铸件，铸件合金不受限制	生产效率相对较低
消失模铸造	铸件尺寸精度高，表面粗糙度低，环境污染小，造型工艺简单，易实现机械化	由于对消失模成形工艺缺乏深入研究，造成工艺设计困难
挤压铸造	铸件尺寸精度高，表面精度高，在高压下凝固，内部质量高，铸件工艺出品率高，可进行热处理	模具费用高，模具维护费用高，不能使用砂芯
半固态铸造	与压力铸造或挤压铸造相结合，可半固态成形，铸件尺寸精度高，组织致密，可进行热处理	设备投资大，半固态成形工艺还处于研究阶段

对于汽车工业中发动机缸体、缸盖和轮毂等主要铸造成形零件,压力铸造、低压铸造和消失模铸造成形工艺将是未来发展的主要方向。采用数值模拟方法研究这些成形工艺的充型凝固过程,对提高工艺设计水平、保证成形铸件的质量及提高生产率具有重要意义。

本章将首先简要讨论压力铸造、低压铸造和消失模铸造三种成形工艺过程中充型凝固模拟技术发展现状。然后,重点讨论压力铸造和低压铸造的充型凝固过程数值模拟。

4.1 精确铸造成形过程模拟仿真研究现状

4.1.1 压铸充型凝固过程模拟发展现状

在压铸生产过程中,液态或半固态的金属在高速、高压下充型,并在高压下迅速凝固,容易产生流痕、浇不足、气孔等铸造缺陷,同时易于造成模具的冲蚀、热疲劳裂纹等,缩短了模具的使用寿命。因此,充分了解充填过程的流动和换热规律,设计合理的铸件、铸型结构及浇注系统,选择恰当的压铸工艺参数,实现理想的型腔充填和模具的热平衡状态,不仅可以降低铸件废品率,提高铸件质量,提高压铸生产效率,而且可以延长模具的使用寿命。

目前,国际上压铸过程的数值模拟研究主要有以下几部分:模具与压铸件的温度场数值模拟,型腔的充填过程的流场、温度场数值模拟,模具与压铸件应力场数值模拟。

模具与压铸件的温度场数值模拟技术已基本成熟,已有一批实用化软件包投入使用,现正在深入研究的方向是考虑多种边界条件和完善热物性参数使模拟更接近实际过程,同时改进算法,提高模拟计算效率。

型腔充填过程的研究开始较晚,是当前压铸数值模拟的热点和难点。1990年,日本学者安斋浩一等人采用准三维流动解析方法成功地对压铸平板件的充型过程进行了模拟。黄文星用 SOLA-VOF 法模拟了压铸充型三维流场,预测了铸件缺陷。美国的 B. Minaie 将显焓方程与动量方程耦合,研究充型后的残余流动。美国的 S. Chen 在 SMAC 法的基础上提出了 SMU (Surface Marker Use) 方法,对二维型腔中型芯对流体流动产生的影响作了研究。L.H.Kallien 利用 $K-\epsilon$ 双方程模型将紊流的作用结合到 MAGMASOFT 软件中,对一个具有浇不足缺陷的锁盖压铸件进行了充型过程的模拟分析。Yasuhiro Maeda 等用数值模拟的方法并且结合试验研究了浇注系统尺寸对铝合金压铸件的充型和铸件质量的影响。

但由于压铸充型在高压高速条件下进行,是属于非充分发展的紊流流动,流动流体的前沿是不连续的甚至有喷射雾化的现象,因而给数值模拟带来很大的困难。目前的研究正着眼于改进和完善数学模型与计算方法,使得充型模拟更能接

近于实际充型情况。

应力场的数值模拟主要着眼于研究热疲劳对模具寿命的影响以及铸件的变形等问题。在这一研究领域中,目前最为活跃的是设立在美国的俄亥俄州州立大学的精确制造工程研究中心,他们从合金材料到操作工艺,对压铸的每个环节都做了细致而又深入的研究。

国内也有一些学者对压铸过程数值模拟进行了研究。东南大学、沈阳铸造研究所进行了压铸充型的二维流场数值模拟研究。上海交通大学采用有限元法进行了压铸模的温度场模拟。清华大学进行了压铸凝固模拟技术和工艺 CAD 的研究,并在此基础上进行了压铸过程三维温度场、流场及压铸模具应力场数值模拟的研究工作。

4.1.2 低压铸造充型凝固过程模拟发展现状

与压铸等工艺相比,低压铸造应用面较窄,发展较慢,近年随着汽车动力系统零部件轻量化的迅速发展已取得了长足的进展。W.R.MERCER 在传统的低压铸造工艺基础上提出了 LCS (LIGHT CAST SYSTEM) 工艺,通过改进机器设计、模具设计、凝固过程分析和控制工艺稳定性,减小浇道尺寸和铸件壁厚,并通过严格控制时间—压力填充曲线,保证平稳、快速的充型,同时合理设计冷却系统,从而达到提高生产效率、提高铸件内在质量、降低铸件重量的目的。显然,低压铸造充型凝固模拟技术是实行 LCS 工艺的核心。对低压铸造充型凝固模拟的研究起步相对较晚。

1982 年, Otsuka 对低压铸造铝合金轮毂进行了二维传热分析,模拟了铸件的凝固顺序,模拟结果与实际情况吻合较好。

自 1986 年起, Stoehr、Swaminatham、Wang Chengning 等人先后采用 SOLA-VOF 法对三辐条滑轮进行了模拟及验证,获得了比较满意的结果。该件采用底注式浇注,由于入口速度可以处理成线性变化,因此对低压铸造具有参考价值。

自 1988 年起, Chiesa 对低压铸造及永久型铸造凝固模拟进行了大量研究,同时对涂料的组织形态、传热性能进行了深入探讨,取得了大量的成果。

1992 年中逸雄进行了低压铸造充型模拟,并与试验进行了比较。

1995 年安斋浩一用 SOLA-VOF 法及 API-VOF 法对低压铸造铝合金轮毂进行了充型模式的研究。研究表明,如果充型速度过快则会在辐条处产生卷气,过慢则会造成金属液充到轮网部位时前沿温度过低,形成浇不足缺陷。

Jeong-kil Choi 采用 SOR-SMAC 法对低压铸造铝合金轮毂的充型凝固过程进行了模拟,并将两种凝固工艺进行了比较,优化了工艺,消除了铸件的缺陷。

S.W. Wen 用 MAGMASOFT 软件对低压铸造铝合金轮毂进行了充型凝固过程数值模拟,分析了铸件的缺陷,优化了冷却工艺。在充型过程模拟时,自由表面采用多阶段模型 (Multistep Model) 进行处理。

K. Kubo 基于有限元法开发出流场模拟软件 SFLOW, 并用以对低压铸造铝合金轮毂进行流场分析, 充型状态及获得的初始温度场比较理想。同时, 采用有限元单元离散实体, 利用直接差分法进行传热计算, 对低压铸造铝合金轮毂进行了传热计算, 并依据所得结果优化了冷却工艺。

国内华中理工大学进行了低压铸造充型过程数值模拟研究工作, 对铝合金轮毂铸件进行了模拟计算。清华大学自 1993 年起开展了低压铸造充型凝固过程数值模拟研究工作, 进行了铝合金轮毂铸件的充型凝固过程实验研究, 开发了低压铸造凝固充型模拟分析软件, 对铝合金轮毂铸件的充型凝固模拟分析结果与试验结果相一致, 提出了低压铸造条件下缩松预测判据并进行了试验验证。针对轮毂类型铸件, 开发了充型过程模拟简化模型, 简化算法可以在较短时间内获得铸件的初始温度场, 应用于后续的凝固模拟。

4.1.3 消失模铸造充型凝固过程模拟发展现状

干砂消失模铸造工艺是 80 年代末开始投入工业应用并逐步得以发展完善的铸造新技术。由于其诸多优点 (如铸件尺寸精度高、表面粗糙度低、机械加工量少、环境污染小等), 该技术被认为是一项很有发展前景的近净型加工技术和清洁生产技术。近年来, 国外发达国家如美国、德国等, 对该技术又进行了系统的开发和研究, 使得如今消失模铸造技术的自动化程度更高、铸件废品率大大降低、铸件质量大幅度提高。

然而, 迄今为止, 消失模铸造工艺设计的难确定性仍是限制消失模技术广泛应用的重要因素之一。一般来说, 对于新投产的消失模铸件, 往往需要进行大量的试验摸索工作, 才能提出确定的工艺方案, 这其中主要包括浇注系统、冒口、浇注温度、模样密度、涂料、型砂振动紧实等参数的选择。试验工作有时需要几个月甚至一年多的时间, 即便如此, 对于有些铸件仍不能用消失模方法成功生产, 这给采用消失模技术的铸造企业带来很大的投入风险, 从而阻碍了消失模技术的广泛应用。用计算机对消失模的充型凝固过程进行模拟, 是解决此类问题的有效途径之一。

由于消失模铸造成形工艺是一种新的成形工艺, 研究工作主要集中于消失模充型过程中的物理化学现象、充型速度、充型能力以及金属充型过程中的传热特性等基础性研究工作。在消失模铸造过程的数值模拟方面起步较晚, 现在许多研究者进行了尝试, 重点在于充型过程的数值模拟。

Wang 采用有限差分法 (FDM) 对三维任意几何形状的消失模铝铸件进行了流动及传热计算, 并将计算结果与实际测试进行了比较。在计算过程中, 假定了金属流动速度受模样分解速度制约, 并假定模样分解速度仅受金属液温度、压力、EPS 模样的模数的影响。

Y. F. Chen 在原有普通模拟软件的基础上, 假定液态金属自由表面的速度与

内浇道液态金属的流量有关,建立了消失模模拟程序,试块及实际铸件的计算结果与实际测试的相比较,结果一致。

O. Gurdogan 通过试验测试了金属液前端的流动速度,通过线性回归分析,得到了金属液前端的流动速度与温度的关系。并采用有限元(FEM)方法,进行充型过程的模拟,在模拟过程中应用金属液前端流动速度的经验公式。在此基础上,建立了消失模铸铁件常见的两种铸造缺陷“冷隔”和“皱皮”的预测方法。

国内哈尔滨工业大学,通过试验建立金属液前端压力的计算公式,并应用 SOLA-VOF 法计算流场,开发出了适用于三维任意形状的消失模充型、凝固模拟软件。

清华大学目前正在开展消失模充型凝固模拟的研究工作,旨在针对球墨铸铁消失模成形工艺,研究工艺参数对充型凝固过程的影响,建立准确的充型凝固过程数值模拟的数学物理模型,最终达到预测铸件缺陷和优化成形工艺的目的。

4.2 压力铸造充型过程数值模拟

压铸充型过程中,型腔的填充模式是影响压铸件质量的关键因素之一,因而充型过程的流场控制是压铸过程的核心环节。压铸充型在高压高速条件下进行,金属液的流动可以认为是带有自由表面的常物性粘性不可压缩牛顿流体的非稳态流动。由于充型时间短,而雷诺数通常大于 10^5 ,其流动被认为是未充分发展的紊流流动。流动流体的前沿是不连续的甚至有喷射雾化的现象,因而给数值模拟带来很大的困难。目前的研究主要采用紊流模型进行模拟,并着眼于修正计算模型与算法,使得充型模拟更能接近于实际充型情况。

4.2.1 压铸充型过程数学模型的统一形式

关于充型过程紊流模型的数学模型,在第3章已进行了详细的描述,这里不再赘述。在压铸充型数值模拟过程中,目前多采用 $K-\epsilon$ 双方程紊流模型,对于近壁粘性层,采用壁面函数法对近壁的网格点的紊动动能和紊动耗散率进行修正。自由表面处理采用改进的 VOF 方法。

采用统一的形式,在直角坐标系下可将压铸充型过程中紊流对流换热的控制方程、 $K-\epsilon$ 紊流模型中的紊动动能 K 方程、紊动耗散率 ϵ 方程以及处理自由表面的体积函数方程用统一的传输方程表示如下

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\phi) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j \phi) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial x_j} \right) + S_\phi \quad (4-1)$$

式中, x_j 为坐标分量, $j = 1, 2, 3$; u_j 为在 x_j 方向上的速度分量; ϕ 为通量, Γ_ϕ 为传输系数; S_ϕ 为源项。

对于特定意义的 ϕ , 有特定的 Γ_ϕ 和 S_ϕ 。对于压铸充型过程的紊流计算模型

的各个方程，表 4-2 中列出了对应的统一方程中的各项系数。

表 4-2 传输方程的统一表示形式中的系数与源项

方 程	变 量		
	ϕ	Γ_{ϕ}	S_{ϕ}
连续性方程	1	0	0
动量方程	u_i	$\mu + \mu_t$	$-\frac{\partial P}{\partial x_i} + \rho g_i + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu_t \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right)$
能量方程	T	$\frac{\mu}{Pr} + \frac{\mu_t}{\sigma_t}$	0
紊动动能方程	K	$\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k}$	$P_k - \rho \epsilon$
紊动耗散率方程	ϵ	$\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_{\epsilon}}$	$\frac{\epsilon}{K} (c_1 P_k - c_2 \rho \epsilon)$
体积函数方程	V/ρ	0	0

注：Pr 为普朗特数， $Pr = \frac{\mu c_p}{\lambda}$ ； $\mu_t = c_{\mu} \rho K^2 / \epsilon$ ； $P_k = \mu_t \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right)$ 。

4.2.2 边界条件处理

1. 固壁边界条件 固壁的速度边界条件有两种：滑移边界和无滑移边界。滑移边界的切向速度等于内单元同向速度；无滑移边界单元的切向速度与内单元同向速度大小相同，方向相反；垂直于固壁的速度为零。对于紊流，固壁上的紊动能及其耗散率的法向梯度可近似为零；固壁单元的粘度、密度等物性参数为相邻内单元的平均值。

2. 人流边界条件 充型过程的人流边界通常设在浇道口，浇道速度为设定值。在实际应用中，此速度可由 $p - Q^2$ 图算出；入口压力为压射压力；对于紊流，入口处的紊动能按 1% ~ 10% 的流体动能给出。

3. 自由表面压力边界条件 自由表面压力主要由两部分组成：一是由型腔内气体背压引起的压力，另一部分则是液体金属的表面张力。

在实际压铸充型过程中，气体背压对金属液的充型行为产生重要影响，为了准确模拟流场，必须考虑压铸充型过程中型腔气体背压的计算。由于三维自由表面曲率半径的确定非常困难，而且金属液粘度对表面张力的影响只有在非常低的雷诺数时才显著，而对于具有大雷诺数的压铸充型过程，表面张力引起的压力变化相对金属液自身的静压力要小得多，因此研究中可忽略表面张力的影响，将气体背压设为自由表面压力。

假定型腔内的气体是理想气体，并且忽略由于卷气现象造成的气体分布不均匀，认为型腔内的气压是均匀的。气体背压的变化遵循以下方程

$$\frac{\partial m_g}{\partial t} = q_m \cdot S_m + q_c \cdot V_c - \rho_g \cdot S_v \cdot u_v \quad (4-2)$$

$$u_v = C_v(p_s - p_0) \quad (4-3)$$

$$p_s V_g = R m_g T_g \quad (4-4)$$

式中, m_g 为气体质量; q_m 、 q_c 分别为气体在型腔表面的生成率和气体在型腔中的变化率; S_m 、 V_c 分别为型腔表面面积和型腔未充满区域体积; S_v 、 u_v 、 C_v 分别为模具排气通道总面积、气体从排气孔排气的速度和摩擦因子; p_s 、 p_0 分别为型腔内气体背压和大气压力; V_g 为型腔内气体体积; R 为气体常数; T_g 为大气温度。

通过计算得到的气体背压 p_s 就是自由表面压力。自由表面单元的压力可通过自由表面压力和流体内部压力进行线性插值得到。

4.2.3 压铸充型过程数值求解过程

采用 SOLA-VOF 算法对压铸充型过程各控制方程及自由表面进行数值求解, 数值计算稳定性条件同 SOLA-VOF 算法。在考虑 $K-\epsilon$ 紊流模型时, 对各方程离散后进行的求解步骤为:

第一步: 利用初始条件及边界条件求解动量方程得到试验速度场。

第二步: 利用连续性方程及动量方程进行压力和速度的迭代修正直到满足精度。

第三步: 确定自由表面。

第四步: 求解能量方程。

第五步: 紊动动能及紊动耗散率计算。

第六步: 调整计算参数, 修正初始条件及边界条件并返回第一步, 直至计算结束。

4.2.4 压铸充型过程数值模拟的并行计算技术

由于计算机数值模拟技术在铸造行业中的应用日益广泛, 对数值模拟技术的要求也逐渐提高, 特别是计算精度与速度之间的矛盾日益突出。对于复杂薄壁铸件的压铸充型过程, 为了达到工艺分析的精度要求, 往往计算时间较长, 不能满足实际需求。除期望高性能计算机硬件的发展以外, 更重要的则是要发展具有高效率的数值计算方法。并行计算技术的发展为解决这一问题提供了新途径, 这对于大规模高性能的科学工程计算问题至关重要。这种系统可以充分利用现有的计算机资源, 统一调度, 协调处理, 实现高效并行计算。

清华大学在研究压铸充型过程的数值模拟研究工作中, 采用了并行计算技术来加速计算过程, 通过对串行的压铸充型过程数值模拟程序并行化, 在微机并行系统中实现了充型过程的数值模拟计算。计算表明, 在一定条件下计算速度与进程呈线性关系, 即可以通过增加并行微机的数量, 提高运算速度, 从而大大减少

计算时间。

采用并行计算技术，在微机并行计算环境下对摩托车变速器左箱盖的充型过程进行了模拟计算，计算结果见 4.2.6。

4.2.5 压铸充型过程的计算模型的验证

为了验证充型过程的紊流计算模型的可靠性，对德国 Markus Schmid 和 Friedrich Klein 所作的“弓”形型腔压铸水模拟试验结果进行了验证，其型腔的尺寸如图 4-1 所示。该试验是在冷式压铸机上进行，压射液体使用着色水，采用有机玻璃制作模具型腔，使用高速摄像机记录整个充型过程。压铸水模拟试验中试验参数如表 4-3 所示，水模拟试验的高速摄像结果如图 4-2 所示。

由于充型试验在室温下进行，所以其流体介质水与模具之间的传热可以忽略。采用紊流 $K-\epsilon$ 模型和层流模型分别对“弓”形型腔的充型过程进行了模拟计算，计算结果分别如图 4-3 和图 4-4 所示。可以看出，与层流计算模型相比，采用 $K-\epsilon$ 模型模拟得到的自由表面形貌与试验结果吻合较好。同时，由于型腔内的流体流动基本属于近壁流动，所以采用层流模型也与实际相接近，至于如何选择层流粘度的合适值，有待于进一步研究。

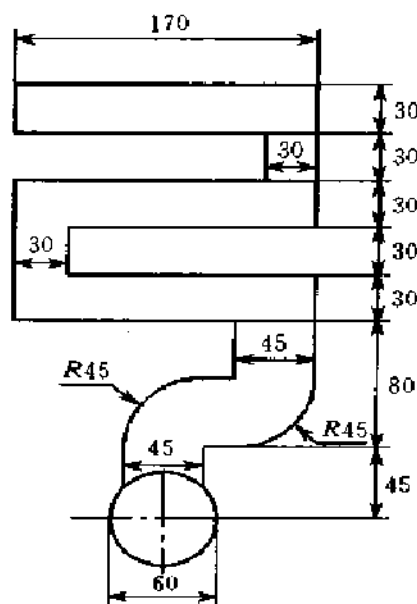


图 4-1 压铸水模拟试验
“弓”形型腔尺寸

表 4-3 试验的边界条件

冲头速度/ ms^{-1}	入口速度/ ms^{-1}	型腔气压/ kPa	浇道尺寸/ mm	冲头直径/ mm	水温/ $^{\circ}\text{C}$
0.25	7.85	~15	45×2	60	20

4.2.6 压铸充型过程数值模拟的应用实例

1. 摩托车变速器箱盖铸件充型过程模拟 在 SP2 并行机上，采用紊流计算模型对摩托车变速器左箱盖压铸件的两种不同流道设计的填充模式进行了充型过程模拟计算，并采用不完全压射的方法，对两种浇注系统方案的充型模拟结果进行了试验验证。图 4-5 显示了原始四浇道工艺方案填充顺序，图 4-5a 为充型模拟结果，图 4-5b 为在近似对应时刻的不完全压射试验结果。铸件填充顺序结果显示：液体是由浇注系统一侧往另一侧充填，在铸件左上角处有一明显的流体交汇区域，易产生气孔缺陷或铸件充填不完全缺陷。从改进浇注系统设计方案的充型模拟结果图 4-6a 及不完全压射试验结果图 4-6b 中，我们可以看出，液体是从铸件

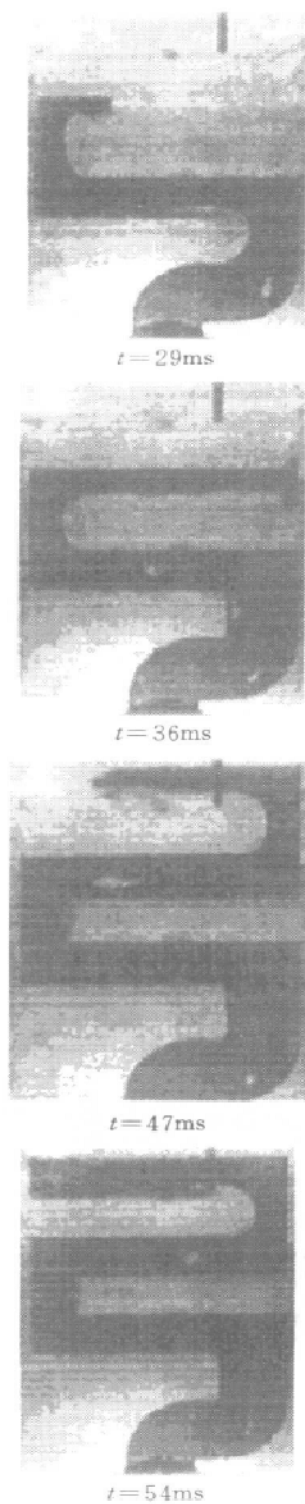


图 4-2 高速摄像结果

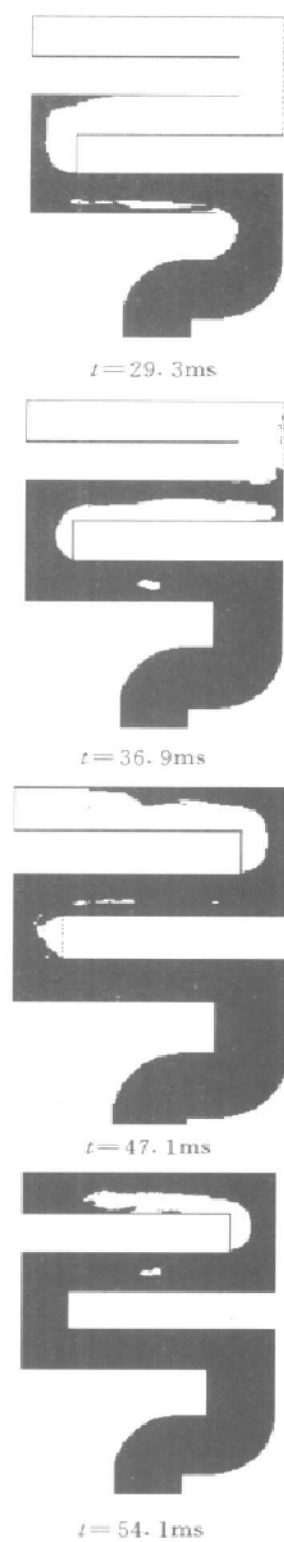
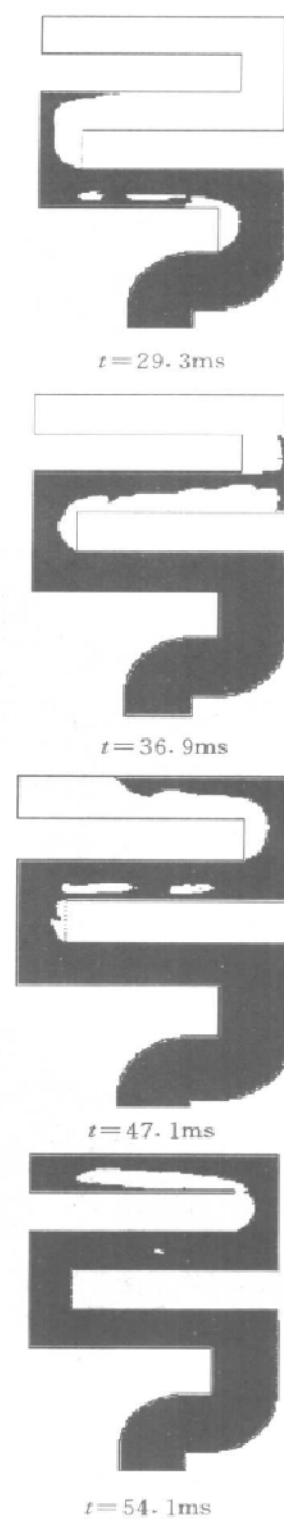
图 4-3 $K-\epsilon$ 模型模拟结果

图 4-4 层流模型模拟结果

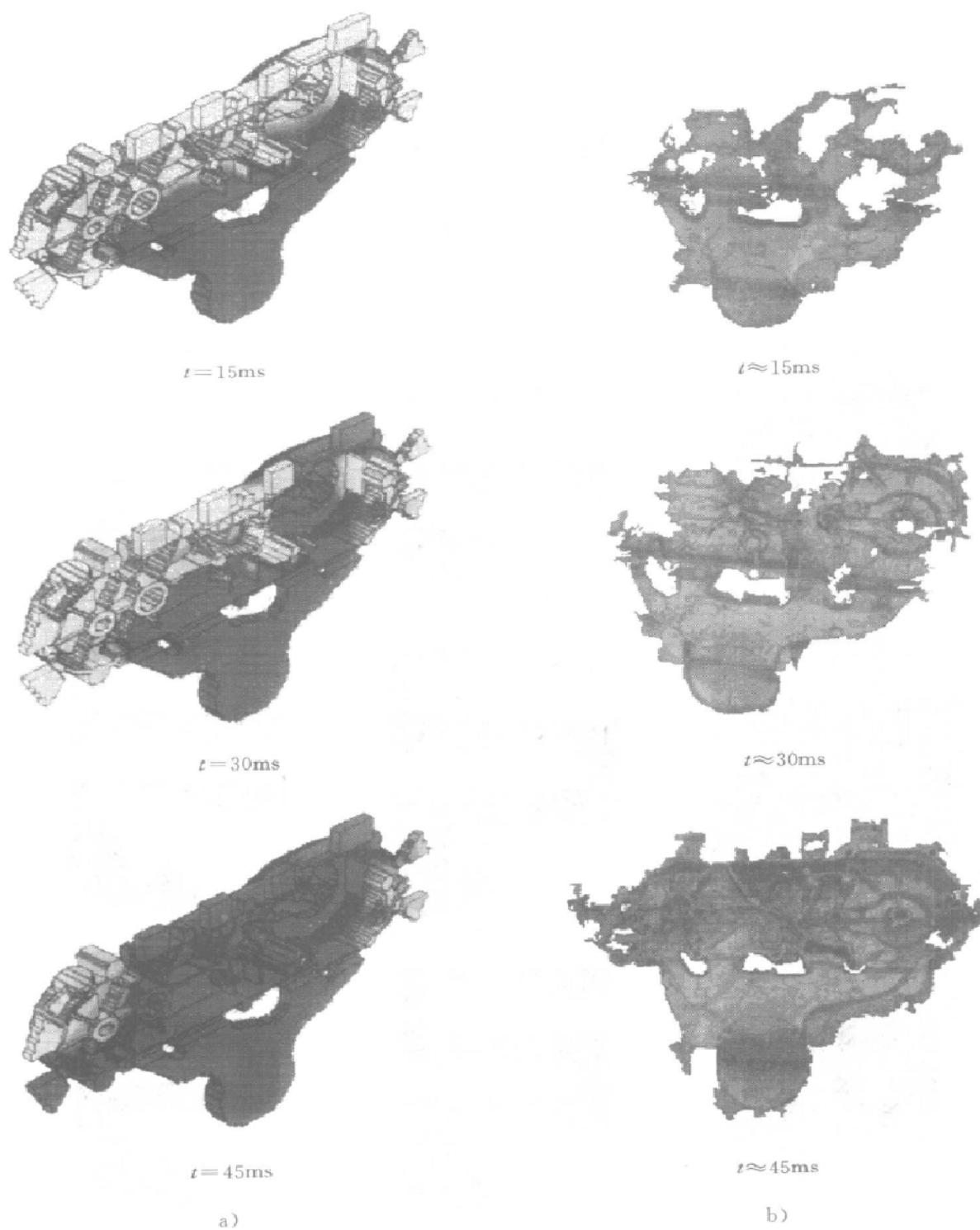


图 4-5 摩托车变速器箱盖压铸件在原始四浇道工艺方案下的充型结果
a) 模拟计算结果 b) 不完全压射试验结果

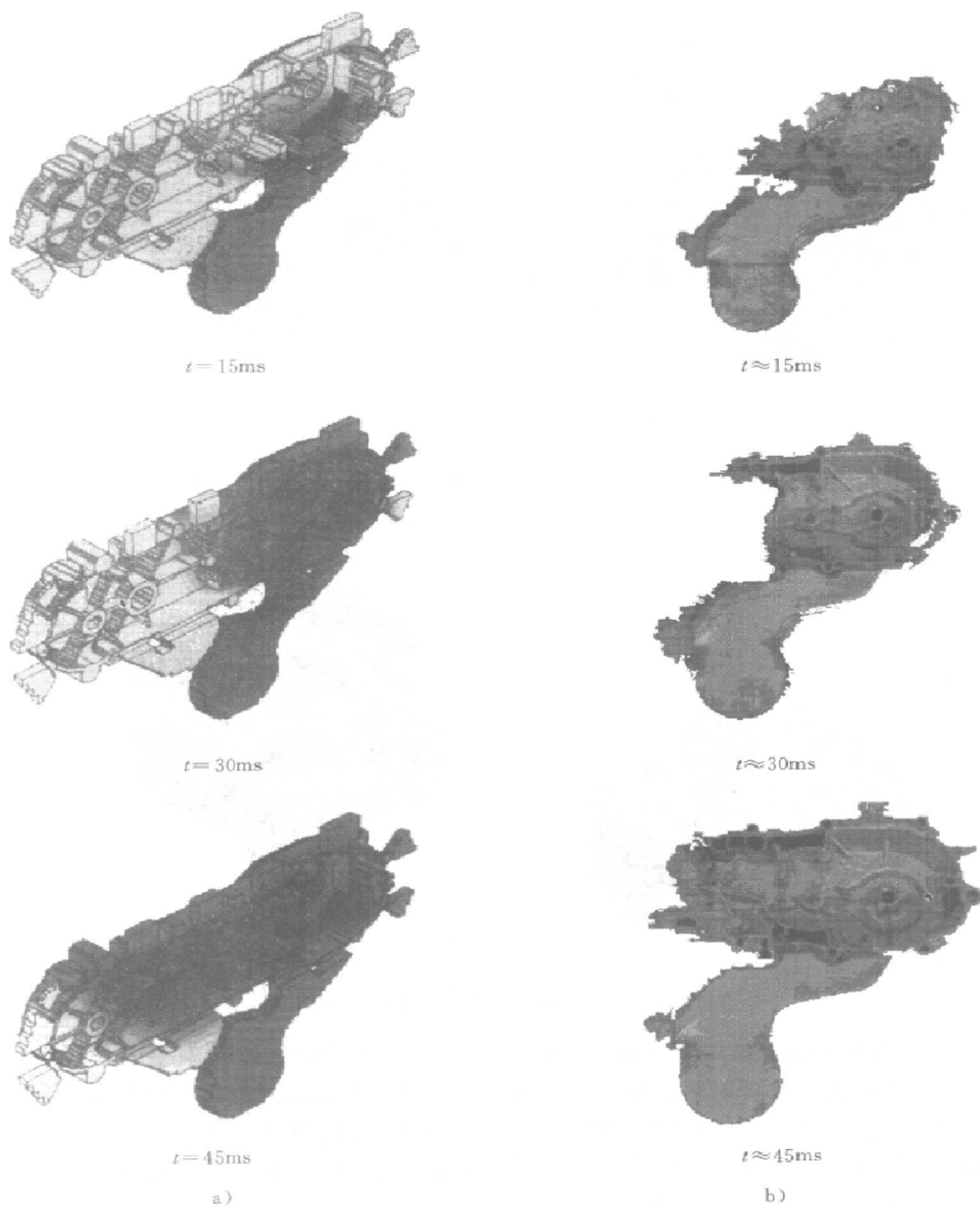


图 4-6 摩托车变速器箱盖铸件在两浇道工艺方案下的充型结果
a) 模拟计算结果 b) 不完全压射试验结果

右边往左充填,最后的填充区域将位于铸件左下角溢流槽部位,从而在铸件中没有任何气体卷入。图 4-7 显示了分别在两种工艺方案下得到的实际压铸件,可以看出,改进浇注系统工艺方案可得到质量合格的压铸件。

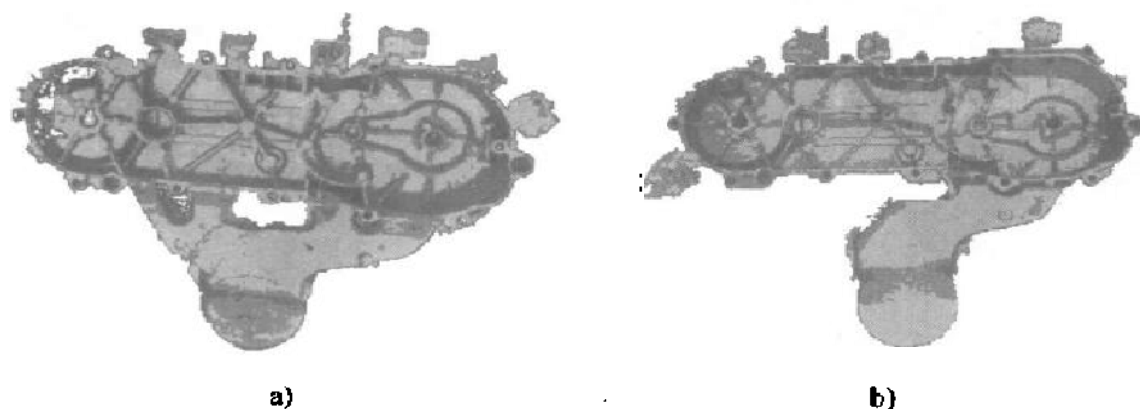


图 4-7 在两种浇注系统工艺条件下得到的实际摩托车变速器箱盖压铸件

a) 原始四浇道工艺方案 b) 两浇道工艺方案

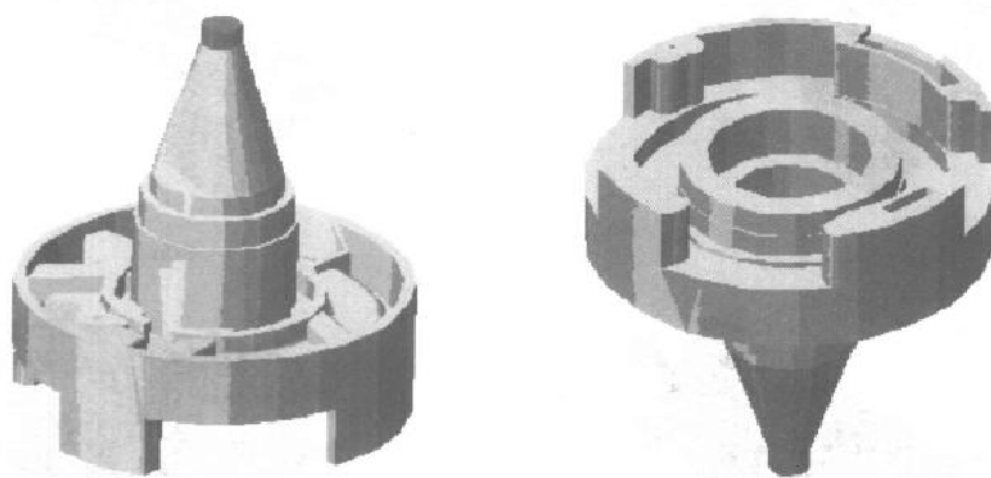


图 4-8 从动链轮压铸件的实体造型图

2. 轿车从动链轮支架充型过程模拟 采用所开发的压铸充型凝固过程数值模拟分析系统,作者对轿车从动链轮支架压铸件的充型过程进行了模拟分析,图 4-8 所示为从动链轮压铸件的实体造型图。压铸件材质为铝合金 AA383.0 (ASTM B85),浇注温度为 $610 \sim 620^{\circ}\text{C}$,模具预热温度为 $200 \sim 300^{\circ}\text{C}$,压射速度为 $5 \sim 6\text{m/s}$,工作压力为 $13 \sim 14\text{MPa}$ 。

模拟时将压铸件和模具按 $2\text{mm} \times 3\text{mm} \times 2\text{mm}$ 的长方体进行网格划分,模具单元数为 1252800;铸件单元数为 65101。图 4-9 所示为充型过程流场耦合温度场模

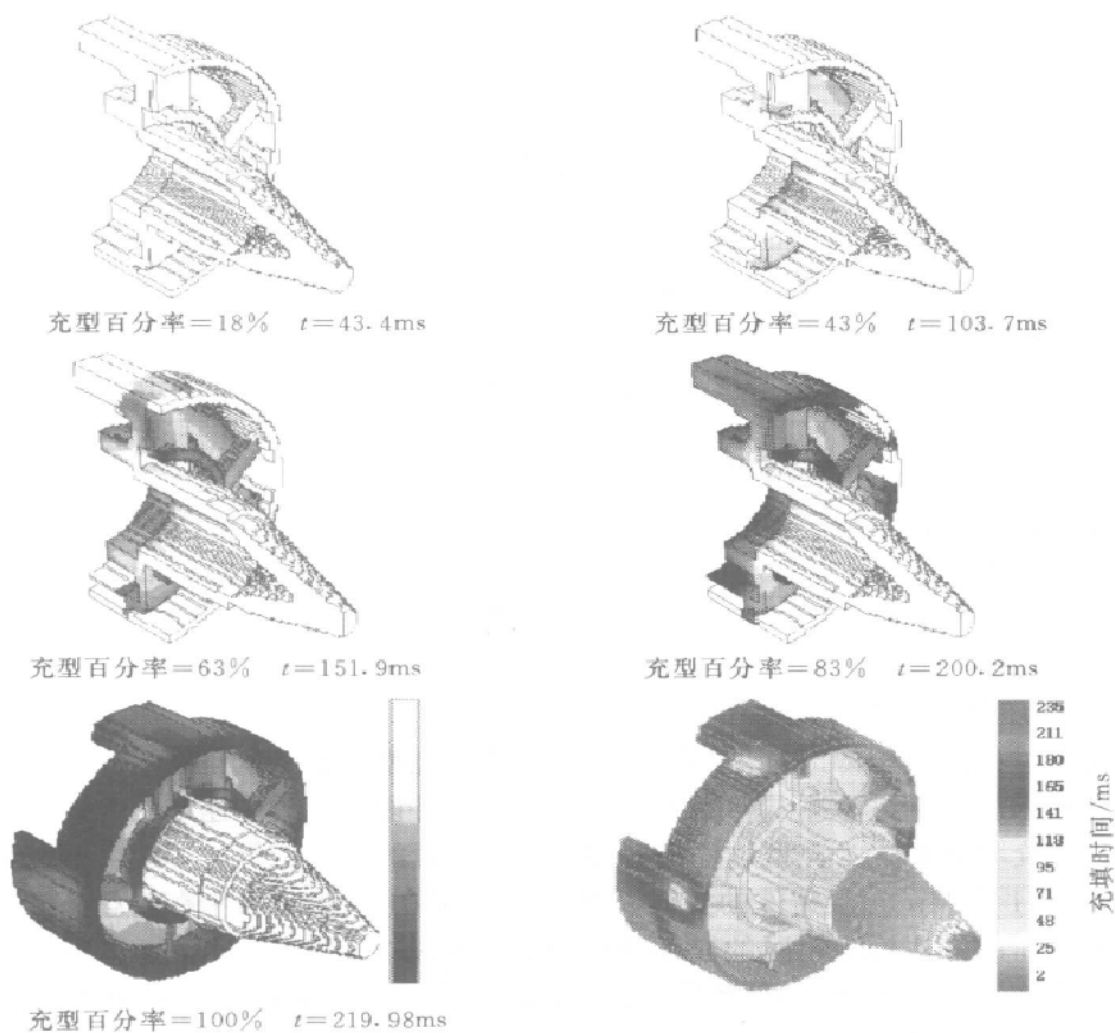


图 4-9 从动链轮充型过程流动耦合传热的数值模拟结果

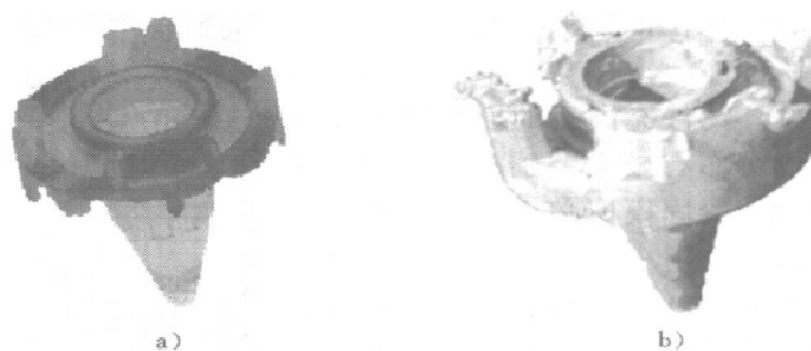


图 4-10 从动链轮充型过程模拟结果和不完全压射试验结果的比较

a) 模拟计算结果 b) 不完全压射试验结果

拟计算的结果。图 4-10 为模拟结果同半固态不完全压射试验结果的比较,验证了充型模拟结果的合理性。

4.3 低压铸造充型过程数值模拟

低压铸造充型过程的主要特点是金属在低压下充型,压力可控,充型比较平稳,通常可以考虑为层流流动。在进行适当的初始条件及边界条件的修正后,可用流体流动的层流模型及 SOLA-VOF 算法进行求解。同时,由于金属型模具传热速度快,低压铸造充型过程平缓,充型过程中必然伴随着大量的能量损耗,造成明显不均匀的初始温度场。因此,低压铸造充型过程数值模拟的一个重要目标就是通过充型过程数值模拟得到铸件准确的初始温度场分布,以提高充型后铸件凝固过程数值模拟及缺陷预测的模拟精度。

由于采用 SOLA-VOF 算法进行铸件充型过程数值模拟时计算时间过长,本节将以低压铸造汽车轮毂铸件为研究对象,重点讨论低压铸造充型过程数值模拟的简化计算模型。

4.3.1 低压铸造充型过程的试验研究

充型过程是低压铸造过程的一个重要阶段。充型平稳是低压铸造充型的基本特点和要求。由于试验测试的困难,针对轮毂铸件设计了“中途卸压”试验以观察铸件的充型状态,为充型过程模拟提供了半定量的验证依据。

图 4-11 为测试轮毂铸件的实体模型。“中途卸压”试验采用在轮毂充型过程中突然卸压的方法检测轮网的充型高度及充型状态,图 4-12 显示了不同时刻卸压状态实物图及卸压状态示意图。从测试结果来看,金属液充填轮毂的过程平稳,未出现明显波动。

4.3.2 低压铸造充型过程数值模拟简化模型

为了验证轮毂铸件的充型过程,采用 SOLA-VOF 算法对该铸件进行了充型过程的数值模拟,模拟结果如图 4-13a 所示,从图中可以看出,铸件充填次序与“中途卸压”试验结果吻合较好。铸件充满后的模拟结果显示铸件初始温度场分布有较大差别,这表明为了准确地进行后续的凝固模拟必须考虑充型对初始温度场的影响。

同时,由于 SOLA-VOF 算法的模拟运算时间长,给实际应用带来困难。为此,针对轮毂铸件的充型特点进行了简化充型模拟研究。

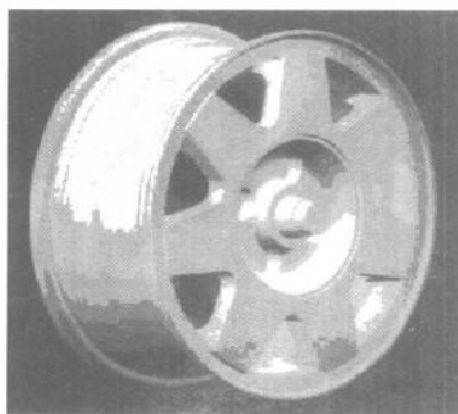
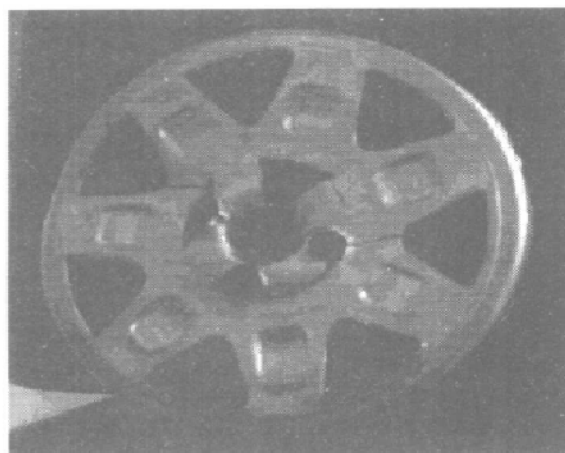
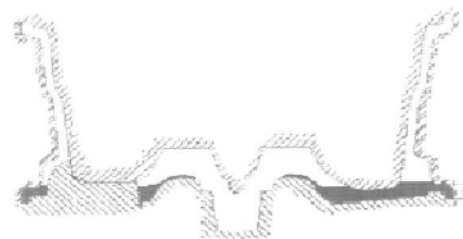


图 4-11 测试轮毂铸件的实体模型



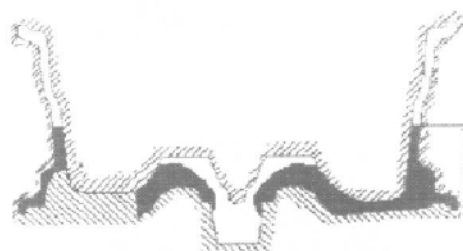
$t = 1.61s$



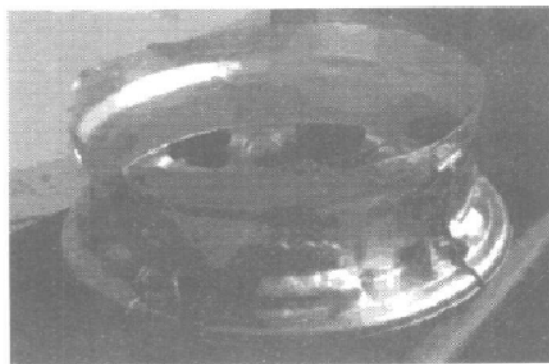
$t = 1.61s, H = 18mm$



$t = 3.71s$



$t = 3.71s, H = 115 \sim 120mm$



$t = 4.69s$

a)



$t = 4.69s, H = 155 \sim 160mm$

b)

图 4-12 轮毂铸件不同时刻卸压状态实物图及卸压状态示意图

a) 卸压状态实物图 b) 卸压状态示意图

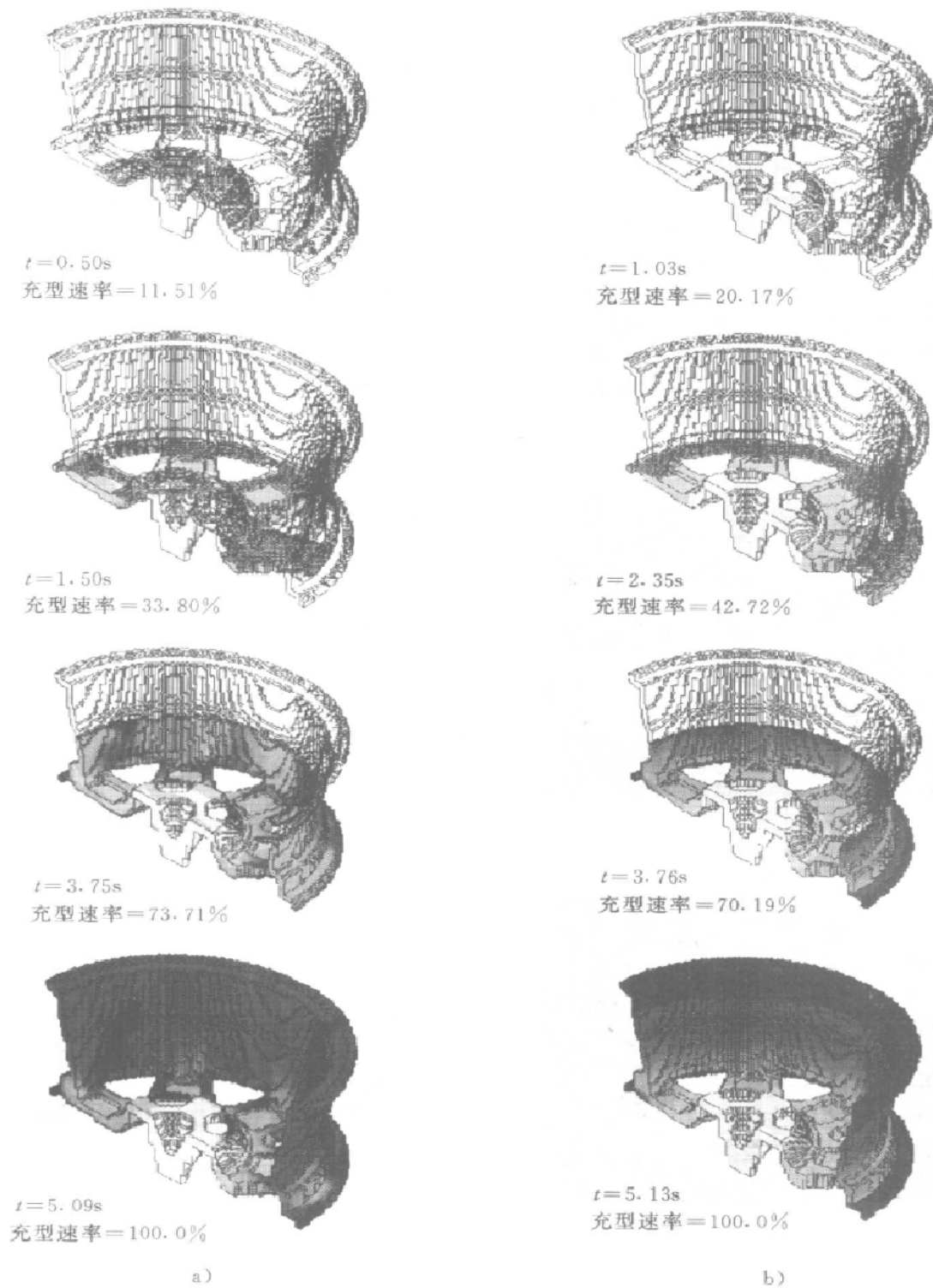


图 4-13 轮毂铸件充型过程模拟结果

a) 采用 SOLA-VOF 方法计算结果 b) 采用简化模型计算结果

可以将充型过程分解为图 4-14 所示的几个步骤：

(1) 金属液由浇注系统进入型腔，沿轴向上升。

(2) 金属液沿径向向四周扩展。

(3) 前两步达到基本稳定后，金属液在轮毂底部铺展，并逐渐上升，直至充满型腔。

根据这一模式设计了逐层充填的简化充型模拟程序。简化充型模拟不需要知道充填金属液的速度场和压力场，因此不再求解动量方程及连续性方程，解决了充型模拟时间过长的问题。

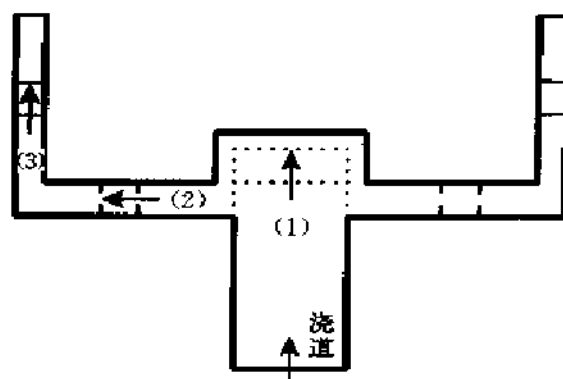


图 4-14 轮毂铸件简化充型模式示意图

用简化算法对上述轮毂铸件进行了充型模拟，模拟结果如图 4-13b 所示。对比

图 4-13a 与图 4-13b 可见，二者充型顺序基本一致，充型状态相似，充型结束后得到的铸件初始温度场基本一致。其中，轮心、轮辐及轮辐与轮毂相交部位的温度场分布吻合得很好，而与轮毂相比则有一定差别。这主要是由于逐层充填不能考虑微观流动，造成轮毂部位金属液的充填过程与实际情况不能很好吻合。由于在后续的凝固过程中轮毂具有较快的凝固速度和较强的定向凝固倾向，这里的误差对后续凝固不会产生明显的影响。由此可见，以获得比较准确的初始温度场为目的的简化充型模拟针对低压铸造铝合金轮毂类铸件完全可以取代采用 SOLA-VOF 等算法的模拟程序。

与 SOLA-VOF 算法相比，简化算法的最大优点是模拟时间短。而运算时间过长是目前流场模拟实际应用中的主要难题之一。表 4-4 列出了分别用两种方法模拟轮毂铸件所花费的时间。从表 4-4 中可见，简化算法计算速度快、效率高，完全可以满足在实际应用中反复试算、反复调整的要求。

表 4-4 采用简化算法与 SOLA-VOF 算法计算轮毂铸件充型过程计算时间对比

项 目	算 法	运算时间	铸件单元数/模具单元数	机器型号及配置
轮毂铸件	简化算法	≈ 1h	30000/1000000	SGI Indigo2 (175MHz)
	SOLA-VOF 算法	7 天		

4.4 精确铸造成形条件下的凝固过程数值模拟

在精确铸造成形条件（压力铸造及低压铸造）下，铸造过程是一个周期性循环生产的过程。每一生产周期又可分为不同的操作阶段，在各操作阶段模具被不

断地加热和冷却。经过一定周期循环后，每个周期中模具吸收的总热量与释放的总热量相当，达到热平衡状态。这时，才能实现稳定生产。在平衡状态下，模具温度的变化对铸件质量、模具使用寿命及生产效率有重要影响。因此，在实际生产过程中，人们采取各种工艺措施，如合理的金属流道系统设计、加热或冷却系统设计及各种工艺参数的调整来实现对模具温度的控制。

采用凝固过程数值模拟技术，可以全面揭示铸件在平衡状态下各生产阶段模具的温度变化，为铸造工艺设计、模具制造以及优化铸造工艺参数提供快捷和有效的辅助手段，从而缩短产品开发周期。

但由于压铸及低压铸造生产过程的特点，使得铸件成形过程中温度场数值模拟和普通砂型铸造过程的数值模拟相比，有它独特的特点，并因此给它的模拟过程带来许多困难，主要表现在：

(1) 生产过程的复杂性，精确铸造成形过程是一周期性生产过程，在循环过程中，众多的因素影响铸件和模具的温度场，给模拟过程初始条件和边界条件的处理带来一定的难度。而且，模拟计算必须得到平衡状态下模具温度场的分布。对于压力铸造和低压铸造成形方法，其周期性生产过程分别为：

压力铸造：合模→浇铸→压射→凝固→开模→取出铸件→喷刷涂料等。

低压铸造：合模→充型→保压凝固→卸压凝固→冷却→开模等。

(2) 铸件的复杂性，精确铸造成形铸件与普通砂型铸造铸件相比，常具有形状复杂、壁薄等特点，压铸件最薄处只有1mm，甚至零点几毫米。因此，如果采用减小网格剖分步长，剖分成的总网格单元数（包括模具和铸件单元数）是极其庞大的，使得计算的时间急剧增长，甚至根本无法计算。但如果采用较大的网格数，又会使剖分后的铸件失真，使得计算的结果毫无意义。

为了模拟平衡状态铸件及模具温度场分布，人们通常采用以下三种方法：

(1) 假设平衡态模具初始温度场已知，只求解平衡状态模具温度场分布。在这一方案中，模拟结果在很大程度上取决于平衡态模具初始温度场的假设。

(2) 为了避免上述任意假设模具初始温度场的缺点，把边界元方法与铸件局部传热分析相结合，把铸件作为一种特殊的边界单元，求解模具平衡态温度分布。对于压铸过程中的薄壁铸件，这一方法非常有效。但对于复杂的铸件，应用这一方法必须满足的假设条件在有些情况下难以成立，而且，在建立铸件边界单元时也比较困难。

(3) 通过求解模具温度从室温逐渐过渡到平衡态的全过程，以得到模具平衡态的温度场分布。在这一方法中，对整个三维系统中铸件及模具温度场采用有限差分方法或有限元方法进行求解，并计算整个从瞬态到平衡态的变化过程。目前，大多数商品化软件均采用这种方法。但由于计算网格尺寸小，计算规模庞大，而且，在普遍应用的显式求解方法中，计算时间步长受到限制。因此，计算

系统从开始到平衡的整个过程将非常耗时，以至于难以实际应用。

本节将以压力铸造成形过程为研究对象，重点讨论在压铸系统从开始到平衡状态过程的温度场模拟中，分数步长法的应用及其相关的模拟计算效率问题。

4.4.1 热传导问题数学模型

铸件生产周期中，铸件及模具温度场的变化遵循能量守恒方程，并可以简化为

$$\frac{\partial T}{\partial t} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\alpha \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) = 0 \quad (4-5)$$

式中， $\alpha = \lambda / \rho c_p$ 称为热扩散系数或导温系数。

对于方程的求解，一般采用显式有限差分方法。但在用显式差分法进行温度场数值计算过程中，为保证计算过程的稳定性，时间步长 Δt 必须满足下式

$$\Delta t \leq \min \left\{ \frac{1}{2\alpha} / \left(\frac{1}{\Delta x_{i,j,k}^2} + \frac{1}{\Delta y_{i,j,k}^2} + \frac{1}{\Delta z_{i,j,k}^2} \right) \right\} \quad (4-6)$$

式中， $\Delta x_{i,j,k}$ 、 $\Delta y_{i,j,k}$ 、 $\Delta z_{i,j,k}$ 为离散单元的空间步长。

由于压铸件具有结构复杂、壁薄等特点，网格剖分后的最小空间尺寸一般都非常小，而模具网格单元的空间尺寸相对要大得多，且剖分后的模具单元占大多数。由式 (4-6) 可以看出，在采用非均匀网格剖分数据进行数值计算的过程中，大多数模具单元在计算时本可取较大的时间步长，但由于铸件单元的原因，使得时间步长不可能取的较大，限制了计算的效率。并且，随着压铸件的结构日趋复杂，由于显式差分法的稳定性问题导致计算的速度与效率问题日益突出。为解决上述问题，可采用分数步长法对传热方程进行数值求解。

4.4.2 求解热传导问题的分数步长法

分数步长法 (Componentwise splitting method) 的基本原理是把由复杂的微分算子构成的偏微分方程分解成由简单微分算子构成的一系列简单的偏微分方程。由于在数值求解过程中只要求离散格式在整体上满足原偏微分方程的相容性条件和稳定性条件，因而可以在分解的偏微分方程的基础上构成一系列分数步长离散格式，而由各分数步长离散格式在整体上满足原方程的相容性条件和稳定性准则。

对于以下微分方程的初值问题有

$$\begin{aligned} \frac{\partial \varphi}{\partial t} + A\varphi &= 0 \\ \varphi|_{t=0} &= g \end{aligned} \quad (4-7)$$

式中， $A = \sum_{i=1}^n A_i, A_i \geq 0, n \geq 2$ 。

在求数值解时，可用分数步长法构造如下具有一阶精度隐式差分格式

$$\frac{\varphi^{j+1/n} - \varphi^j}{\tau} + A_1^j \varphi^{j+1/n} = 0$$

$$\begin{aligned}\frac{\varphi^{j+2/n} - \varphi^{j+1/n}}{\tau} + \Lambda_z^j \varphi^{j+2/n} &= 0 \\ \frac{\varphi^{j+1} - \varphi^{j+(n-1)/n}}{\tau} + \Lambda_n^j \varphi^{j+1} &= 0\end{aligned}\quad (4-8)$$

$$j = 0, 1, \dots, \quad \varphi^0 = g.$$

式中, Λ_i^j 表示在 $\tau_j \leq t \leq \tau_{j+1}$ 时间内对算子 A_i 的近似。方程式 (4-8) 与方程式 (4-7) 相容, 并且无条件稳定。

对于前面的传热控制方程式 (4-5), 其分数步长差分格式如下

$$\begin{aligned}\frac{T^{j+1/3} - T^j}{\tau} + \Lambda_x^j T^{j+1/3} &= 0 \\ \frac{T^{j+2/3} - T^{j+1/3}}{\tau} + \Lambda_y^j T^{j+2/3} &= 0 \\ \frac{T^{j+1} - T^{j+2/3}}{\tau} + \Lambda_z^j T^{j+1} &= 0\end{aligned}\quad (4-9)$$

式中, Λ_x^j , Λ_y^j , Λ_z^j 分别为 $\tau_j \leq t \leq \tau_{j+1}$ 时对算子 A_x, A_y, A_z ($A_x = -\alpha \frac{\partial^2}{\partial x^2}, A_y = -\alpha \frac{\partial^2}{\partial y^2}, A_z = -\alpha \frac{\partial^2}{\partial z^2}$) 的近似, τ 为时间步长, j 为计算时间步, $j = 1, 2, \dots$ 。

式 (4-9) 中每一方程均可用追赶法进行求解。该格式是绝对稳定的, 而且具有一阶精度。为了提高该格式的计算精度, 可采用了如下的加权格式

$$\begin{aligned}\frac{T^{j+1/3} - T^j}{\tau} + \frac{1}{2} \Lambda_x^j (T^j + T^{j+1/3}) &= 0 \\ \frac{T^{j+2/3} - T^{j+1/3}}{\tau} + \frac{1}{2} \Lambda_y^j (T^{j+1/3} + T^{j+2/3}) &= 0 \\ \frac{T^{j+1} - T^{j+2/3}}{\tau} + \frac{1}{2} \Lambda_z^j (T^{j+2/3} + T^{j+1}) &= 0\end{aligned}\quad (4-10)$$

式 (4-10) 是绝对稳定的, 具有二阶精度, 而且每一方程均可以用追赶法求解。

由于该算法的无条件稳定性, 所以这里的时间步长可以在一定的范围内 (主要是为了保证计算结果的合理性) 任意选择, 因此可以极大地加快计算速度, 提高计算效率。

4.4.3 初始条件及边界条件

1. 金属液充型过程的影响 在不进行铸件充型过程数值模拟时, 可以忽略压铸充型过程的传热现象, 认为金属液是瞬时充满型腔。在这一假设条件下, 金属液充满型腔后具有均一的初始温度, 金属液充型过程对温度的影响可以考虑为金属液压射温度的变化。这一假设得到了一些研究者的验证。

2. 计算周期 为了简化计算过程, 假设压铸生产过程中开模、合模操作瞬

间进行,因而每一计算周期可分为四个阶段:凝固阶段、顶出铸件阶段、喷刷涂料阶段及合模间等待浇铸阶段。循环过程从铸件凝固阶段开始,凝固一定时间后铸件被取出,模具表面与空气接触,然后,在模具表面喷刷涂料,最后,合模等待浇铸并重复下一循环。

3. 边界条件 在模拟计算过程中,需要考虑铸造生产循环周期中各种边界条件的处理,如模具/铸件、模具/空气、模具/冷却(或加热)通道及模具/涂料喷刷等。一种通用的处理方式是考虑各种边界的界面热交换系数,并利用已有的各种经验公式进行计算。

对于精确铸造成形过程中特有的加热或冷却系统的界面换热系数按以下经验公式进行计算

$$h_f = 0.023 Re^{0.8} Pr^{0.3} \frac{k_f}{D_f} \quad (4-11)$$

式中, h_f 为冷却或加热系统中流体与模具间的热交换系数; k_f 为流体的热导率; D_f 为加热或冷却系统中流体的当量直径; Re 、 Pr 为雷诺数、普朗特数。

4.4.4 非均匀计算网格

网格自动剖分是数值模拟的一项重要技术和必须步骤。网格剖分的尺寸通常是根据铸件的尺寸和形状确定,网格剖分得越细,就越能很好地反映铸件真实形貌,使计算精度提高。但剖分过细,计算量会大大增加。

和普通铸造方法生产的铸件相比,压铸件具有两个特点:压铸件的壁厚和总体尺寸相比非常小;压铸件的尺寸和模具尺寸相比很小。若用均匀网格剖分压铸件和模具,不仅网格反映铸件形状能力差,而且计算量非常大。

非均匀网格剖分,可使网格大小直接和计算域中因变量的变化方式相联系。如在温度梯度较大的铸件壁厚方向和模具表层采用较细的网格,在温度梯度较小的铸件长度方向和模具外层采用较粗的网格,既可使网格能很好地反映铸件形状,提高计算精度,又能大大减少计算量,为数值模拟实用化奠定基础。

非均匀网格剖分的思路是首先将计算域按计算要求分成有不同网格要求的区域,区域划分以三维坐标轴的坐标点为标志。在不同的计算区域内可生成不同大小的网格尺寸。图 4-15 显示了由清华大学开发的压铸凝固模拟分析系统对 STL 文件进行剖分的参数设置及剖分实例。

4.4.5 计算区域优化

对于一般的压铸件,由于其外形尺寸远远小于模具的尺寸,而且合金的热导率一般又明显大于模具材料的热导率,因此,压铸生产过程中模具的温度变化都集中在型腔表面附近,而在距型腔表面较远处,模具的温度变化非常缓慢。Barone 和 Caulk 提出了“瞬态层”概念,认为模具在型腔附近存在一个“瞬态层”,模具的温度在“瞬态层”以内随时间变化较快,而“瞬态层”以外,则认

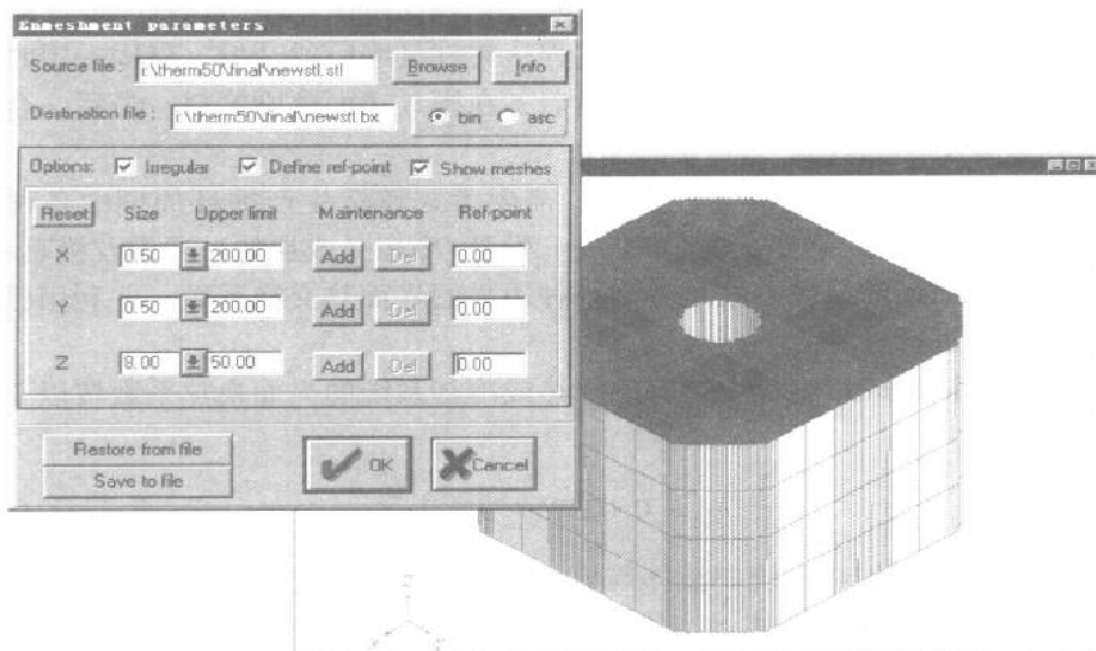


图 4-15 非均匀网格剖分参数及剖分实例

为是“稳态区”，模具温度随时间变化很小。图 4-16 显示了压铸模具瞬态层示意图， d 表示“瞬态层”的厚度， z 表示垂直型腔表面方向，“瞬态层”定义为 $0 \leq z \leq d$ 的区域，“瞬态层”区域以外的区域定义为“稳态区”。

“瞬态层”的厚度可由下式计算得到

$$d = 1.5(\alpha t_c)^{0.5} \quad (4-12)$$

式中， α 为模具材料的热扩散系数； t_c 为压铸生产周期。

根据上述“瞬态层”的概念，我们可以从以下两个方面对传热模拟计算进行优化：

(1) 利用非均匀网格剖分，在模具“瞬态层”内区域采用细网格，而在模具“稳态区”则采用较粗网格，从而可大大减少模具的计算网格数量。

(2) 当采用分数步长法进行数值求解时，由于没有时间步长限制，因此可在模具“瞬态层”内区域及铸件区域采用较小的时间步长，而在模具“稳态区”则可采用较大的时间步长，并定义为“瞬态层”区域时间步长的整数倍。从而在计算时间上，大大提高整个系统的计算效率。

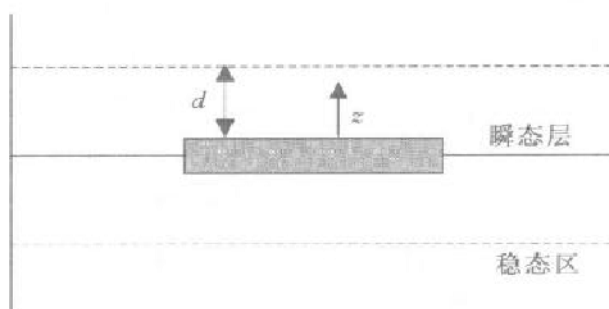


图 4-16 压铸模具瞬态层示意图

4.4.6 压铸凝固过程数值模拟验证及应用实例

4.4.6.1 平板压铸件的模拟验证

为了验证压铸模拟分析系统的数学模型及计算效率，对平板压铸件进行了模拟分析并与试验结果进行了比较。图 4-17 为平板压铸件的试验方案及铸件和模具尺寸，铸件壁厚为 1.5mm。铸件材料为 BS1004B 锌合金，重约 7g，模具材料为 H13 高速钢。其热物性参数及压铸操作工艺参数分别如表 4-5 和表 4-6 所示。

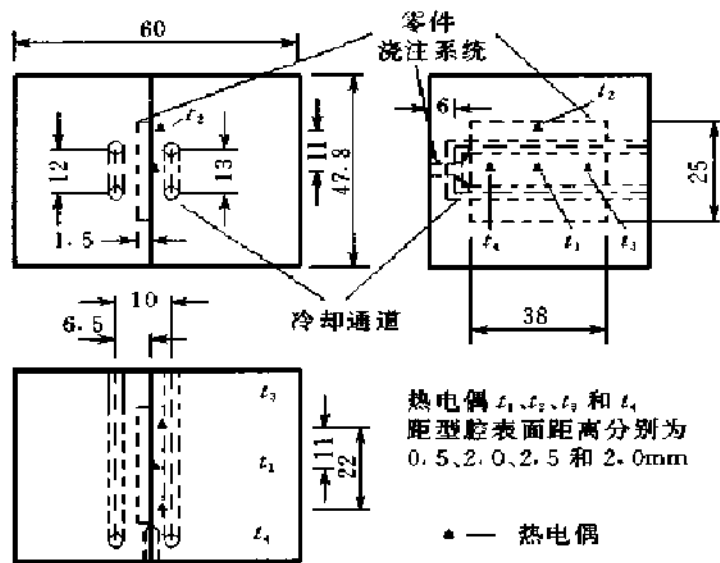


图 4-17 平板压铸件的试验方案及尺寸

表 4-5 平板铸件及模具热物性参数

材料	热导率/ $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$	比热容/ $kJ \cdot (kg \cdot K)^{-1}$	密度/ $kg \cdot m^{-3}$	潜热/ $kJ \cdot kg^{-1}$	液相线/ $^{\circ}C$	固相线/ $^{\circ}C$
BS1004B	1088.6	0.642	6550	126	386.1	380.4
HT13	$24.5607 + 3.5998 \times 10^{-4}t$	$0.45408 + t \times (4.6233 \times 10^{-4} + 3.096 \times 10^{-7}t)$	7760	—	—	—

表 4-6 平板铸件压铸工艺参数

压铸生产周期各阶段操作时间/s				压射温度 /℃	冷却水流量 /L·h ⁻¹			冷却水温度 /℃
凝固	顶出铸件	喷刷涂料	等待浇铸					
0.5	0.2	0.5	0.3	410.0	10.0	20.0	50.0	11.5

模拟计算过程中，采用了非均匀网格剖分技术，系统最小网格尺寸为 0.25mm×0.25mm×0.25mm，最大网格尺寸为 5.0mm×3.0mm×4.0mm，系统总单元数为 120960，计算时间步长为 0.05s。平衡状态下热电偶测试位置的实测结果

及模拟计算结果如表 4-7 所示。当冷却水流量为 50.0 L/h 时，模拟热电偶测试点在平衡态时温度变化曲线如图 4-18 所示。

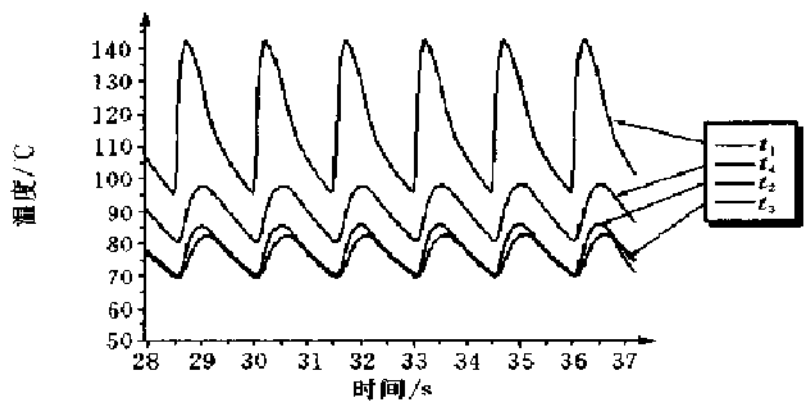


图 4-18 平衡态时测试点温度变化曲线（冷却水流量为 50.0L/h）

从表 4-7 可以看出计算结果与实测结果基本一致。但值得注意的是，采用分数步长法计算温度场时，由于计算时间步长不受限制，计算过程中采用的时间步长为 0.05s，系统达到平衡的计算周期为 25 个循环，实际计算时间不到 2.5h。如果采用显式有限差分，为保证稳定性，在相同的网格条件下，计算的最大时间步长只能取约 $0.058 \times 10^{-3}s$ ，显然这个计算的速度和速率将是无法忍受的。而采用均匀计算网格时，若采用最小网格尺寸进行剖分，系统计算规模大大增加。

表 4-7 平板压铸件测试温度点试验结果与模拟结果比较

冷却水流量/（L/h）	数据来源	测试点温度/℃			
		t_1	t_2	t_3	t_4
50	实测值	153.1	94.1	88.0	100.0
	计算值	142.9	86.2	83.3	98.2
20	实测值	157.1	98.1	96.0	109.0
	计算值	153.4	94.9	92.2	107.7
10	实测值	163.3	109.0	103.0	119.0
	计算值	159.6	99.8	99.5	113.8

4.4.6.2 壳形压铸件的凝固模拟分析

采用压铸过程三维温度场数值模拟分析系统对一壳形压铸件进行了分析，压铸件及其浇铸系统实体模型如图 4-19 所示。由于该铸件平均壁厚较小，实际生产过程中没有设置冷却水通道。铸件和模具各部分的尺寸如下：铸件的外观尺寸为 136mm×392mm×136mm，模具动、静模镶块的外观尺寸均为 300mm×360mm×120mm，模具动模、静模镶套的外观尺寸为 400mm×500mm×150mm。铸件非均匀网格剖分结果如图 4-20 所示，剖分后的模具单元数约为 450000 个，铸件单元数约为 25000 个。

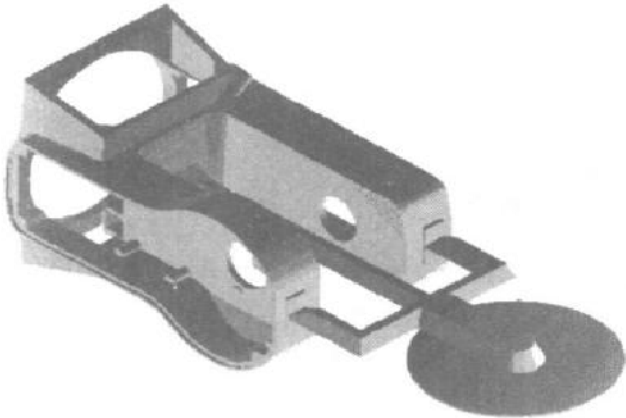


图 4-19 壳形压铸件及其浇铸系统实体模型

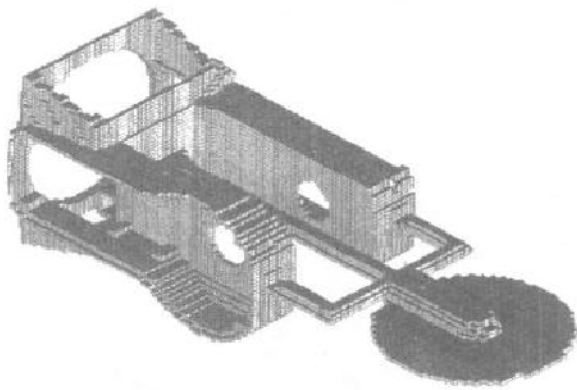


图 4-20 铸件非均匀网格剖分结果

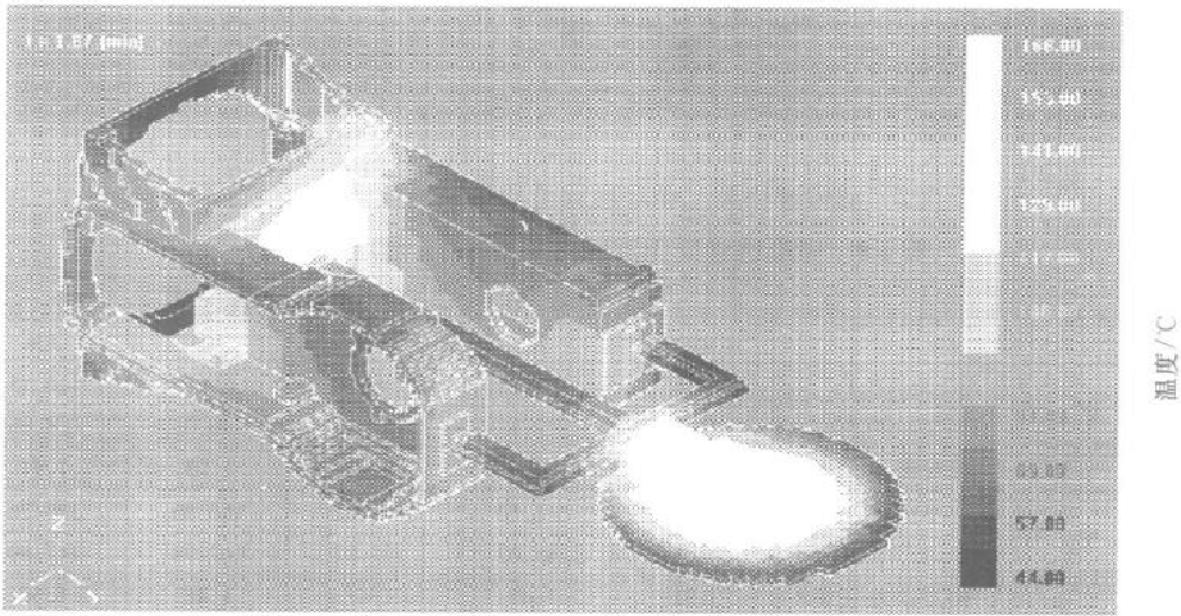


图 4-21 壳形铸件第二循环凝固阶段结束开模时的温度分布

模拟计算中重点研究时间步长对软件算法计算精度的影响，并采用不同的时间步长，对壳形铸件进行了数值计算。但为便于比较，同一计算过程各阶段计算时采用的时间步长相同，分别为 0.1s 和 0.5s。图 4-21 和图 4-22 分别显示了第二计算周期凝固阶段结束后铸件及动模镶块的温度分布。

为了比较不同计算时间步长对计算结果的影响，分别在铸件及动模镶块上选取一测试点的计算结果进行比较，如表 4-8 所示。从表 4-8 的结果可以看出，尽管时间步长相差较大（5 倍），但从计算结果的相对误差来看，两者非常接近，分别在 1.0%、1.5% 左右。通过用更大的时间步长进行计算时（如 10 倍），计算结果的相对误差依然在可接受的范围之内。

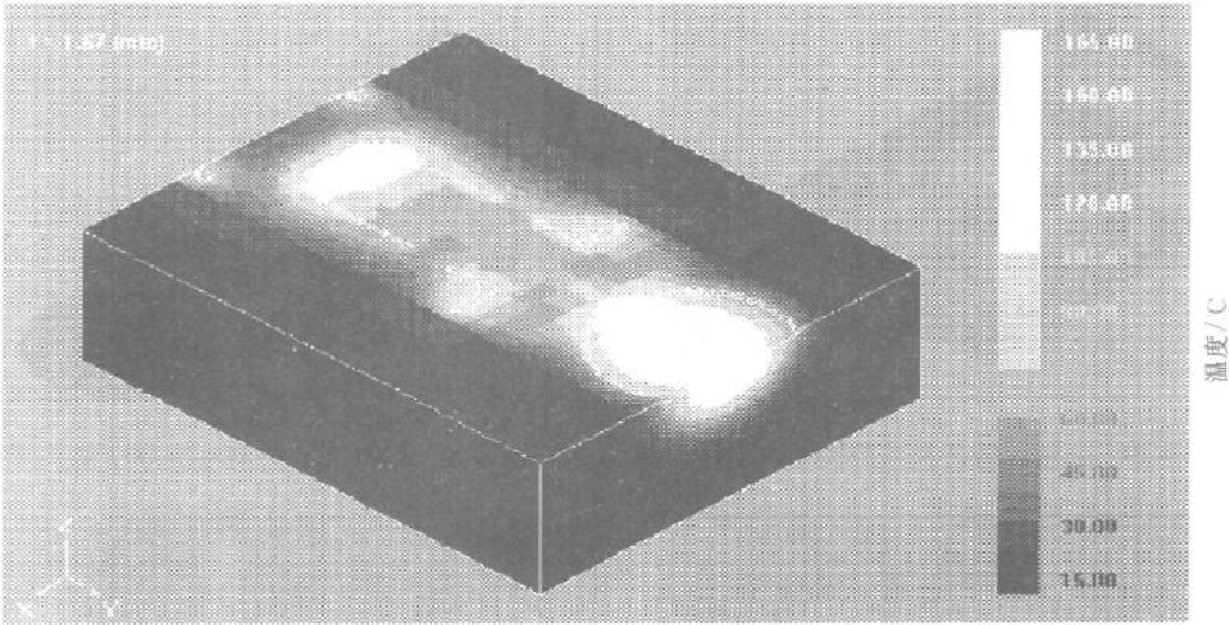


图 4-22 动模镶块第二循环凝固阶段结束开模时的温度分布

表 4-8 壳形铸件采用不同时间步长的计算结果比较

测试点	时间步长	测试点在凝固阶段不同计算时刻的计算温度/℃				
		4s	8s	12s	16s	20s
r ₁ (33, 86, 43) 模具测试点	$\Delta t = 0.1s$	146.41	153.28	140.46	1127.33	116.15
	$\Delta t = 0.5s$	145.68	152.13	139.16	126.01	114.86
	相对误差 (%)	0.5	0.75	0.92	1.03	1.11
r ₂ (33, 86, 32) 铸件测试点	$\Delta t = 0.1s$	349.20	241.50	191.02	160.56	139.76
	$\Delta t = 0.5s$	354.54	245.02	193.87	162.98	141.89
	相对误差 (%)	1.51	1.43	1.47	1.48	1.50

4.4.6.3 轿车从动链轮支架充型过程模拟

在充型过程模拟的基础上，对从动链轮压铸件的凝固过程进行了两种方案的模拟分析。第一种方案以充型过程模拟得到的温度场作为初始温度场进行凝固模拟，模拟结果如图 4-23a 所示；第二种方案不考虑充型过程，采用瞬时充满假设，模拟结果如图 4-23b 所示。对比两种方案的结果可以看出，由于第二种方案忽略了合金液充型过程的热量散失，因此计算得到的凝固时间比前者长。实际生产过程的开模时间为 30 ~ 35s，两种模拟方案得到的凝固时间分别为 26s 和 33.4s，由此说明考虑充型过程的传热现象有助于提高凝固模拟分析的准确性。

实际生产过程发现铸件在中间存在裂纹，如图 4-24b 所示。通过模拟分析结果可以看出，在该区域的温度比附近高得多，并造成大的热应力，可能产生热裂倾向，如图 4-24a 所示。

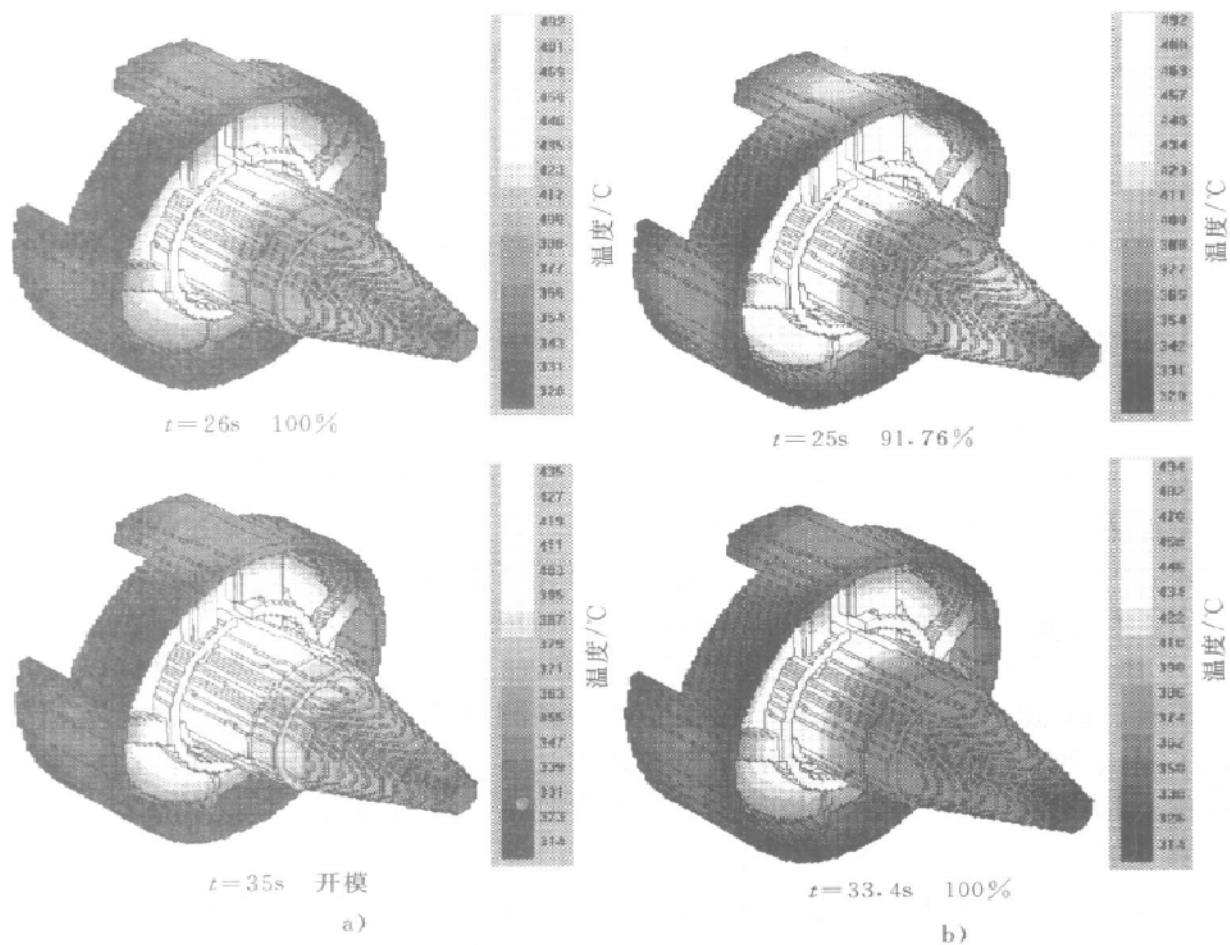


图 4-23 从动链轮凝固过程的数值模拟结果

a) 考虑充型过程 b) 不考虑充型过程, 假设瞬时充满

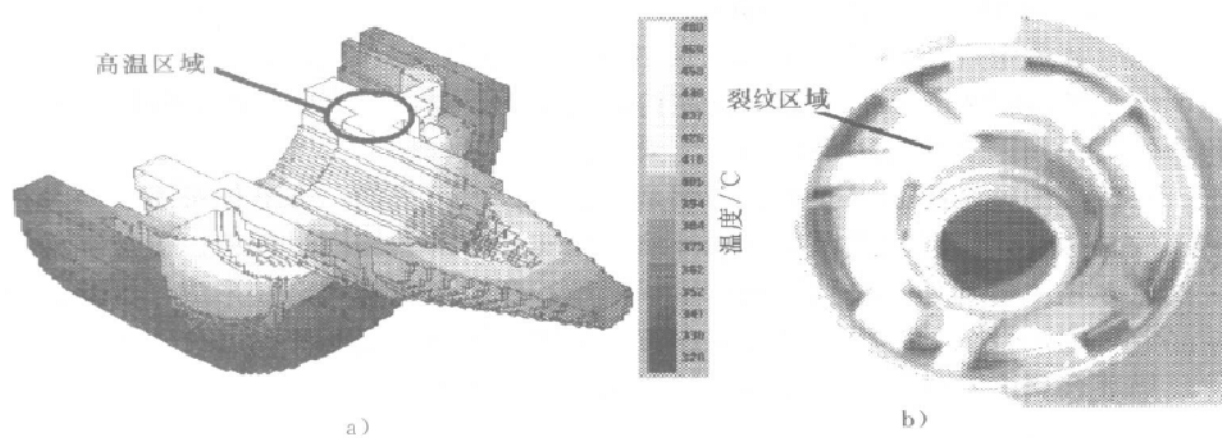


图 4-24 凝固模拟分析结果和铸件缺陷位置

a) 模拟分析结果 b) 铸件缺陷位置

4.5 压力条件下铸件缩孔、缩松形成预测

铸造过程流场、温度场计算的主要目的之一就是对铸件中可能产生的缩孔、缩松进行预测,优化工艺设计,控制铸件内部质量。

一般认为,缩孔主要是由金属凝固收缩引起的液面下降形成。此外,凝固收缩引起的压力下降、溶质成分的富集以及过饱和气体的析出也促进缩孔的形成。从大量的模拟结果看,单独考虑金属凝固收缩的影响预测缩孔可以获得比较满意的结果。

与缩孔的形成原因相似,缩松也是由金属凝固收缩和过饱和气体析出等原因造成的,但是其形成的过程则复杂得多。在实际铸件的凝固过程中,形成缩松的主要原因是质量补缩和枝晶补缩产生了困难。许多研究者对这两个过程作了大量论述,Flemings 等人利用达西定律定量地讨论了枝晶间流体流动的规律,Heine 提出了补缩通道的概念。此外,Kubo、Takahashi 等人对枝晶间补缩进行了研究。Suri、Pan 等人对各种凝固因素及其相互作用进行了研究。研究者们根据以上形成机理,以温度场计算为基础,提出了各种预测缩孔、缩松的判据。新山英辅提出了新山判据,Nagasaka 提出了临界固相率法, Lee 提出了 Lee 判据。这些判据的优点是简单、易结合进模拟程序,因而得到了广泛的应用。其缺点是考虑因素不够全面,仅在一定范围内适用。

在压力铸造及低压铸造成形工艺条件下,铸件的凝固与收缩均在压力下进行,有别于普通重力铸造的凝固过程,因此不考虑压力影响显然是不合适的。在压力铸造条件下,由于一般铸件壁厚较薄,成形压力较大,很少出现缩孔、缩松缺陷。因此,本节将重点讨论低压铸造条件下缩松缺陷的预测。

4.5.1 压力条件下缩松判据的研究

低压铸造条件下,广泛使用的铸件材料为铝合金。铝合金结晶温度范围较宽,缩松倾向较大。低压铸造可以使铸件在压力下凝固,有效地减轻缩松。低压铸造的缩松判据多数采用新山判据,未考虑压力的作用。

在铸件的整个凝固过程中,补缩是由五种方式组成的,即液体补缩、质量补缩、枝晶间补缩、爆炸充填和固体补缩。在实际铸件的凝固过程中,形成缩松的主要原因是质量补缩和枝晶补缩产生了困难。此时金属骨架已经形成。因此,宽结晶温度范围合金的补缩过程可以理解为金属液体在枝晶间流动(见图 4-25)。

描述金属液体在枝晶间流动的达西定律微分形式为

$$v = \frac{k}{\eta f_1} \nabla p \quad (4-13)$$

式中, v 为金属液在枝晶间流动的速度; k 为金属透过率值; η 为金属液运动学

粘度； f_1 为两相区液相率； p 为压力。

引起枝晶间液体流动的主要原因是液体的凝固收缩。由凝固收缩而引起的速度分量为

$$v = \frac{R}{G}\beta \quad (4-14)$$

式中， R 为冷却速度； G 为温度梯度； β 为凝固收缩率。

合并式 (4-13)、式 (4-14) 得

$$\frac{R}{G}\beta = \frac{k}{\eta f_1} \nabla p \quad (4-15)$$

根据图 4-25，可求得 OX 间的压力梯度为

$$\nabla p = \frac{\Delta p}{\Delta x} \quad (4-16)$$

$$\Delta x = \Delta T / G \quad (4-17)$$

式中， ΔT 为图 4-25 中 OX 间的温差； Δp 为图 4-25 中 OX 间的压力差。

将式 (4-16)、式 (4-17) 代入式 (4-15)，整理得

$$G / \sqrt{R / \Delta p} = \sqrt{\frac{\beta \eta f_1 \Delta T}{k}} \quad (4-18)$$

从式 (4-18) 可见，公式右边的收缩率 β 、粘度 η 以及透过率 k 均为决定于合金性质的常数。 f_1 和 ΔT 则与在枝晶中的位置有关，无法测知。考虑到在实际凝固过程中，当两相区的固相率达到临界固相率 f_{sc} 时，液体停流、补缩通道堵塞，因此选择 f_{sc} 这一特殊固相率点作为判据应用位置。相应于 f_{sc} 的 ΔT 可由式 $\Delta T = T_1 - f_{sc} \Delta T_0$ 求得（这里 T_1 为液相线温度， ΔT_0 为金属结晶温度范围）。这样，式 4-18 右边即为一定值，令其为 K_c 。

相应于 f_{sc} 点，公式左边的 G 、 R 分别为铸件中此刻温度梯度 G_{sc} 与冷却速度 R_{sc} 。由此可求出满足在此临界状态下补缩所需要的压力 Δp 。若此时的实际压力 $p_{sc} > \Delta p$ ，液态金属将在压力下进行补缩，不产生缩松。反之，若 $p_{sc} < \Delta p$ ，则液态金属停止流动，当液态金属进一步收缩时，产生缩松。

由此可以得到考虑了压力的产生缩松判据为

$$G_{sc} / \sqrt{R_{sc} / p_{sc}} < K_c \quad (4-19)$$

假设金属液体在达到临界固相率之前压力不产生流路损失，则在普通重力铸造条件下有

$$p_{sc} = p_{atm} + \rho_1 g (H - h)$$

在低压铸造条件下

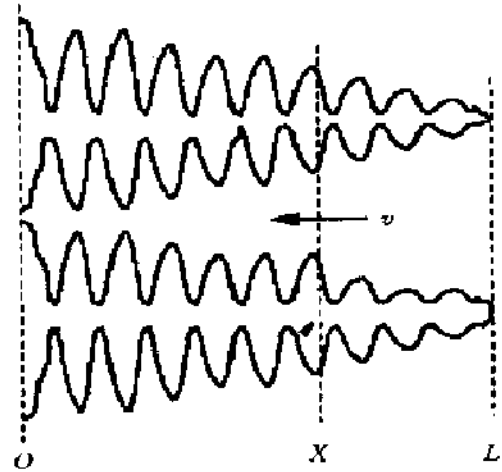


图 4-25 枝晶间渗流模型

$$p_{sc} = p_{atm} + p_{LDC} - \rho_1 gh$$

式中, H 为铸件压头高度; h 为铸件内任意点高度。

在普通重力铸造条件下, 如果不考虑静压头的作用, 则 $p_{sc} = p_{atm} = 0.101\text{MPa}$ 。代入式 (4-19) 式可得

$$G_{sc}/\sqrt{R_{sc}} < K_c \quad (4-20)$$

式 (4-20) 即著名的新山判据。可见新山判据是式 (4-19) 的特殊形式。

以铸铝合金 (牌号 ZL101) 为例, $\rho_1 = 2600\text{kg/m}^3$, 选取一中小件, 取静压头高 $H = 0.5\text{m}$ 。则铸件底部压力最大处: $p_{sc} = p_{atm} + \rho_1 gH = 0.114\text{MPa}$, 则 $\sqrt{p_{sc}} = 0.107\text{MPa}^{0.5}$ 。与不考虑静压头作用时的 $\sqrt{p_{sc}} = 0.101\text{MPa}^{0.5}$ 相比只有 6% 的误差。可见在一般情况下, 新山判据与式 (4-19) 可以等同。

低压铸造情况下, 保压压力可达 $0.061 \sim 0.081\text{MPa}$ 。铸件底部最大压力可达 $p_{sc} = p_{atm} + p_{LDC} = 0.182\text{MPa}$ 。则: $\sqrt{p_{sc}} = 0.135\text{MPa}^{0.5}$ 。与不考虑静压头及外部压力的情况相比, 误差达到 34%。此时若不考虑低压压力, 将使预测结果产生较大偏差。

4.5.2 压力条件下缩松判据的验证

为验证上述压力条件下缩松判据的正确性, 选用双锤头铝合金试件进行试验验证。图 4-26 的双锤头试件采用低压铸造工艺, 浇注系统在铸件底部, 材质为铸铝 (牌号 ZL101), 浇注温度 720°C , 保压压力为 0.081MPa 。根据分析, 凝固过程中细杆首先凝固停流, 将压力隔断。因此, 锤头 B 在凝固后期不受外界压力作用, 锤头 A 则在压力下凝固, 直至浇注系统凝固。显然, 图 4-26 中锤头 B 的缩孔、缩松将多于锤头 A 。

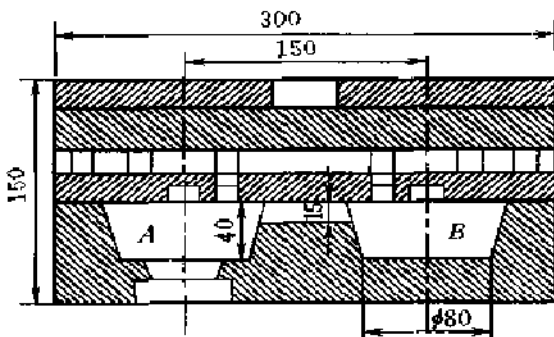


图 4-26 低压铸造双锤头试件模具简图

图 4-27 的浇注试验结果证实了上述分析。由图 4-27a 可见, 试件右半部出现集中缩孔, 左半部则完好。图 4-27b 是图 4-27a 的局部放大图。从图 4-27b 可以看出, 在集中缩孔的周围出现了明显的缩松。而远离缩孔的部位则没有明显的缩松倾向。

模拟计算得到的缩松趋势分布结果如图 4-28 所示。其中图 4-28a 为应用新山判据预测得到的结果, 在 A 、 B 锤头均出现比较集中的缩松。图 4-28b 为应用压力条件下缩松判据的预测结果, 在锤头 B 中缩孔的周围出现缩松, 其他部位完好。临界缩松判据值 $K_c = 5.05 (\text{MPa} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C})^{0.5} \text{m}^{-1}$ 。新山判据由于未考虑压力的影响, 缩松范围及趋势的预测与实际结果相距甚远, 而压力条件下缩松判据的预测结果则与实际结果十分接近。

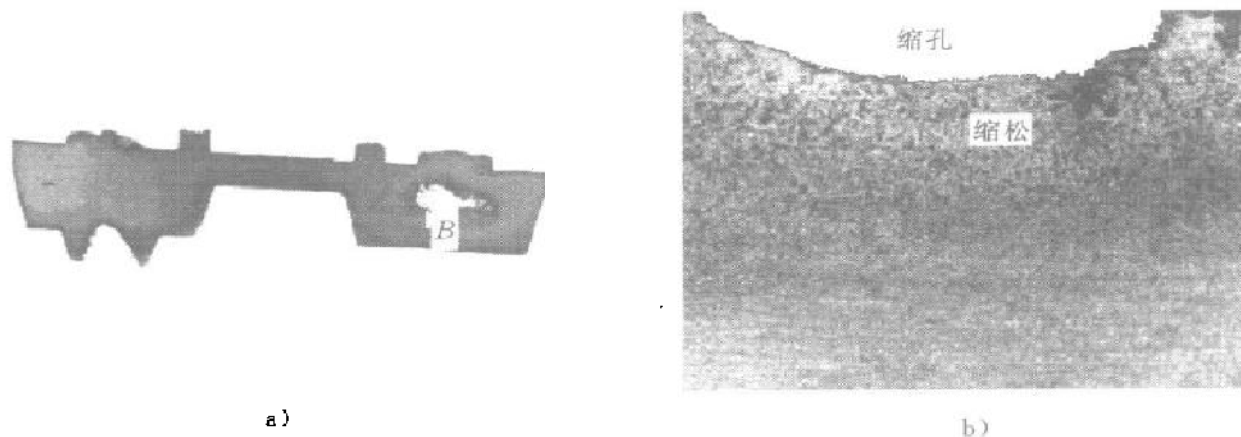


图 4-27 双锤头试件试验结果
a) 试件整体图 b) 缩孔、缩松部位 B 局部放大图

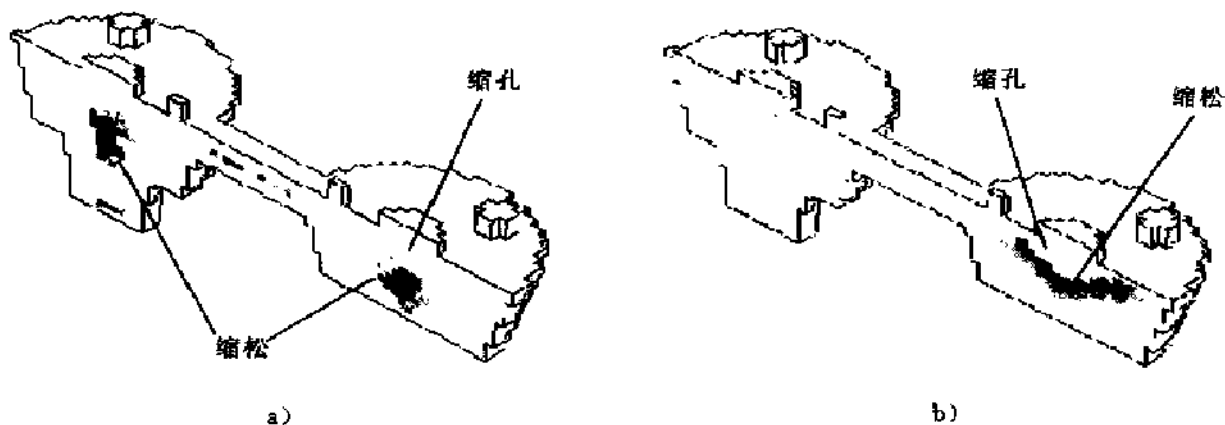


图 4-28 双锤头试件缩孔、缩松预测结果
a) 采用新山判据预测结果 b) 采用压力条件下缩松判据预测结果

4.6 结束语

(1) 采用数值模拟方法研究精确铸造成形工艺过程中的充型凝固过程，对提高工艺设计水平，保证成形铸件的质量及提高生产效率具有重要意义，是未来发展方向。本章简要讨论了压力铸造、低压铸造和消失模铸造三种成形工艺过程中充型凝固模拟技术的发展现状。重点讨论了压力铸造和低压铸造的充型凝固过程数值模拟。

(2) 采用紊流计算模型建立了铸件充型过程数值模拟分析系统，讨论了压铸充型过程数值模拟的并行计算技术，在对“弓”形测试件进行模拟验证的基础

上,采用并行计算技术对摩托车变速器箱盖铸件充型过程进行了模拟优化,对模拟结果进行了不完全压射试验验证。同时,对轿车从动链轮支架铸件充型过程进行了模拟和验证。

(3)在试验基础上,针对轮毂类铸件的充型特点,开发了低压铸造简化充型模型及模拟软件。分别采用充型模拟简化模型和精确层流模型对轮毂铸件充型过程进行了模拟,模拟结果表明:简化充型模型可大大提高充型模拟计算效率,模拟得到的初始温度场与采用精确模型算法的结果吻合。

(4)针对精确成形条件下铸造成形过程凝固特点,采用分数步长法有限差分理论,建立了高效的隐式三维铸件温度场数值模拟算法,解决了传统的由于显式差分的稳定性条件限制而导致的模拟计算效率低的问题。开发了非均匀有限差分网格剖分系统,应用瞬态层的概念优化了模拟计算区域,大大提高了模拟计算的效率和精度。应用开发的高效凝固模拟分析系统,对平板压铸件及壳形铸件进行了模拟验证,重点讨论了模拟计算效率的改进。同时,对轿车从动链轮支架铸件的凝固过程进行了模拟,讨论了考虑充型过程和不考虑充型过程对凝固模拟结果的影响。

参 考 文 献

- 1 K. Anzai, T. Uchida, K. Kataoka. Mold Filling Simulation of Plate Die Casting by Quasi Three Dimensional Model. IMONO (Japanese), 1990.62 (2): 90~95
- 2 C. W. Chen and W. S. Huang. Filling Pattern Simulation for the Die Design of a Solenoid Die Casting. Proceedings of the 2nd Asian Foundry Congress, 1994: 327~337
- 3 B. Minaie and V. R. Voller. Comprehensive Numerical Models for Die Casting Process. Modeling of Casting and Welding Processes IV, 1988: 513~525
- 4 Shea Chen and Peter E. Raad. Simulated Filling of Dies with Cores. Proceedings of 16th International Die Casting Exposition and Congress, 1991: 275~279
- 5 Lothar H. Kallien and Mark Lipinski. Optimization of Die Cast Parts Using Numerical Simulation of Die Filling and Solidification. Proceedings of 17th International Die Casting Exposition and Congress 1994: 85~89
- 6 Yasuhiro Maeda, Eiji Kato and Hiroyuki Nomura. Effect of Gate Size on Cavity Filling and Casting Property for Aluminium Alloy Die Casting. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, July 1997: 70~73
- 7 A. Mark, Osborne, R. Allen Miller. Modeling of Die Casting Processes Using Magmasoft. The Proceedings of 17th International Die Casting Exposition and Congress, 1993: 77~84
- 8 汪小平. 压铸充型二维流场数值模拟及工艺参数辅助设计: [博士学位论文]. 南京: 东南大学, 1993
- 9 卢宏远. 压铸中计算机模拟浇口位置对金属液化充型过程的影响. 特种铸造及有色合金, 1994: 27~30

- 10 Zhang Weishan, Xiong Shoumei, and Liu Baicheng. Study on a CAD/CAE system of die casting. *Journal of materials processing Technology*, v63 n1 ~ 3, (1997) 707 ~ 711
- 11 Mercer W R. Enhanced LPPM Casting Result in Significant Improvement. *Foundry Management & Technology*, 1994 (4): 40 ~ 42
- 12 Y. Ohtsuka. Application of a Computer Simulation System to Aluminum Permanent Mold Castings. *AFS Trans.*, 1982 (90): 635 ~ 646
- 13 R. A. Stoehr. Flow Analysis of Mold Filling Using Marker and Cell. *Modelling of Welding and Casting Processes III*, 1986: 303
- 14 C. R. Swaminathan. A Time-implicit Filling Algorithm. *Appl. Math. Modelling*, Feb, 1994 (18): 101 ~ 108
- 15 Wang Chengming. Computer Modeling of Fluid Flow and Heat Transfer in Metal Castings. Ph.D. Thesis. Univ. of Pittsburgh, 1990
- 16 F. Chiesa. Understanding Insulating Properties of Permanent Mold Coatings. *Modern Casting*, 1989 (12): 22 ~ 23
- 17 I. Ohnaka. Modeling of Casting and Solidification Processes-I. Yonsei Korea, 1992
- 18 K. Anzai. A Casting CAE System with Flow and Solidification. *Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes*, 1995: 279 ~ 286
- 19 J. K. Choi. Application of Mould Filling and Solidification Simulation to Wheel Castings. *Proceedings of the 61st World Foundry Conference*, in: Liu Baicheng. Eds. Beijing: International Academic Publishers, 1995: 13 ~ 27
- 20 S. W. Wen. Simulation of a Automobile Wheel Casting Process. *Proceedings of the 61st World Foundry Congress*. Beijing. Sept. 1995. 547 ~ 552
- 21 K. Kubo. SCAST - Integrated Simulation System for Casting Design. *Proceedings of Modeling of Casting and Solidification Processes*, 1995: 173 ~ 181
- 22 陈立亮. 低压铸造连续生产过程数值模拟及其质量控制: [博士学位论文]. 武汉: 华中理工大学, 1997
- 23 闻星火. 低压铸造充型与凝固过程数值模拟研究: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1997
- 24 C.M.Wang, A.J.Paul. Computational Analysis of Fluid Flow and Heat Transfer During the EPC Process, *AFS Transactions*, 1993, 101: 847 ~ 904
- 25 Y.F.Chen, R.C.Chen, W.S.Hwang. Mold-Filling Study in the EPC Process-Mathematical Model and Flow Characteristics. *AFS Transactions*, 1997, 105: 459 ~ 464
- 26 J. Liu, C.W.Ramsay, D.R. Askeland. A Study of Foam-Metal-Coating Interaction in the LPC Process. *AFS Transactions*, 1997, 105: 419 ~ 425
- 27 Markus Schmid, Friedrich Klein. Experimental Investigation of Mold Filling in High Pressure Die Casting. Brian G.Thomas, Christoph Beckermann eds. *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Process - VIII*. USA: TMS Foundation, 1998: 1131 ~ 1136
- 28 M.R.Barone, D.A.Caulk. New method for thermal analysis of die casting, *J. of Heat Transfer*, 1993.

115 (2): 284 ~ 293

- 29 K. Davey and S. Hinduja. Modeling the transient thermal behavior of the pressure die-casting process with the BEM, *App. Math. Modeling*, 1990, 14 (8): 394 ~ 409
- 30 P.G. Ciarlet and J.L. Lions (editors) . Handbook of numerical analysis, Volume I, Finite Difference Methods (Part I), Solution of Equations in R^n (Part 1), North-Holland, Amsterdam, New York, Oxford, Tokyo, 1990
- 31 Flemings M C. *AIME Trans.* ., 1966. (236): 1157
- 32 Heine R W. *CAE Centre Rept.*. Univ. of Wisconsin. 1982: 32
- 33 Kubo K. *Met. Trans. B*. 166. 1985: 359
- 34 V. K. Suri. Determination of Correlation Factors for Prediction of Shrinkage in Castings—Part I: Prediction of Microporosity in Castings; A Generalized Criterion. *AFS Trans*, 1994: 861 ~ 867
- 35 E. Niyama. A Method of Shrinkage Prediction and Its Application to Steel Casting Practice. *AFS International Cast Metals J*. 1982 (9): 52 ~ 63
- 36 Y. Nagasaka. Three-Dimensional Computer Simulation of Casting Processes. *AFS Trans*, 1989: 553 ~ 564
- 37 Y. W. Lee. The Role of Solidus Velocity in the Feeding Behavior of Al-7Si-0.3Mg Alloy Plate Castings. *Materials Science & Engineering A*. 124. 1990: 233 ~ 240

第 5 章 铸造过程的应力场数值模拟

在铸造生产中，经常由于铸件结构方面的原因及工艺处理不当而出现热裂或者在某些部位存在较大的残余应力或残余变形（如板形件容易产生挠曲，半圆形铸件容易产生扩口），这是铸钢件尤其大型铸钢件中普遍存在的铸造缺陷，这些缺陷严重影响了铸件质量和使用寿命，给工业生产造成了巨大损失。这两种铸造缺陷都直接和凝固过程中热应力的产生与发展有关。铸件凝固过程中各处冷却不均匀和砂型的阻碍作用，造成了热应力和变形，结果产生热裂或者在落砂后铸件中仍然存在较大的残余应力和残余变形，这对铸件的形状、尺寸精度和使用性能有很大的影响。对铸件凝固过程进行应力数值模拟可以更好地了解铸件凝固过程中应力和变形的动态变化，在此基础上研究和预测热裂，并且对铸件进行残余应力和残余变形分析，进行尺寸精度控制，为实际生产提供科学指导。因此，铸件凝固过程热应力数值模拟具有十分重要的意义。热裂一般产生在准固相区，因此应力分析包括固液两相区和凝固以后两个阶段，进行固液两相区的热应力数值模拟，并在此基础上预测热裂的发生；对凝固以后阶段进行热应力数值模拟，计算残余应力和残余变形。

本章主要介绍铸件凝固过程应力数值模拟发展中的主要问题，并将介绍清华大学机械工程系在应力模拟中所做的工作，包括集成应力分析系统和工程应用实例。

5.1 铸件凝固过程应力数值模拟的研究现状

早在 60 年代，科学工作者就开始采用解析的方法对铸锭凝固壳进行应力模拟。随后铸造工作者在这一领域开展了大量的数值模拟研究，尤其是近十几年来，随着热分析的逐步成熟，凝固过程热应力数值模拟得到了快速发展。

已有的凝固过程热应力模拟主要是针对铸件残余应力和残余变形的分析，现已经历了由自己开发程序、采用已有通用有限元应力分析软件、铸件凝固模拟专业软件三个阶段。国内的研究还基本上处于第二阶段。国内、国外开始的研究一般采用自行开发有限元应力分析程序来处理连铸、半连铸及铸锭等能够简化为一维或二维的问题，软件功能较弱，并缺少完善的前后处理，因此应力分析受到很大限制。国内大连理工大学较早地开始进行铸件和连铸坯的应力数值模拟，如对轧辊、连铸坯、汽轮机缸体等的二维热应力分析。后来出现了一些大型通用工程

有限元分析软件, 如 ANSYS、ABAQUS、ADINA、I-DEAS 等, 这些商品化应力分析软件提供了热弹塑性模型等多种一般的材料力学模型, 并且具有一定的有限元的前后处理功能, 可以进行一定程度的凝固过程应力数值模拟, 这为铸件热应力模拟研究提供了便利条件。因此, 很多研究逐渐采用这些软件进行三维应力分析, 如采用 ABAQUS 软件对传动壳铸钢件、624 钢带凹槽圆筒件的热应力分析, 采用 ADINA 和 INAT 对中空轴铸钢件进行了应力场和热裂数值模拟。这些分析针对某一具体铸件或试件, 没有形成完善的铸件热应力分析软件系统。

另一方面, 这些通用有限元分析软件没有专门针对铸件凝固过程中的传热模型和应力应变本构关系模型, 没有提供描述凝固相区的应力应变的本构关系模型, 因此并不完全适合铸件凝固过程应力数值模拟, 尤其是凝固相区的应力数值模拟。但是, 这些软件具有强大的二次开发环境, 它们之间以及和其他许多软件具有多种接口, 因此在这些有限元软件上进行二次开发, 加入适合铸造过程应力模拟的力学本构模型或边界条件处理模型等, 可以减少很多不必要的工作, 这已成为现在铸件凝固过程应力数值模拟的趋势。

近几年来, 国外开发了一些专门用于铸件凝固过程的数值模拟软件, 其中部分软件具有应力分析功能, 将热分析和应力分析结合起来, 如 Magma、Procast、Casts、Physica、TherCast 等。

凝固过程数值模拟中温度场数值模拟算法已经基本成熟, 这使热应力数值模拟成为可能。由于热应力场数值模拟涉及凝固过程复杂的传热分析, 包括与凝固和收缩有关的界面传热。此外还涉及随温度、应力和组织变化的塑性蠕变、铸件/铸型之间的相互作用、液体静水压力、流体流动和热裂形成等, 因此凝固过程热应力数值模拟是当前宏观模拟的热点和难点之一, 目前还基本上处于研究阶段。

5.2 热力耦合

铸件凝固过程中产生的热应力是由于铸件各部分之间的凝固速度不同使得金属收缩受阻所产生的热应力和机械应力。而应力的产生又影响了铸件的冷却过程。因此铸件凝固过程热力耦合包括两个方面: 一是由于铸件各部分冷却状况不同以及铸型对铸件的阻碍作用而在铸件中产生热应力; 二是应力反过来又影响传热, 这包括变形做功产生热量和应力变形对铸件/铸型热边界条件的影响两方面。考虑了应变产生的热效应的传热公式为

$$\rho c_v T \left(1 + \beta + \frac{\beta \epsilon'_{kk}}{3\alpha T} + \frac{\zeta \sigma_{ij} \epsilon'_{ij}}{\rho c_v T} \right) = k T_{,ij} \quad (5-1)$$

式中, $\beta = \frac{3E\alpha^2 T}{\rho c_v (1-2\nu)}$; c_v 为常体积下的比热容; T 为温度; α 为线性热胀系

数； $\dot{\epsilon}_{kk}^e$ 为弹性应变膨胀率； σ_{ij} 为应力； $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 为非弹性应变率； $\zeta \in [0, 1]$ 为非弹性功转换热量所占的分数。

由于上式中左侧括号内后三项很小，所以铸件变形产生的热量很小，可以忽略。铸件和铸型的变形会改变铸件和铸型之间的力学边界条件和传热边界条件，这是因为铸件和铸型的变形使铸件/铸型之间有的部位产生气隙，有的部位紧密接触，气隙的产生会影响传热和力学边界条件，从而影响后续的应力变化。热力耦合效应如图 5-1 所示。

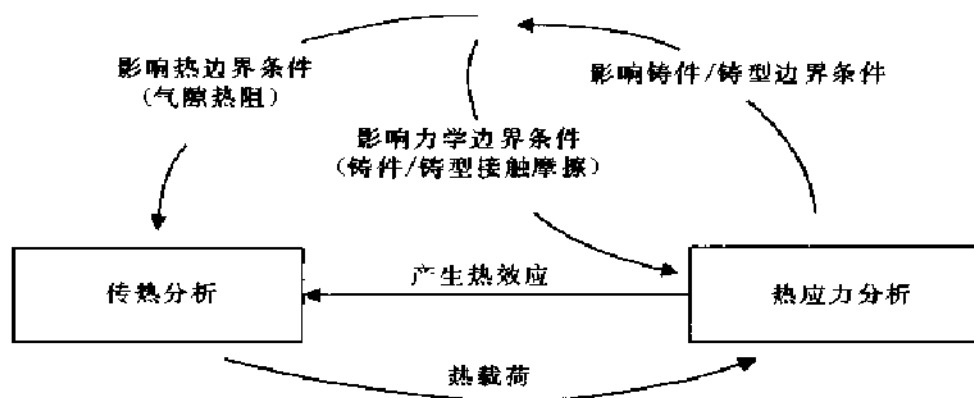


图 5-1 热力耦合图

由于铸件凝固过程存在热力耦合效应，热分析是应力场模拟的基础，同时应力场又改变传热条件，因此应力场数值模拟中包括热分析和应力分析两部分，应力数值模拟的方法一般是先计算温度场然后将温度场作为温度载荷传递到应力分析中。

以前的许多工作只考虑铸件传热对热应力的影响，而不考虑热应力对传热的影响，将热分析和应力分析作为单向耦合来处理，近几年来国外许多研究者开始研究铸件和铸型之间由于变形产生的气隙对传热的影响。热力耦合逐渐由简单到深入，进一步考虑了铸件/铸型复杂的力学边界条件，即应力模拟中考虑铸件/铸型接触摩擦边界条件，得到铸件/铸型的气隙产生情况，从而在下一步的热分析中计算界面热阻，提高了传热计算精度，同时也提高了应力分析精度，这是国外的研究热点之一。

5.3 应力分析模型

凝固过程经过液态、固液两相共存区和固态三个阶段，材料的热物性能和力学性能变化都很大，而且同一时刻可能三个区域共存，因此凝固模拟涉及的应力、应变本构关系非常复杂。由于固液两相区和固相区的力学行为差别很大，因

此铸件凝固过程热应力数值模拟也大致分为固液两相区的模拟和凝固以后阶段的模拟两部分。目前凝固过程应力数值模拟的研究主要集中在凝固以后阶段，而在固液两相区的应力数值模拟方面的研究工作较少。

应力模拟中还涉及材料非线性。材料非线性是指屈服后应力状态不仅和应变状态有关，而且和整个应变过程有关，材料的应力和应变不再符合线性规律，同时，材料的力学性能还是温度的函数。由于铸件凝固过程中产生的变形为小变形，因此可以忽略几何非线性。

5.3.1 准固相区间流变学模型

由于许多铸造缺陷（如缩孔、缩松、热裂等）都是在凝固区间形成的，因此凝固区间的应力分析对研究和预测这些铸造缺陷，尤其是热裂以及残余应力和残余变形分析具有重要的意义。

由于准固相区力学性能测定十分困难，准固相区的力学模型还不完全清楚，因此针对铸件固液两相区的应力分析较少。在铸件残余应力分析中，有的从固液两相区开始计算，其中采用固相区的力学模型（如热弹塑性模型）近似处理固相线以上温度区间，并对固液两相区的力学性能进行假设。如假设在固相线温度以上为零刚度和零位移，忽略热收缩；或者赋给液态金属一个非常小的弹性模量和硬化模量，处于两相区的参数由固相和液相的力学性能插值得到；或者假设液相的高温力学性能不随温度变化，泊松比 ν 近似等于 0.5，液态没有塑性变形。由此可以看出在这些应力分析中固液两相区处理得十分简单，很难准确地反映铸件在凝固区间高温应力、应变的本构关系。

最近几十年发展起来的流变学在固液两相区的力学行为研究方面拓展了新的研究方向。以下主要介绍清华大学建立的基于流变学的应力分析模型及算法。

5.3.1.1 铸造合金准固相区的流变学模型

流变学是专门研究固体、液体、液固（液）混合物、液气、固气混合物的流动及变形规律的科学，其中特别强调时间的因素。流变学主要应用于建筑工程、石油化工、生物学和水利工程等。后来流变学开始被引入到铸造领域并逐渐发展成为一门新的边缘学科——铸造流变学。铸造流变学就是研究铸造过程中材料的流动及变形行为的科学。

流变学中的简单流变模型有绝对刚体、弹性体、粘性体和塑性体等。弹性体即虎克（Hooke）体用 [H] 表示，粘性体即牛顿体用 [N] 表示，塑性体即圣维南体（St. Venant）用 [S] 表示等。Poynton 和 Thomson 采用流变性能机械模型来表示物体流变性能，这些机械模型一般简化为符号，用弹簧 “” 表示弹性体；干摩擦 “” 表示塑性体；粘壶 “” 表示粘性体。一般物体的流变性能十分复杂，不能完全用上述的简单流变模型来直接表示，因此用这几

种基本流变模型的串联和并联的组合形式来表示复杂的流变性能。“—”表示串联，“||”表示并联。串联中各串联体上的应力相等，总应变为各串联体应变之和。并联中各并联体的应变相等，总应力为各并联体应力之和。并且用小括号 ()、中括号 [] 和大括号 { } 表示各简单模型的联接层次。一般流变机械模型用数学式的形式来表示，这些数学式称为流变模型的结构式。

铸造流变学中采用简单的弹性体、粘性体和塑性体等理想的力学模型组合表示材料复杂的流动及变形规律，从而能够准确地反映流动变形随时间的变化（时变性），因此流变学的方法适合处理铸件在凝固过程中尤其是准固相区的流动及变形规律。用铸造流变学的理论方法来研究铸件凝固过程中产生的缺陷及流变行为已成为一个新的研究方向。

一般采用静态剪切法及系统辨识的方法测定金属的流变性能，辨识得到其流变学模型和流变参数。由于铝合金的熔点较低，测量比较容易一些，因此最初测量的大多为铝合金。在研究过程中流变测量装置不断改进，进一步提高了测量精度和测量温度，科学工作者开始测定了一些高熔点合金（铸造铜合金和铸钢等）的固液两相区的流变性能，如 624 钢（低碳合金钢）、ZG270—500、铜合金 ZQSn16-5 和 ZG310—570 的流变性能。试验发现，这些被测定的铸造合金基本上都符合 $H-[H|N]-[N|S]$ 五元件流变模型，其机械模型如图 5-2 所示。这些铸造合金（包括铸造铝合金和铸钢等）在准固相区的流变学模型及流变参数的获得为采用流变学模型对铸件凝固过程中准固相区的应力分析提供了前提条件。

如图 5-2 所示， $[H]-[H|N]-[N|S]$ 流变模型五元件模型中包括弹性体 $[H]$ 、粘弹性体 $[H|N]$ 和粘塑性体 $[N|S]$ 。其中弹性体 $[H]$ 和粘性体 $[N]$ 并联而成粘弹性体 $[H|N]$ ，粘性体 $[N]$ 和塑性体 $[S]$ 并联而成粘塑性体 $[N|S]$ 。

Hooke 体中应变和应力呈线性关系。在瞬时施加应力的作用下产生瞬时应变，继续恒应力作用下应变不随时间变化，在瞬时卸载时应变瞬时回复。

Newton 体在瞬时施加应力情况下并不产生应变，而剪切应变随时间的增大而增大，在瞬时卸载后粘性应变不回复。

St. Venant 体存在一个屈服应力值，当瞬时施加应力小于屈服应力时不产生应变，当应力大于屈服应力时，产生随时间增大的塑性应变。卸载后，应变完全保留下来。

粘弹性体 $[H|N]$ 称为 Kelvin 体。对于 Kelvin 体瞬时施加应力，不产生瞬时应变，在恒应力作用下，粘弹性应变随时间逐渐增大，当时间远远超过其应力松

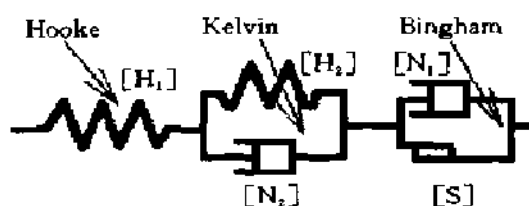


图 5-2 流变模型 $[H]-[H|N]-[N|S]$ 的机械模型

弛系数 ($\theta = \eta_k / G_k$) 时, 粘弹性应变达到最大值, 瞬时卸载后应变不产生瞬时回复, 而是逐渐回复至零。其微分方程式为

$$\dot{\gamma}_k = \frac{\dot{\tau}}{G_k} + \frac{\tau}{\eta_k} \quad (5-2)$$

式中, τ 为剪切应力; $\dot{\gamma}$ 为 γ 对时间的一阶导数即剪切应变速率; G_k 、 η_k 分别为粘弹性体的剪切弹性模量和剪切粘度。

粘塑性体 [NIS] 为一种特殊的 Bingham 体。Bingham 体也存在屈服应力, 当应力小于屈服应力时, 不产生粘塑性应变; 当应力大于屈服应力时, 产生粘塑性应变。并且粘塑性应变受粘性的影响, 滞后于时间, 随时间增大而逐渐增大, 在卸载后不回复。其微分方程式为

$$\dot{\gamma}_b = \begin{cases} 0 \text{ 且 } \gamma_b = 0 & (\tau \leq \tau_s) \\ \frac{\tau - \tau_s}{\eta_b} & (\tau > \tau_s) \end{cases} \quad (5-3)$$

式中的 η_b 和 τ_s 分别为 Bingham 体的粘度和剪切屈服强度。

由以上的讨论可以得出 [H] — [HIN] — [NIS] 流变学模型的瞬时加载、卸载的流变特性曲线如图 5-3 所示。流变学模型 [H] — [HIN] — [NIS] 中也存在屈服应力, 当施加应力小于屈服应力时, 产生瞬时弹性应变 AB 段, 粘弹性应变随时间增大, 并且逐渐达到最大值 BC 段, 瞬时卸载时弹性应变瞬时回复 CD 段, 而粘弹性应变随时间增大而逐渐回复 DE 段, 没有残余应变; 当应力大于屈服应力时, 弹性、粘弹性和粘塑性单元都产生作用, 产生瞬时弹性应变 AF 段和随时间增大的粘弹性、粘塑性应变 FG 段, 瞬时卸载后, 弹性应变瞬时回复 GH 段, 粘弹性应变缓慢回复 HI, 塑性应变 IJ 段被保留下来。

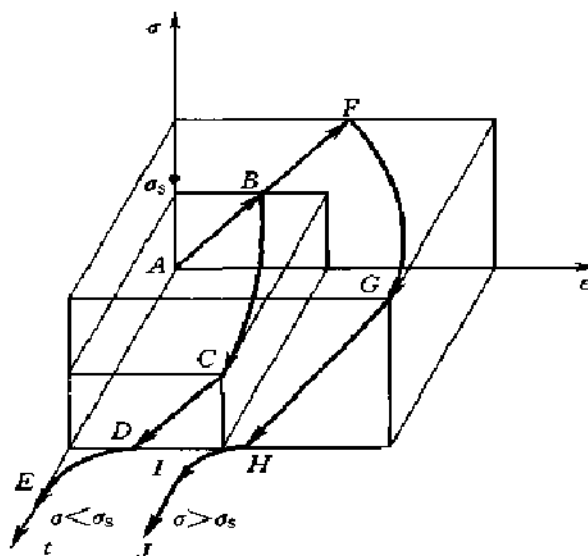


图 5-3 [H] — [HIN] — [NIS] 加载、卸、载流变特性曲线图

5.3.1.2 流变学模型 [H] — [HIN] — [NIS] 的三维本构方程

Hooke 体的应力和应变符合

$$\{\sigma\} = [D_h]\{\epsilon_h\} \quad (5-4)$$

对于 Kelvin 体

$$\{\sigma\} = [D_k]\{\epsilon_k\} + [\lambda_k]\{\dot{\epsilon}_k\} \quad (5-5)$$

式中, $\{\epsilon_h\}$ 和 $\{\epsilon_k\}$ 分别为 Hooke 和 Kelvin 体的应变, 符号上的点为对时间的导数; $[D_h]$ 和 $[D_k]$ 分别为 Hooke 和 Kelvin 体的弹性模量矩阵; λ_k 为 Kelvin 体的粘度系数。

$[D_h]$ 和 $[D_k]$ 可以表示为

$$[D_h] = \frac{E_h(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & & 1 & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ \text{对} & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ & & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \quad (5-6)$$

$$[D_k] = \frac{E_k(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ & & 1 & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ \text{对} & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ & & & & & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \quad (5-7)$$

其中, E_h 、 E_k 分别为 Hooke、Kelvin 体的弹性模量, ν 为泊松比。

λ_k^v 为体积粘度, 当 λ_k^v 无限大时, 对于各向同性材料 $[\lambda_k]$ 为

$$[\lambda_k] = \lambda_k \begin{bmatrix} \frac{4}{3} & -\frac{2}{3} & -\frac{2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{4}{3} & -\frac{2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{4}{3} & 0 & 0 & 0 \\ & & & 1 & 0 & 0 \\ \text{对} & & & & 1 & 0 \\ & & & & & 1 \end{bmatrix} \quad (5-8)$$

粘塑性体的三维应力、应变本构关系十分复杂，其应变率为

$$|\dot{\epsilon}_b| = \frac{1}{3\lambda_b} < \Phi(F) > \frac{\partial Q}{\partial |\sigma|} \quad (5-9)$$

式中， λ_b 是 Bingham 体的拉伸粘度； F 是屈服函数； Q 是粘塑性势； $< \Phi(F) >$ 是开关函数。

开关函数为

$$\begin{aligned} \text{IF } F < 0 \quad & < \Phi(F) > = 0 \\ \text{IF } F > 0 \quad & < \Phi(F) > = \Phi(F) \end{aligned}$$

粘塑性势即粘塑性应变能，其相等的点连接起来形成的曲面称为粘塑性势面。对于金属材料一般符合相关联流动，即粘塑性势面与屈服面重合 $Q = F$ ，取 $< \Phi(F) > = F$ 。

屈服函数为：

$$F = f(\sigma, T) - \sigma_s(\epsilon_b, T) \quad (5-10)$$

其中， T 为温度； σ_s 为屈服应力。

屈服应力是粘塑性应变和温度的函数，

$$\sigma_s(\epsilon_b, T) = \sigma_{s0}(T) + H'(T)\epsilon_b \quad (5-11)$$

其中， $H'(T)$ 为硬化系数，由于准固相区一般没有应变硬化现象， $H' \approx 0$ ，因此屈服应力仅是温度的函数。采用 Von Mises 屈服准则有

$$f(\sigma, T) = \bar{\sigma} \quad (5-12)$$

将式 (5-9) 化简得

$$|\dot{\epsilon}_b| = \frac{1}{2\lambda_b} \left(1 - \frac{\sigma_s}{\bar{\sigma}} \right) \{\sigma'\} \quad (5-13)$$

式中， $\bar{\sigma}$ 是等效应力； $\{\sigma'\}$ 是应力偏量。

由此可见，粘塑性应变速率 $|\dot{\epsilon}_b|$ 和应力偏量、Bingham 体粘度、等效应力以及屈服应力有关。其中应力偏量 $\{\sigma'\}$ 为

$$\{\sigma'\} = \{\sigma\} - \sigma_m \delta_{ij} \quad (5-14)$$

其中 δ_{ij} 为 Kronecker 记号，表示为

$$\delta_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (5-15)$$

σ_m 为三个主应力 σ_1 、 σ_2 、 σ_3 的平均值

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (5-16)$$

屈服前只有弹性体和粘弹性体起作用，因此总应变可以分解为弹性应变 $|\epsilon_h|$ 、粘弹性应变 $|\epsilon_k|$ 和热应变 $|\epsilon_{th}|$ ，其表达式为

$$\{\epsilon\} = \{\epsilon_h\} + \{\epsilon_k\} + \{\epsilon_{th}\} \quad (5-17)$$

因此屈服前应力、应变符合

$$\begin{cases} \{\sigma\} = [D_h]\{\epsilon_h\} \\ \{\sigma\} = [D_k]\{\epsilon_k\} + [\lambda_k]\{\dot{\epsilon}_k\} \\ \{\sigma\} = \{\epsilon_h\} + \{\epsilon_k\} + \{\epsilon_{th}\} \end{cases} \quad (5-18)$$

屈服后粘塑性单元发生作用, 总应变可以分解弹性应变、粘弹性应变、粘塑性应变和热应变, 其表达式为

$$\{\epsilon\} = \{\epsilon_h\} + \{\epsilon_k\} + \{\epsilon_b\} + \{\epsilon_{th}\} \quad (5-19)$$

因此屈服后应力应变符合

$$\begin{cases} \{\sigma\} = [D_h]\{\epsilon_h\} \\ \{\sigma\} = [D_k]\{\epsilon_k\} + [\lambda_k]\{\dot{\epsilon}_k\} \\ \{\dot{\epsilon}_b\} = \frac{1}{2\lambda_b} \left(1 - \frac{\sigma_s}{\sigma}\right) \{\sigma'\} \\ \{\epsilon\} = \{\epsilon_h\} + \{\epsilon_k\} + \{\epsilon_b\} + \{\epsilon_{th}\} \end{cases} \quad (5-20)$$

5.3.1.3 流变学模型的有限元算法

有了应力分析的模型, 要应用到实际中去, 还要进行离散并结合数值算法。有限元法是应力分析计算普遍采用的方法, 下面就讨论如何建立基于流变学模型的有限元数值算法。数值算法的核心是建立平衡方程, 在平衡方程的基础上再进行离散。

平衡方程一般建立在应力、应变增量的基础上, 因此以下讨论针对 t_n 时间步长。

1. 应力、应变增量关系 第 n 时刻时 Hooke 体的应力、应变增量为

$$\Delta\{\sigma\}_n = [D_h]_n \Delta\{\epsilon_h\}_n \quad (5-21)$$

Kelvin 体的应力、应变增量近似符合

$$\Delta\{\sigma\}_n \approx [D_k]_n \Delta\{\epsilon_k\}_n \quad (5-22)$$

其中, $[D_h]_n$ 和 $[D_k]_n$ 分别是第 n 步的 Hooke 体和 Kelvin 体的弹性模量矩阵。

合并式 (5-21) 和式 (5-22) 得

$$\Delta\{\sigma\}_n = ([D_h]_n^{-1} + [D_k]_n^{-1})^{-1} (\Delta\{\epsilon_h\}_n + \Delta\{\epsilon_k\}_n) \quad (5-23)$$

发生屈服后, 粘塑性应变增量表示为

$$\Delta\{\epsilon_b\}_n = \Delta t_n [(1 - m)\{\dot{\epsilon}_b\}_n + m\{\dot{\epsilon}_b\}_{n+1}] \quad (5-24)$$

式中的 m 为系数, $0 \leq m \leq 1$ 。当 $m = 0$ 时, 表示应变增量完全由所在时间 t_n 的应变速率确定, 因此得到完全的向前差分格式; 当 $m = 1$ 时表示应变增量由时间间隔终了的应变速率确定, 因此得到完全的向后差分格式。

将粘塑性应变率按一阶泰勒级数展开得

$$\{\dot{\epsilon}_b\}_{n+1} = \{\dot{\epsilon}_b\}_n + [H]_n \Delta\{\sigma\}_n \quad (5-25)$$

式中, $[H]_n = \frac{\partial \{\dot{\epsilon}_b\}_n}{\partial \{\sigma\}_n}$, $[H]_n$ 的计算见参考文献。

将式 (5-25) 代入式 (5-24) 得

$$\Delta\{\epsilon_b\}_n = \{\dot{\epsilon}_b\}_n \Delta t_n + m \Delta t_n [H]_n \Delta\{\sigma\}_n \quad (5-26)$$

总应变增量可以分解为弹性应变、粘弹性应变、粘塑性应变和热应变, 其表达式为

$$\Delta\{\epsilon\}_n = \Delta\{\epsilon_e\}_n + \Delta\{\epsilon_k\}_n + \Delta\{\epsilon_b\}_n + \Delta\{\epsilon_{th}\}_n \quad (5-27)$$

总应变增量为

$$\Delta\{\epsilon\}_n = [B] \Delta\{\delta\}_n \quad (5-28)$$

其中的 $\{\delta\}_n$ 为节点位移增量列阵, $[B]$ 为应变一位移矩阵, 可表示为

$$[B] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \quad (5-29)$$

将式 (5-27) 代入式 (5-23) 得屈服后的应力应变增量方程为

$$\Delta\{\sigma\}_n = ([D_h]_n^{-1} + [D_k]_n^{-1})^{-1} (\Delta\{\epsilon\}_n - \Delta\{\epsilon_{th}\}_n - \{\dot{\epsilon}_b\}_n \Delta t_n - m \Delta t_n [H]_n \Delta\{\sigma\}_n) \quad (5-30)$$

简写成

$$\Delta\{\sigma\}_n = [\hat{D}]_n (\Delta\{\epsilon\}_n - \Delta\{\epsilon_{th}\}_n - \{\dot{\epsilon}_b\}_n \Delta t_n) \quad (5-31)$$

其中

$$[\hat{D}]_n = ([D_h]_n^{-1} + [D_k]_n^{-1} + m \Delta t_n [H]_n)^{-1} \quad (5-32)$$

屈服前, 只有弹性和粘弹性元件起作用, 即 $\{\dot{\epsilon}_b\}_n = 0$ 。此时得到

$$\Delta\{\sigma\}_n = [\hat{D}]_n (\Delta\{\epsilon\}_n - \Delta\{\epsilon_{th}\}_n) \quad (5-33)$$

其中

$$[\hat{D}]_n = ([D_h]_n^{-1} + [D_k]_n^{-1})^{-1} \quad (5-34)$$

热应变由温度载荷求得

$$\Delta\{\epsilon_{th}\}_n = \alpha\{\Delta T, \Delta T, \Delta T, 0, 0, 0\}^T \quad (5-35)$$

式中, α 为线性热胀系数; ΔT 为 Δt_n 时间间隔内温度降低值。

2. 平衡方程 由式 (5-33) 和式 (5-31) 及虚功原理分别得到屈服前和屈服后的平衡方程分别为式 (5-36) 和式 (5-37)

$$\sum_v [B]^T [\hat{D}]_n [B] \Delta\{\delta\}_n dV = \sum_v [B]^T [\hat{D}]_n \Delta\{\epsilon_{th}\}_n dV \quad (5-36)$$

$$\sum_v [B]^T [\hat{D}]_n [B] \Delta\{\delta\}_n dV = \sum_v [B]^T [\hat{D}]_n \Delta\{\epsilon_{th}\}_n dV + \sum_v [B]^T [\hat{D}]_n \{\dot{\epsilon}_b\}_n \Delta t_n dV \quad (5-37)$$

上式 (5-37) 中右侧第一项为热载荷, 第二项为粘塑性应变修正项。

5.3.1.4 应力、应变求解

在温度场模拟的基础上采用增量法计算热应力及 Hooke、Bingham、Kelvin 体的应变。求解线性方程组得到位移增量 $\Delta\{\delta\}$ 。

应力求解的收敛性是由式 (5-24) 中的 m 决定的。当 $m > 1/2$ 时粘塑性应变是无条件稳定的。但不能保证在任何阶段解的精确程度, 所以在实际计算中 m 取 $2/3$, 并且收敛时间步长随温度降低的幅度大小不同而取适当的时间步长。

屈服准则采用 Von Mises 屈服准则。屈服前只有弹性和粘弹性变形, 即 Hooke 体和 Kelvin 体起作用; 发生屈服后, 产生粘塑性变形, Bingham 体发生作用。

5.3.2 固相高温区—热弹塑性模型

目前, 铸造应力计算的力学模型主要有热弹性模型、热粘弹性模型、热弹塑性模型、热弹粘塑性模型、Heyn 模型、Perzyna 模型和统一内状态变量模型等, 其中热弹塑性模型被广泛采用。

热弹塑性本构理论模型不直接计入粘性效应, 它认为材料屈服前为弹性, 屈服后则为塑性, 弹性模量与屈服应力是温度的函数, 且当材料接近熔点时, 弹性模量与屈服应力均变为 0。

Heyn 模型认为材料存在一个临界温度 T_{cr} , 当温度高于 T_{cr} 时材料表现为完全塑性, 且其屈服强度与硬化模量均为 0, 故不产生应力, 当温度低于 T_{cr} 时, 材料为弹性, 弹性模量为温度的函数。

Perzyna 模型又称弹粘塑性模型或过应力模型, 是针对高应变速率而引入的一种本构理论, 它认为材料屈服前表现为弹性, 材料屈服后表现为粘塑性。

内状态变量模型认为高温状态下粘性、蠕变与塑性变形是无法从物理本质上严格区分的, 故采用变形非线性应变来表示塑性与粘性应变之和, 非线性应变速率是应力、温度、内状态变量的函数。该模型可较好地模拟铝及钢在较高温度与变形速率温度范围内的应力、应变关系, 更适应于模拟变形速率较小的砂型铸造工艺。

一般最常用的模型是热弹塑性模型,在该模型中,材料的非线性问题一般处理成双线性模型,即将应力-应变曲线简化为双线性,弹性阶段和塑性阶段都为线性。

5.3.2.1 热弹塑性模型

弹性应力增量和应变增量符合式 (5-21)。热弹塑性模型中塑性的处理比较复杂,以下给出了热弹塑性模型中塑性的计算方法。

塑性应变增量的大小和方向由流动准则确定

$$\{d\epsilon_{pl}\} = \lambda_{pl} \left\{ \frac{\partial Q}{\partial \sigma} \right\} \quad (5-38)$$

式中, λ_{pl} 系数; Q 是塑性势,它是应力的函数。

上式中的 $\left\{ \frac{\partial Q}{\partial \sigma} \right\}$ 已知,关键是求 λ_{pl} 。以下是求 λ_{pl} 的过程。

对于相关联流动

$$Q(\{\sigma\}) = F(\{\sigma\}) \quad (5-39)$$

硬化定律决定塑性阶段屈服面的移动。因此

$$F(\{\sigma\}, \kappa, \{\alpha\}) = 0 \quad (5-40)$$

其中, κ 、 $\{\alpha\}$ 是内部变量,分别为塑性功和塑性屈服面的移动。塑性功 κ 是加载历史所做塑性功的总和,其表达式为

$$\kappa = \int \{\sigma\}^T \{d\epsilon_{pl}\} \quad (5-41)$$

屈服面的移动 $\{\alpha\}$ 也和加载历史有关

$$\{\alpha\} = \int C \{d\epsilon_{pl}\} \quad (5-42)$$

其中, C 为材料参数。

将方程式 (5-40) 离散,得

$$dF = \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T \{d\sigma\} + \frac{\partial F}{\partial \kappa} d\kappa + \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T \{d\alpha\} = 0 \quad (5-43)$$

由式 (5-41) 和式 (5-42) 得

$$d\kappa = \{\sigma\}^T \{d\epsilon_{pl}\} \quad (5-44)$$

$$\{d\alpha\} = C \{d\epsilon_{pl}\} \quad (5-45)$$

总的应变增量 $\{d\epsilon\}$ 分为弹性应变增量 $\{d\epsilon_e\}$ 、塑性应变增量 $\{d\epsilon_{pl}\}$ 和热应变增量 $\{d\epsilon_{th}\}$, 所以

$$\{d\epsilon_e\} = \{d\epsilon\} - \{d\epsilon_{pl}\} - \{d\epsilon_{th}\} \quad (5-46)$$

合并式 (5-21) 和式 (5-46), 并将式 (5-38)、式 (5-44) 和式 (5-45) 带入式 (5-43) 得到

$$\lambda_{pl} = \frac{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T [D] (\{d\epsilon\} - \{d\epsilon_{th}\})}{-\frac{\partial F}{\partial \kappa} \{ \sigma \}^T \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\} - C \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\} + \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T [D] \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}} \quad (5-47)$$

将式 (5-47) λ_{pl} 代入式 (5-38) 即可求得塑性应变增量。

5.3.2.2 流变学模型和热弹塑性模型比较

流变学模型和热弹塑性模型具有一定的差别, 它们的比较如表 5-1 所示。从表 5-1 可以看出, 流变学模型包含弹性、粘弹性和粘塑性单元, 考虑了粘性。粘塑性单元的本构方程用粘塑性应变率表示, 因此粘塑性应变和时间有关。目前已有许多试验表明测定的合金基本都符合流变学模型, 所以流变学模型更适合描述准固相区的应力-应变本构关系。热弹塑性模型包括弹性和塑性单元, 没有考虑粘性。从塑性应变表达式中可以看出塑性应变增量和时间无关, 因此该模型不能很好地反映准固相区的应力-应变本构关系, 不适合进行准固相区应力分析。另一方面, 热弹塑性模型比较成熟, 在凝固以后阶段的应力分析中具有一定的优势。因此采用这两个模型可分别进行准固相区和凝固以后阶段的应力分析。

表 5-1 流变学模型与热弹塑性模型的比较

项 目	流变学模型	热弹塑性模型
包括的单元	弹性、粘弹性和粘塑性	弹性和塑性
粘塑性应变和塑性应变区别	粘塑性应变率 $\dot{\epsilon}_p = \frac{1}{3\lambda_0} < \Phi(F) > \frac{\partial Q}{\partial \sigma}$	塑性应变 $\{d\epsilon_p\} = \lambda_{pl} \left\{ \frac{\partial Q}{\partial \sigma} \right\}$
时间效应	考虑	不考虑
适用范围	准固相区	凝固以后阶段

5.4 铸件/铸型边界条件处理——接触单元法

铸件凝固过程中铸件/铸型的力学边界条件非常复杂, 铸件/铸型接触面之间存在摩擦力的相互作用, 而有的部位会产生气隙, 脱离接触。许多研究将铸型处理成完全刚性, 或不考虑砂型的阻碍作用, 忽略铸件/铸型之间的摩擦。现在随着研究的深入, 开始考虑铸型/铸件的相互作用。Jeffery 采用接触单元, 从土壤力学角度出发建立了力-位移单元来处理铸型对铸件表面的力学约束条件。邓康采用了不同弹性模量压缩弹簧模型来处理铸型对铸件的收缩阻碍作用, 具体方法是将铸型简化为只能承受压力而不能承受拉力的弹性支撑, 在计算中将铸型的作用考虑为在铸件表面节点上沿铸件表面法向支撑的模量为 K 的弹簧, 若弹簧受拉, $K=0$, 相反 $K>0$; K 值由砂型高温力学性能测试结果换算得到。这里主要介绍

清华大学采用接触单元法处理铸件/铸型边界条件。

接触问题是一类复杂的非线性问题，属于边界条件非线性问题。其复杂性主要来源于系统状态的改变，即物体之间的分离、接触。在接触问题中，两个接触体之间的接触面通常是预先未知的，边界条件不是在计算之前就可以给出的，而是由计算结果给出的。两个接触体间接触面的面积与压力分布随外载变化而变化，并与接触体的刚性有关。铸件/铸型之间就属于接触单元问题。

5.4.1 点面接触单元有限元模型

点面接触的分析模型如图 5-4 所示，两个潜在的接触表面均可指定为目标面或接触面，目标面由目标节点 I 和 J 表示，接触面由接触点 K 表示。一个接触点可以和任意两个目标点构成一个三角形接触单元。在设计分析时，为减少运算量，只在可能接触的节点上建立接触单元。

简单地讲，当接触节点进入目标表面，就会有接触发生。决定接触进入的第一步是要区分近区域和远区域接触。图 5-5 显示了以目标面中心为圆心的圆形区域中相对应的几个接触节点位置，这个圆被参考为“弹球 (Pinball)”。当一个接

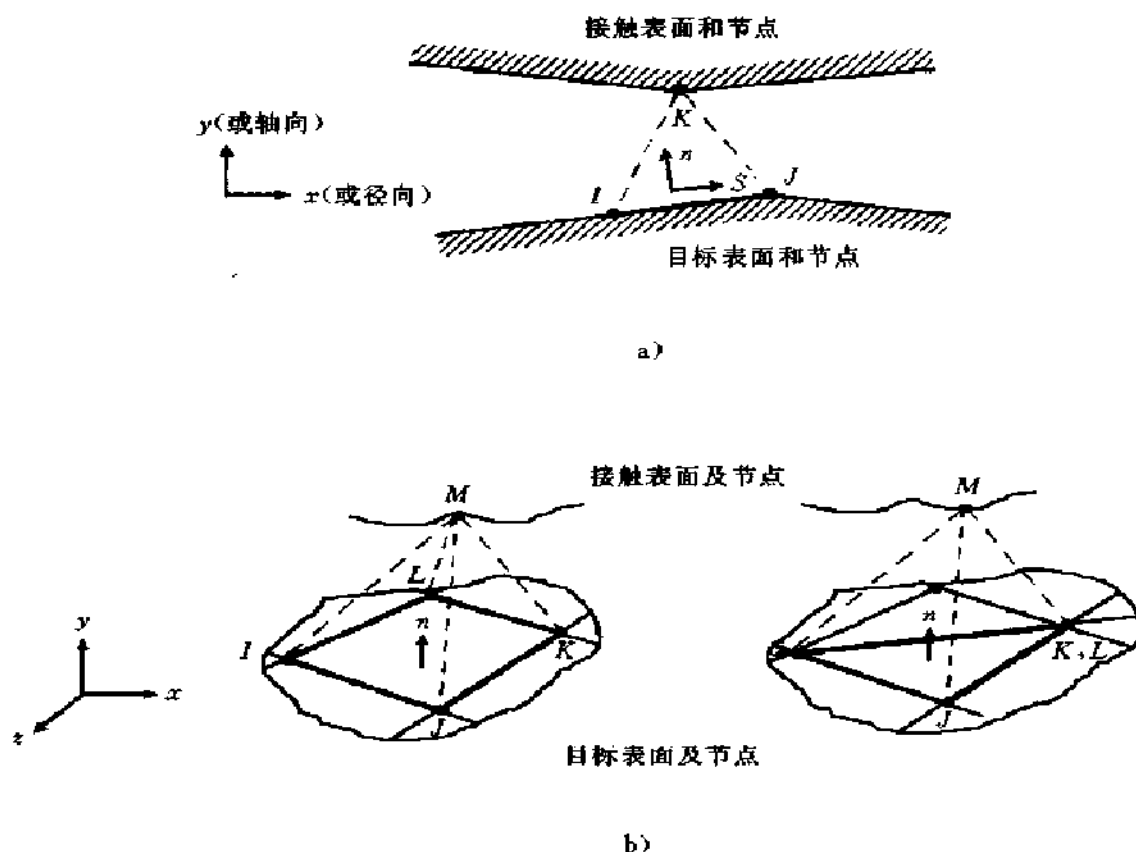


图 5-4 点面接触分析模型

a) 二维点面接触模型 b) 三维点面接触模型

触节点在弹球之外，假定它为“开”接触情形，不管这个节点 K 是在目标节点的上方还是下方。只有当接触节点在弹球内时，才会发生进入现象。

同普通有限元单元相比，接触单元除了不是一种实体的离散之外，它还没有形状函数，其刚度矩阵是阶跃的，大小是预先确定的，计算时需根据不同的状态取值。

接触问题的分析主要是从各种变分原理出发，求出最后控制方程。目前，对于一般性接触问题，通常采用罚有限元法。它的基本思想是将两接触体在接触时材料不得相互覆盖的条件作为惩罚项引入接触方程。

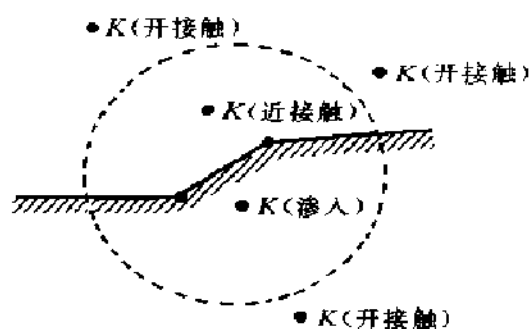


图 5-5 接触状态的判别

分析的步骤：

(1) 按有限元基本思想将接触体离散化，并确定接触边界条件。由接触边界变形协调的变分原理出发，建立整个接触系统的控制方程，这是一个非线性增量方程。

(2) 求解控制方程并得到节点的接触力。由节点接触力求出接触表面单元上的当量分布力，进而求出单元合力，由单元合力判断两接触表面单元的接触情况，再进一步判断主动网格节点的接触状态。

(3) 根据新的接触状态修正控制方程。如果判断解尚未收敛，对新的控制方程重复上述过程，这样反复迭代，直至收敛。

下面分别介绍接触状态的判别准则和接触力。

5.4.2 接触状态的判别准则

以图 5-4 a 中的二维模型为例说明接触状态的判别问题。接触节点到目标面的单位法向矢量和单位切向矢量分别为

$$\{n\} = \{v\} \times \{s\} \quad (5-48)$$

$$\{s\} = (\{X_J\} - \{X_I\})/L \quad (5-49)$$

式中， $\{v\}$ 为到整体 $X-Y$ 平面的单位法向矢量； $\{X_I\}$ 、 $\{X_J\}$ 分别为节点 I 、 J 的位置矢量； L 为目标部分的长度， $L = |\{X_J\} - \{X_I\}|$ 。

在局部坐标系 $s-n$ 中，目标面与接触面之间间隙 g 定义为

$$g = (\{X_K\} - \{X_I\})^T \{n\} \quad (5-50)$$

式中的 $\{X_K\}$ 为节点 K 的位置矢量。当 $g > TLON$ 时，为开式接触；当 $g \leq TLON$ 时，为闭式接触，即 K 与 IJ 接触。 $TLON$ 是一个很小的参考值， $TLON$ 可以等于零。

5.4.3 接触力

如前所述，当接触点 K 渗透到由目标节点 I 、 J 定义的目标面时，接触即发

生。渗透性是由间隙值 g 表示的。间隙值 g 与接触部位所受的法向力 F 有一定的对应关系。罚函数法 (Penalty Method) 及罚函数加拉格朗日乘子法 (Combined Penalty Plus Lagrange Multiplier Method) 可有效地处理这个对应关系。

对于罚函数法, 法向接触力表示为

$$F_n = \begin{cases} K_n \times g & g \leq 0 \\ 0 & g \geq 0 \end{cases} \quad (5-51)$$

式中的 K_n 为接触刚度。

对于罚函数加拉格朗日乘子法, 力的拉格朗日多项式在每个单元反复地迭代, 法向接触力表示为

$$F_n = \min(0, K_n \times g + \lambda_{i+1}) \quad (5-52)$$

式中的 λ_{i+1} 为第 $i+1$ 迭代步中的拉格朗日乘子力, 它表示为

$$\lambda_{i+1} = \begin{cases} \lambda_i + \alpha \times K_n \times g & |g| \geq \epsilon \\ \lambda_i & |g| < \epsilon \end{cases} \quad (5-53)$$

其中, ϵ 为用户定义的相容性间隙限制, α 为内部计算的因子 ($\alpha < 1$)。

接触表面的摩擦力即接触面的切向力, 是由于接触节点相遇和沿着目标节点移动时增加的摩擦产生的。

对于三种摩擦形式 (无摩擦、弹性库仑摩擦和刚性库仑摩擦), 摩擦力表示为

$$F_s = \begin{cases} 0 & \text{(无摩擦时)} \\ K_t \times u_s^e < \mu \times \overline{F}_s & \text{(粘结接触时)} \\ \overline{F}_s & \text{(滑移接触时)} \end{cases} \quad (5-54)$$

式中, K_t 为粘结刚度; u_s^e 为弹性切向变形; $\overline{F}_s$ 为库仑摩擦模式中的粘结力极限; μ 为静动摩擦系数之比。

5.5 凝固过程 FDM/FEM 集成热应力分析系统

5.5.1 数值计算方法

数值模拟中经常采用的数值求解方法绝大多数为有限差分法 (Finite Difference Method 简称为 FDM)、有限元法 (Finite Element Method 简称为 FEM)、边界元法 (Boundary Element Method 简称为 BEM)、有限体积法 (Finite Volume Method 简称为 FVM) 和控制体积有限差分法 (Control Volume Finite Difference Method 简称为 CV-FDM)。目前采用后三种方法对铸件进行应力分析还很少, 仍然处于探索阶段。

有限差分法在热分析中广泛应用, 具有简单方便、易处理等特点, 而且能够

进行流场分析, 缺点是很难进行应力分析。有限元法的几何实体模型离散程度高, 计算精度高, 但离散困难, 模型复杂。由于基于连续介质, 因此很难处理铸件的缩孔等缺陷, 并且难以进行流场分析。有限体积法是伴随有限差分法出现的, 主要应用于流体力学和传热学中。边界元法只需将求解域的边界划分成单元, 使求解维数降低, 如三维问题可以化为二维, 二维问题可以化为一维, 输入数据大为减少, 计算时间缩短, 其误差只来自于边界, 精度高, 可以处理力学、流体力学、传热学等。但是, BEM 在处理凝固区域不均匀介质时, 仍有许多问题尚未解决。从目前发展情况看, BEM 还不成熟, 商品化软件包极少。控制体积有限差分法是在有限差分法的基础上发展起来的, 操作方法简单, 但计算精度较低。

应力分析中实现应力场和温度场耦合计算有两种方法: 一种是采用不同的方法计算温度场和应力场, 如采用有限差分计算温度场, 然后采用有限元法计算应力场, 或者采用有限体积法计算温度场, 然后采用有限元法计算应力场; 另一种是温度场和应力场都采用相同的方法, 如有限元法。热分析和应力分析采用不同的方法是为了方便热分析, 充分体现各数值算法的优点, 但是存在不同算法模型间的匹配问题以及由此带来的误差, 如有限差分模型或有限体积模型和有限元模型的匹配。热分析和应力分析都采用相同的方法, 温度场和应力场能够很好匹配, 并且能够实现应力场和温度场计算耦合, 但计算复杂而且计算量大。

5.5.2 集成热应力分析系统

应力分析是热力耦合分析, 在实际铸件应力分析中还涉及到从三维几何实体造型一直到计算结果后处理等许多方面, 因此对实际铸件进行应力分析是系统性的, 需要建立一套应力分析系统。

清华大学开发的集成应力分析系统中, 热分析和应力分析采用了不同的数值方法, 吸收了有限差分法和有限元法分别在热分析和应力分析方面的优点, 开发了有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块, 建立了铸件凝固过程 FDM/FEM 集成热应力分析系统, 系统框图如图 5-6 所示。其中热分析采用清华大学开发的基于有限差分法的凝固过程热分析软件 FT-STAR; 应力分析采用有限元法, 包括自行开发的基于流变学模型的准固相区的应力分析和基于 ANSYS 等常见商品化软件中的热弹塑性模型的残余应力分析。该系统既可进行准固相区又可进行凝固以后阶段的应力分析。该集成系统包括三维几何实体造型、基于有限差分法的热分析、有限差分模型/有限元模型温度载荷转换、基于流变学模型的有限元应力分析、基于热弹塑性模型的有限元应力分析和有限元前后处理等模块。

现在微型计算机的处理能力越来越强, 微机的软件资源日益丰富, 因此, 越来越多的 CAD/CAE/CAM 及 FEA 软件商面向广阔的微机市场, 开发出许多微机版的软件产品, 降低了用户的使用成本, 增大了用户群。例如, 已经出现基于

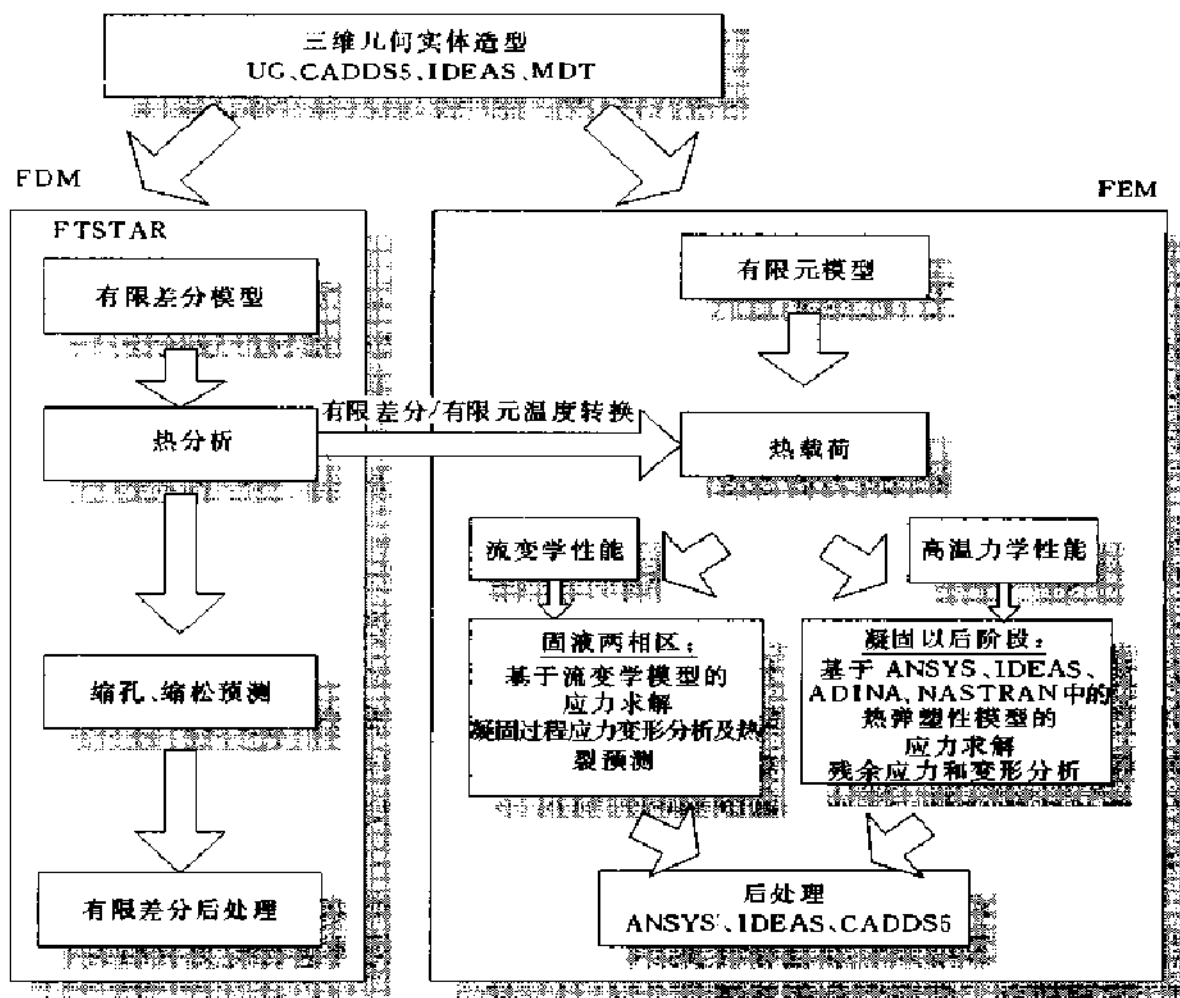


图 5-6 凝固过程 FDM/FEM 集成热应力分析系统框图

Windows 2000/Window NT 32 位平台的微机版 ANSYS、I-DEAS、UG 等通用的商品化软件。因此该系统可在工作站上运行，又可在微机上运行。

1. 三维几何实体造型 三维几何实体造型是三维数值模拟的基础，既要能够输出 STL 格式，以便进行有限差分网格剖分和热分析，又要具有和有限元分析软件的接口，以便进行有限元网格剖分。具有这一功能的软件有工作站或微机平台上运行的 CADD5、IDEAS、UG、MDT 等。

2. 有限差分热分析 三维几何实体造型后输出 *.STL 格式文件，然后转入 FT-STAR 软件进行有限差分网格剖分，并进行凝固过程传热分析。传热分析中按一定时间间隔输出温度场。由于铸件凝固过程应力分析包括准固相区及凝固以后直到落砂空冷至室温的整个过程的应力分析，因此热分析同样包括这一整个凝固过程。在该过程中涉及到收缩补缩和许多复杂传热边界条件，如在铸型中铸件和

铸型接触以热传导为主，铸型和空气接触主要以辐射和对流传热为主，落砂后铸件和空气接触，主要以辐射和对流为主。同时温度区间跨度很大，铸件的热物性参数随温度变化很大。因此应力分析要求比较全面、准确的热分析。

3. 有限元前处理 三维几何实体造型后输出 *.IGES 格式文件，将该文件读入到 ANSYS 或其他有限元模型中进行有限元网格剖分，生成有限元模型。对于三维实体模型有限元模型剖分一般有两种剖分方法：全自动剖分和映像剖分。全自动剖分能够将复杂三维实体自动剖分成四面体单元，映像剖分可以将规则实体剖分成六面体单元。此外，ANSYS 等软件还具有自适应网格剖分功能，即自动估计各部位的剖分误差，从而在保证剖分精度的情况下调整各部位的单元大小，一般还提供局部加密功能。有限元模型主要包括节点、单元和约束信息。节点、单元的编号规则有多种，这决定了有限元应力分析中方程组的解法及数组存储方法。基于流变学模型的应力分析，采用了三角分解法求解方程组和一维半带宽存储法存储数组，该方法要求节点编号构成的半带宽最小。因此基于流变学模型的应力分析要将有限元模型节点按半带宽重新排序，然后输出新的有限元模型。

4. 有限差分模型/有限元模型温度载荷转换 有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块是基于有限差分法和基于有限元法的应力分析的桥梁，通过该模块将有限差分温度场转换为有限元模型下的温度场，作为应力分析的温度载荷，以便进行应力分析。

有限差分模型/有限元模型温度载荷转换模块中引入插值函数。有限差分单元温度采用外节点法定义，即按一定规则将有限差分单元的温度赋给该单元的某一顶点（节点）上，如左下角顶点。插值函数的构造是：有限元的任一节点 P 的温度与该节点周围的有限差分单元的顶点的温度有关，各有限差分顶点温度对节点 P 的贡献与其到 P 点的距离 l_i 成反比，建立的温度插值公式为

$$T_p = \frac{\sum_{i=1}^n l_i^{-1} T_i}{\sum_{i=1}^n l_i^{-1}} \quad (5-55)$$

其中 n 是以节点 P 为球心给定半径 R 的球形空间内的有限差分的顶点个数，其示意图如图 5-7 所示。

5. 应力分析 凝固过程中不同阶段采用不同的应力模型，凝固相区应力分析采用流变学模型，

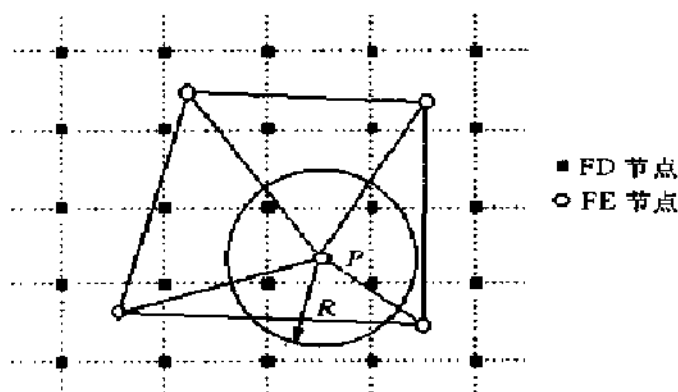


图 5-7 温度插值示意图

凝固以后阶段应力分析采用弹塑性模型。应力分析中首先读入有限元模型和力学边界条件,两种模型的分析分别读入高温力学性能参数和流变性能参数等。应力分析中顺序读取温度载荷步长。在该集成应力分析系统中,热力分析采用单向耦合,即热分析和应力分析顺序进行,首先进行热分析,然后将热分析得到的温度场转化为温度载荷输入到应力分析中。

凝固相区应力数值模拟的主要目的是进行热裂分析和预测,以及了解凝固过程中铸件的应力和变形的动态变化。凝固以后阶段的应力分析主要用来计算残余应力与残余变形。

6. 有限元后处理 基于流变学模型的应力分析结果按 ANSYS 等软件要求的格式输出,实现借助于这些软件进行显示和分析。在这些软件内进行的基于热弹塑性模型的凝固以后阶段的应力分析自然也在这些软件中进行后处理。

5.5.3 应力分析软件介绍

近年来出现了许多大型通用工程有限元分析软件,如 Pro/E、ANSYS、ABAQUS、ADINA、NASTRAN、SAP 和 MARC 等。这些软件一般都带有热弹塑性模型。其中 ANSYS 具有强大的有限元应力分析功能、具有完善的有限元前处理和后处理功能,并且在国内应用比较普遍。ANSYS 具有 IGES 格式接口,并且和 CADD5、NASTRAN 等软件具有接口。其应力求解采用初始应力法,采用 Von Mises 屈服准则判断屈服,线性方程组有多种求解方法,如波前法、Jacobi 共轭梯度法等。缺点是三维几何实体造型功能较弱,也没有 STL 格式接口。

Pro/E 具有强大的造型功能和应力分析功能,并具有多种接口,应用普遍。

CADD5 软件是原 CV (Computer Vision) 公司的造型及有限元分析软件,具有强大的造型功能(参数化造型和复杂的空间曲面造型)及 STL 格式接口,并且具有一定的有限元分析功能。

ADINA 软件在国内出现较早,应力分析功能较强,但是缺少友好的操作界面和完善的前后处理功能,没有升级版本。

ABAQUS 是目前国际上著名的非线性有限元分析软件,它提供了一个用户子程序 UMAT,以帮助用户把自己的材料模型结合进 ABAQUS 程序。

NASTRAN 是功能齐全的大型通用结构有限元分析软件。程序还提供了开放式用户开发环境——DMAP 二次开发语言及十余种 CAD 接口,可进行二次开发,以满足用户的特殊需要。

具有和有限元应力分析软件接口的造型软件有 UG、MDT 等。

UG 具有强大的造型功能和 STL 格式接口,在国内应用十分普遍,但没有应力分析功能,因而是造型的较好软件。

MDT 一开始就基于微机,是在 Auto CAD 基础上发展起来的,可以和 Auto CAD 无缝连接,具有较强的造型功能和 STL 格式接口及 IGES 格式接口,能够满

足一般复杂铸件造型要求,操作简单方便,价格便宜,是一般企业的首选软件。

此外,最近出现了一些与铸造特点针对性比较强的凝固过程应力数值模拟研究软件,如德国铸造研究所开发的 CASTS、英国格林威治大学开发的 PHISICA 和 CEMEF 开发的 TherCast 等,这些软件包含自行开发的力学边界条件的处理功能。

5.5.4 高温力学性能和高温流变学性能数据库

该集成应力分析系统要求输入流变学性能参数和高温力学性能参数,因此合理地管理铸造合金的这些性能数据,对于凝固过程应力模拟具有重要意义。在应力分析系统建立了开放的流变学性能和高温力学性能数据库及其管理模块。

流变性能包括 Hooke 体的剪切弹性模量、Kelvin 体的剪切弹性模量和剪切粘度、Bingham 体的剪切粘度和剪切屈服应力。测定的流变参数为剪切量,因此分别将其转换为应力模拟中的拉伸量。

基于热弹塑性模型的应力分析要求输入高温力学性能参数,主要包括弹性模量、硬化模量、屈服应力、断裂应力和线性热胀系数等。这些参数从该应力-应变曲线中测量得到。对于有明显屈服点的应力-应变曲线,根据弹性阶段的斜率和塑性阶段的近似斜率分别求得弹性模量和硬化模量,由屈服点得到屈服应力。在高温下通常没有明显屈服点,因此弹性模量、硬化模量和屈服应力按图 5-8 所示进行计算,屈服应力近似用 $\sigma_{0.2}$ 表示。

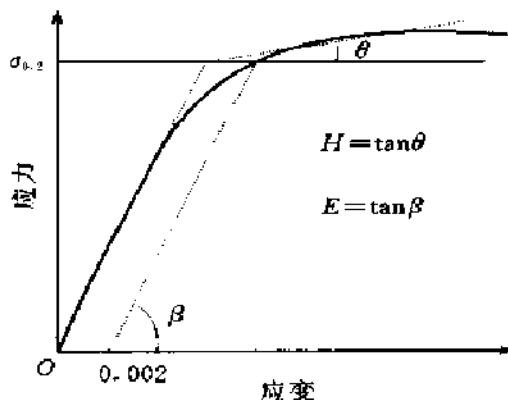


图 5-8 无明显屈服点时高温力学性能求解示意图

5.6 集成应力分析系统的验证

5.6.1 准固相区热应力分析验证及热裂预测

准固相区热应力数值模拟的一个重要目的就是预测热裂的发生,因此采用典型热裂测试试件对该系统中处理准固相区的流变学模型进行验证,并且进行热裂预测,建立热裂判据。

以前采用该流变模型进行准固相区的应力数值模拟及热裂预测,主要是采用一维流变模型模拟及带有拘束端的棒形试件工字形试件或用三维轴对称模型模拟倒 T 形试件中热节处的热应力、应变。其中比较有代表性的研究有刘弛、程军和贾宝仟等。

这里采用热裂预测研究对经常采用的工字形试件进行验证,试件一端带热

节, 如图 5-9 所示。

5.6.1.1 铸钢试件的热裂试验

铸钢试件材质为 ZG230—450。试验中, 砂型为二氧化碳硬化水玻璃硅砂, 浇注温度 1590°C 。由于二氧化碳硬化水玻璃硅砂具有一定的高温退让性, 因此在正常工艺条件下, 试件有一定自由收缩, 不产生热裂。

为了进行对比研究, 在试件的长度方向上采用 $\phi 20\text{mm}$ 的圆管施加刚性支撑, 如图 5-10a 所示。在加刚性支撑的情况下, 试件中间部分的收缩受阻, 试件在热节处产生了裂纹, 如图 5-10b 所示。

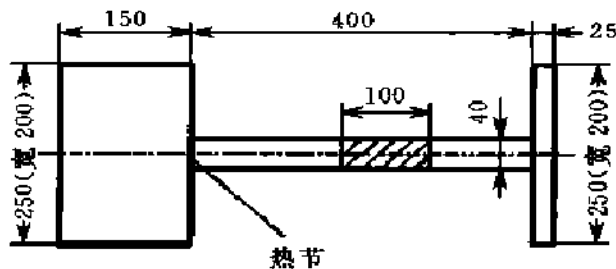
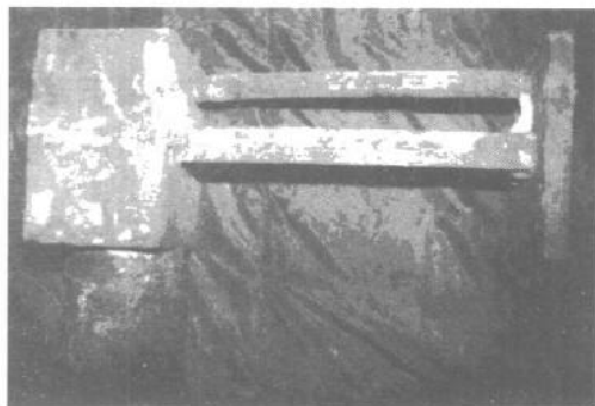


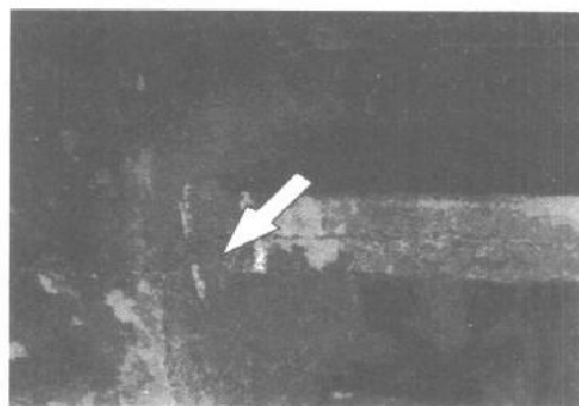
图 5-9 铸钢试件几何尺寸

5.6.1.2 试件的热应力数值模拟

采用六面体八节点单元对试件进行有限元离散, 应力模拟中忽略了冒口的影响。根据试件结构特点, 在其对称面上施加约束条件。在正常工艺情况下, 将型砂的作用近似处理成完全退让性, 模拟时在铸件的长度方向的中间部位施加约束。对于施加刚性支撑的工艺情况, 模拟时在铸件的两个端部内侧施加约束。



a)



b)

图 5-10 试件的刚性支撑及实际热裂结果

a) 刚性约束 b) 热裂 (箭头所指部位)

图 5-11 给出了两种约束工艺下的等效应力与屈服应力的比值 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ 和等效粘塑性应变 $\bar{\epsilon}_b$ 的计算结果。可以看出不加约束时, 在热节处 $\bar{\sigma}/\sigma_s < 1$, 热节处的弹性应变 $\bar{\epsilon}_b$ 、粘弹性应变 $\bar{\epsilon}_k$ 和粘塑性应变 $\bar{\epsilon}_b$ 很小, 分别为 0.2×10^{-3} 、 0.108×10^{-3}

和0。在加约束条件下,热节处 $\bar{\sigma}/\sigma_s > 1$,发生了屈服;在热节处产生了弹性应变、粘弹性应变和粘塑性应变集中,应变值分别为0.01134、0.00276和0.01617,都明显大于不加约束的值。热节处应变以粘塑性应变和弹性应变为主,粘塑性应变最大,而粘弹性应变最小。由此可以看出,在加刚性支撑情况时热节处产生应变集中,试验结果产生了热裂,因此应变集中和热裂倾向有一定内在关系。

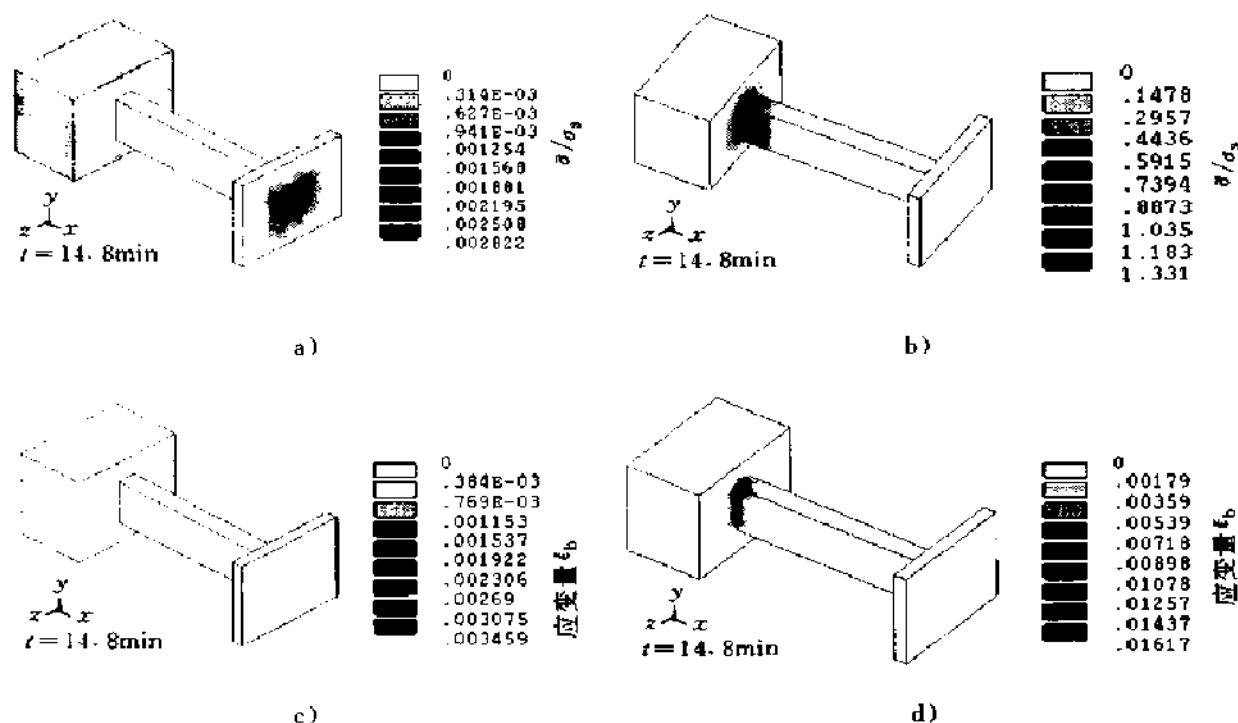


图 5-11 试件在不同约束工艺下的计算结果

a) 不加约束 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ b) 加约束 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ c) 不加约束 ϵ_b d) 加约束 ϵ_b

5.6.1.3 基于流变学模型的热裂预测

20 世纪初,铸造工作者就开始研究热裂形成机理。50 年代,铸造工作者发现在铸件凝固过程中液固两相区可分为无强度的准液相区和有强度的准固相区,热裂发生在准固相区。影响热裂的因素多种多样,热裂机理并没有彻底搞清楚,因此多年来铸件热裂模拟与预测的问题还没有解决。所做的工作可分为两类:

- (1) 基于凝固条件与补缩能力的热裂模拟。
- (2) 基于铸件高温应力应变场的热裂模拟。

随着温度场数值模拟的发展,很多研究在此基础上建立了基于凝固条件与补缩能力的热裂模拟判据,如和冷却速率、温度梯度、脆性断裂时间与有效凝固时间之比、单元自由收缩应变速度与受阻收缩应变速度等参数有关的铸钢件热裂判据。这些判据只能考虑温度场或合金流动连续性,而不能考虑铸件力学结构方

面的连续性以及约束、铸件和铸型之间的相互作用等，因此不能预测具有一定力学结构的铸件的热裂趋势（如类似应力框结构的铸件）。

随着应力模拟的发展，科学工作者开始在应力分析的基础上进行热裂预测。由于准固相区的力学性能测定十分困难，准固相区还没有确定的力学模型，流变学模型没有受到应有的重视。因此许多研究在应力分析中仍然采用残余应力分析的力学模型来进行热裂预测，其中准固相区的力学性能是假定值，或者用固相线以下附近温度区间的应力模拟来预测热裂，这显然是不准确的。

更加深入的热裂预测要求采用能够比较准确地描述准固相区的力学行为的模型来进行应力模拟。通过大量试验得到的流变学模型比较适合描述准固相区的力学行为，因此采用流变学模型的应力模拟为热裂预测研究提供了基础。采用流变学模型进行准固相区热应力模拟进而预测热裂的研究才刚刚起步，采用一维流变学模型的应力模拟及热裂预测与三维实际情况还有差距。

刘弛模拟结果表明，在带热节的试棒中热节区的应力、应变都大于不带热节的情况，并且在热节处发生了应变集中。最后归结为热节的温度梯度越大，应变集中越严重，整体应力越大。

贾宝仟研究结果表明，热节处产生 Bingham 体变形集中。他认为铸件热节最后凝固时（特别是大型铸件）基本上是 Bingham 体变形。根据 Bingham 体的应力松弛特性，凝固时间越长应力松弛得越厉害，凝固完毕时的应力越小，而 Bingham 体的应变却越大。因此只有塑性应变才能较好地反映热裂倾向性。当塑性变形超过当时温度下 Bingham 体的塑性储备值时就发生热裂。

程军采用流变学模型对三维轴对称 Al-Cu 合金倒 T 形试件的计算结果显示了凝固过程中热应力向热节处集中并导致热裂的发生。

这些研究工作离实用化还很远，但其前景十分广阔。

热裂一直存在着脆性断裂和塑性断裂的争论，现在一般比较倾向于表观脆性断裂而本质为塑性断裂。因此热裂的机理仍有待于深入研究，这必将促进热裂模拟预测的进展。

这里在采用流变学模型进行准固相区的应力分析的基础上讨论了不同工艺条件对铸件热裂的影响，从而建立热裂判据。

1. 不同工艺条件对铸钢试件热裂的影响 恒应力作用下弹性应变、粘弹性应变和粘塑性应变的流变特性不同，其流变特性曲线如图 5-12 所示。弹性应变为瞬时应变，在应力作用下瞬时达到最大值，不随时间而变化。粘弹性应变和粘塑性应变随时间变化，粘弹性应变随时间增大而逐渐趋于恒定，当时间接近松弛系数的 6 倍时基本达到最大值。在凝固区间一般没有塑性加工硬化，粘塑性应变呈线性规律增大，随时间增大而增大。并且，许多研究认为热裂为本质塑性断裂。因此粘塑性应变是热裂发生的重要影响因素。

在上面的基础上,考察了不同约束工艺下热裂的倾向性以及在加刚性约束条件下浇注温度、受阻长度及冷铁对粘塑性应变的影响,从而进行热裂预测。

(1) 约束条件对粘塑性应变的影响,在前面试件的应力分析中加刚性约束和不加刚性约束情况下的结果表明:不加刚性支撑时,铸件热节没有发生屈服,热节处没有粘塑性应变集中,不发生热裂;加刚性支撑时,热节处发生了屈服并产生了粘塑性应变集中,实际结果也产生了热裂。因此粘塑性应变是影响热裂的重要原因。

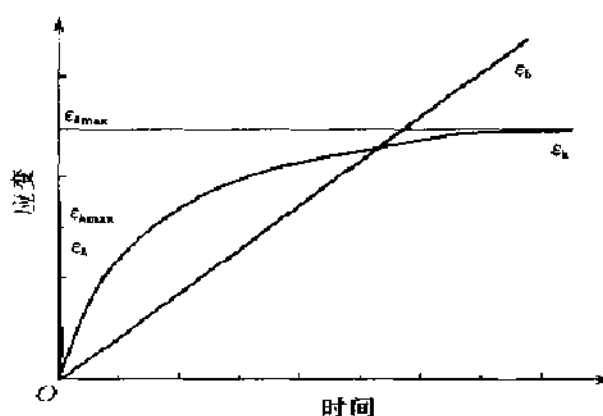


图 5-12 恒应力下 Hooke、Kelvin 和 Bingham 体的应变特性曲线

(2) 浇注温度对粘塑性应变的影响,图 5-13 a 和 b 分别为粘塑性应变 $\bar{\epsilon}_b$ 和 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ 与浇注温度的关系,从图

5-13 中可以看出提高浇注温度使热节处的粘塑性应变增大,而 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ 减小,这是因为提高浇注温度使得热节凝固时间延长,热节处应力松弛时间增大,粘塑性应变得以进一步发展。提高浇注温度,实际会加大热裂倾向性。因此也可以看出粘塑性应变是热裂发生的重要因素,而 $\bar{\sigma}/\sigma_s$ 并不是直接因素。

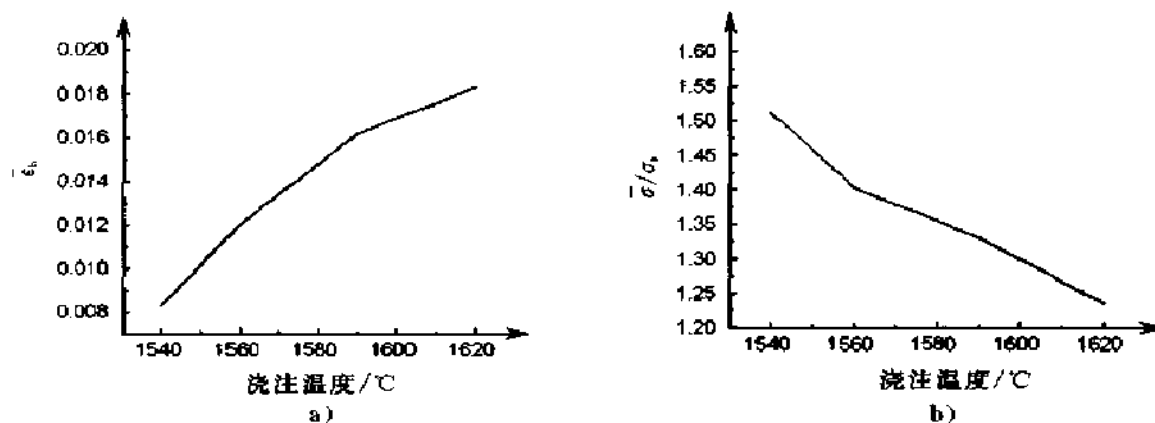


图 5-13 浇注温度对计算结果的影响

a) 粘塑性应变与浇注温度的关系 b) $\bar{\sigma}/\sigma_s$ 与浇注温度的关系

(3) 受阻长度的影响,当试件两端内侧施加刚性约束时,试件中间段为受阻段。从图 5-14 看出,受阻长度越大,粘塑性应变越大。有研究表明,铸钢试件中受阻长度越大,热裂倾向越大。因此也表明粘塑性应变是热裂产生的重要影响因素。

(4) 冷铁的影响,加冷铁是消除热裂缺陷常用的一种方法。因此为了考察冷

铁的影响,在热节处施加冷铁。冷铁显著加快了热节处的冷却速度,凝固时间由原来的 14.8min 缩短到 6.4min,因此热节在凝固区间停留时间显著缩短,粘塑性应变来不及发展,数值小于 4.58×10^{-4} 。这表明在热节处加冷铁减小了热裂趋势,不产生热裂。

2. 热裂判据 由以上分析可知,粘塑性应变是影响热裂的重要因素,当粘塑性应变大于临界粘塑性应变时产生热裂,而发生屈服后等效应力/屈服应力并不是热裂的直接决定因素。热裂产生需要两个条件:发生屈服和等效粘塑性应变大于临界值。

因此作者采用粘塑性应变/临界粘塑性应变来判断热裂:

$$\begin{aligned} \bar{\epsilon}_b / \bar{\epsilon}_{b\text{crit}} &> 1 && \text{产生热裂} \\ \bar{\epsilon}_b / \bar{\epsilon}_{b\text{crit}} &< 1 && \text{不产生热裂} \end{aligned}$$

热裂一般发生在受阻热节处,受阻热节发生热裂与否实际还取决于受阻热节在凝固相区的停留时间。受阻热节凝固相区停留时间越长,热裂趋势越大,当受阻热节在凝固相区停留时间大于某一临界值后,由于应力充分松弛,因等效应力小于屈服应力而不产生屈服,没有粘塑性应变产生,因此不发生热裂。

5.6.2 凝固以后阶段的热应力数值模拟

5.6.2.1 铸件/铸型接触单元算例

陈瑶等人采用了 ANSYS 中的接触单元法对上面的工字形试件进行分析,图 5-15 为接触单元三维模型,图 5-16 为试件凝固过程中热节端变形过程。从模拟结果可以看出,冷却初期,随着铸型温度的升高,铸型发生膨胀,铸件冷却收缩。因为铸型的膨胀和铸件的收缩都是不均匀的,因此铸件与铸型边界有的部位出现空隙,而有的部位紧密接触。随着冷却的进行,砂型出现负膨胀。对考虑接触单元的计算结果和没有考虑铸件/铸型相互作用的结果进行了比较,如图 5-17 所示。可以看出,采用接触单元即考虑了铸型的阻碍作用时,试件中间受阻部分的应力较大,而不考虑铸件/铸型相互作用时中间部分的应力较小。模拟结果表明铸件/铸型间相互作用对试件的应力发展有一定影响。

5.6.2.2 应力框试件的应力分析

由于应力框形状比较简单,应力变化规律比较典型,因此应力分析验证一般采用应力框试件。应力框有许多类型,其中框架形应力框试件是其中常用的一种。一般在假设横梁为刚性、并且粗杆和细杆不发生弯曲情况下,对框架形应力框凝固

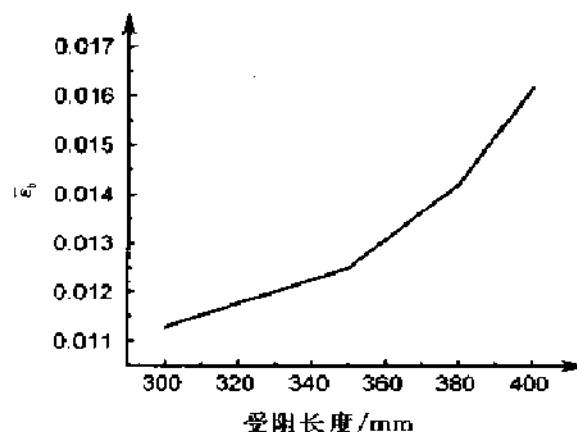


图 5-14 粘塑性应变与受阻长度的关系

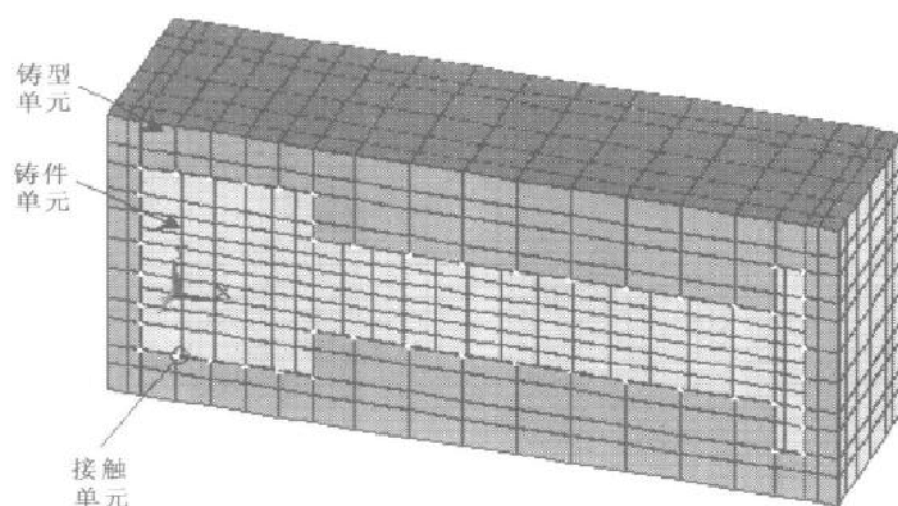


图 5-15 三维接触单元模型

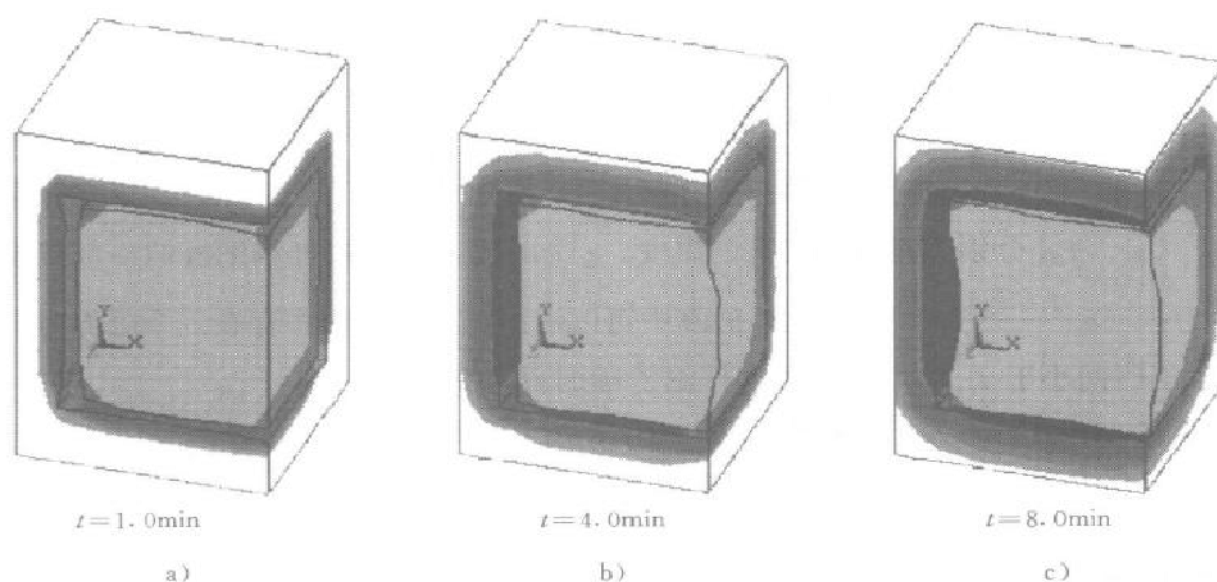


图 5-16 铸件/铸型局部边界变化情况

空隙放大倍数: a) $40\times$ b) $20\times$ c) $16\times$

过程中粗杆和细杆的应力进行理论分析。郑贤淑等人对铸铁框架形应力框进行了凝固过程二维应力数值模拟，而铸铁和铸钢的应力、应变本构关系不同，因此采用框架形应力框铸钢试件全面地、定量地研究其实际凝固过程中粗杆、细杆以及横梁的应力和变形的动态变化过程。验证用框架形应力框试件如图 5-18 所示。在 ANSYS 软件中进行热应力分析，模拟过程中忽略相变应力和铸型阻力，分别在应力框试件的 X、Y、Z 方向对称面上加约束。

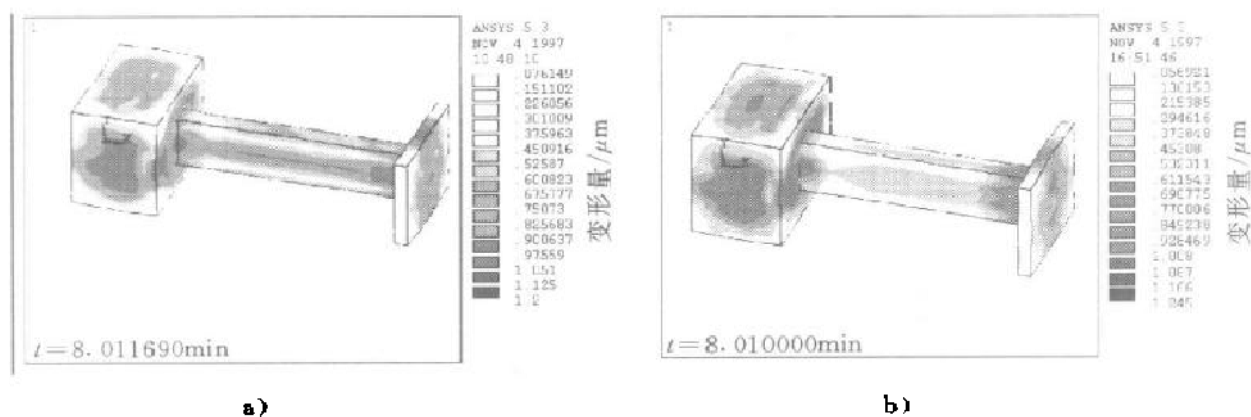


图 5-17 采用接触单元和不采用接触单元的计算结果比较

a) 采用接触单元 σ/σ , b) 将砂型处理为完全弹性 $\bar{\sigma}/\sigma$.

在凝固过程中应力框试件逐渐收缩, 并且因各处冷却条件不同使得各部位收缩相互阻碍产生热应力。以下讨论涉及的应力框试件的细杆外侧 A 、中间 B 和内侧 C 、粗杆外侧 D 和中间 E 以及横梁的外侧 F 和内侧 G 点, 如图 5-18 所示。

1. 应力框试件的冷却 图 5-19 为粗杆 D 点和细杆 B 点的冷却曲线及其温差变化曲线。粗杆和细杆的冷却速度分别为 $-\alpha \frac{dT_{\text{粗}}}{dt}$ 、 $-\alpha \frac{dT_{\text{细}}}{dt}$, 其中 α 为线胀系数, $T_{\text{粗}}$ 、 $T_{\text{细}}$ 分别为粗杆和细杆的温度, t 为时间。因此粗杆和细杆的冷却速度差为: $-\alpha \frac{d(T_{\text{粗}} - T_{\text{细}})}{dt}$ 。从图 5-19 中可以看出, 凝固过程中存在一个临界时间 t_c , 当时间小于 t_c 时, 粗杆和细杆温差随时间增大而增大, 曲线斜率为正且逐渐减小。这表明细杆比粗杆冷却速度快并且随时间进行两者冷却速度逐渐接近。在 t_c 时刻温差曲线导数为零, 两者温差最大但冷却速度相等, 而当时间大于 t_c 时, 粗杆和细杆温差随时间的增大而减小, 斜率为负, 这表明粗杆冷却速度大于细杆冷却速度。

对于细杆外侧 A 点和内侧 C 点、粗杆外侧 D 点和中间 E 点、横梁内侧 G 点和外侧 F 点的冷却条件不同, 因此都分别存在一个与粗杆和细杆的临界时间相似的临界时间。由于它们的临界时间与粗杆和细杆相互之间的临界时间 t_c 不同, 因此它们应力的变化并不完全与粗杆及细杆同步。

2. 应力框试件的变形和应力变化 图 5-20 给出

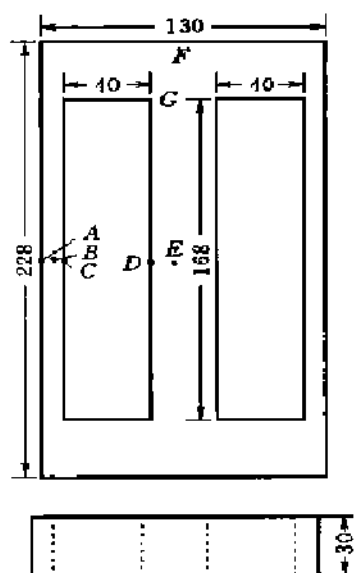


图 5-18 应力框试件尺寸

了凝固过程中不同时刻的应力框试件整体变形情况，其中虚线为应力框试件原始尺寸。细杆的弯曲变形程度用细杆中间和两端的 x 方向的位移差绝对值 Δx 表示；横梁的弯曲变形程度用横梁中间和两端的 y 方向的位移差绝对值 Δy 表示，如图 5-20 所示。图 5-21 给出了细杆和横梁的弯曲程度随时间变化曲线。时间小于 t_c 时，细杆的冷却速度大于粗杆，细杆收缩速度远大于粗杆，因此横梁向外发生弯曲，随凝固进行横梁弯曲程度逐渐增大；在 t_c 时刻粗杆和细杆冷却速度相等，横梁弯曲达到最大；时间大于 t_c 时，粗杆冷却速度大于细杆，粗杆收缩速度大于细杆，因此横梁弯曲程度逐渐减小。由于凝固过程中细杆内外侧的冷却速度不同，细杆在凝固初期向内侧弯曲程度逐渐增大；当两者冷却速度相等时，弯曲最大；随凝固进行细杆弯曲度逐渐减小。

图 5-22 给出了细杆外侧 A 、中间 B 和内侧 C 、粗杆外侧 D 和中间 E 的应力随时间的变化曲线。从细杆中间 B 点和粗杆中间 E 点的应力变化曲线可以看出：在凝固时间小于 t_c 时，细杆收缩速度大于粗杆收缩速度，因此粗杆受到压应力；

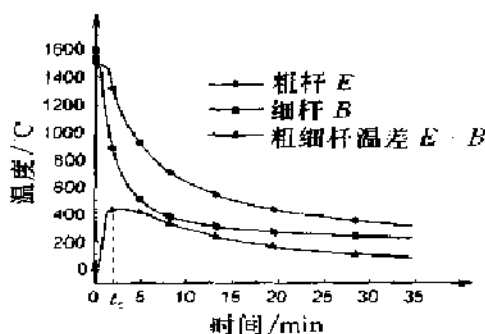


图 5-19 粗杆和细杆的冷却曲线及其温差曲线

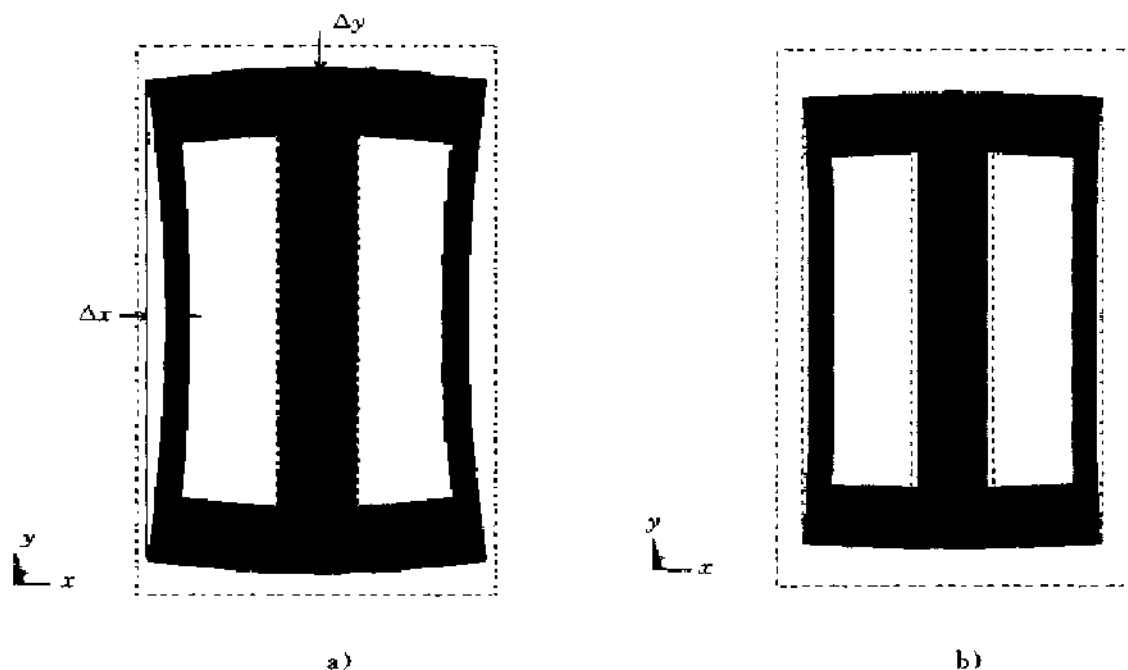


图 5-20 应力框试件凝固过程中的变形 ($10\times$)

a) 凝固 3.7min b) 凝固 24min

由于粗杆的阻碍作用,细杆受到拉应力。在 t_c 时刻两者冷却速度相等,粗杆和细杆分别受到最大压应力和拉应力。凝固时间大于 t_c 时,粗杆冷却速度大于细杆,细杆受压,逐渐由拉应力变为压应力,而细杆逐渐阻碍粗杆的收缩,因此粗杆受拉,由压应力逐渐变为拉应力。

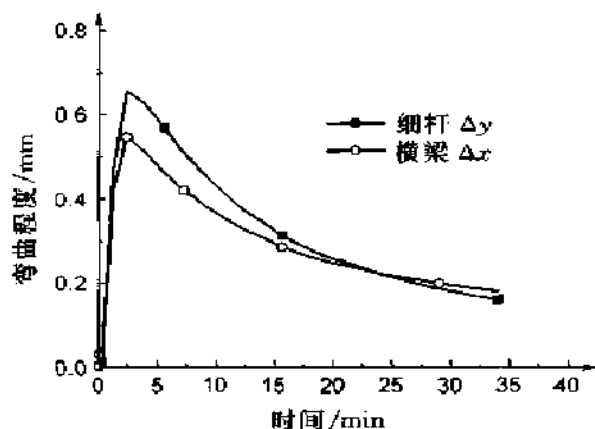


图 5-21 细杆和横梁的弯曲程度随时间变化曲线

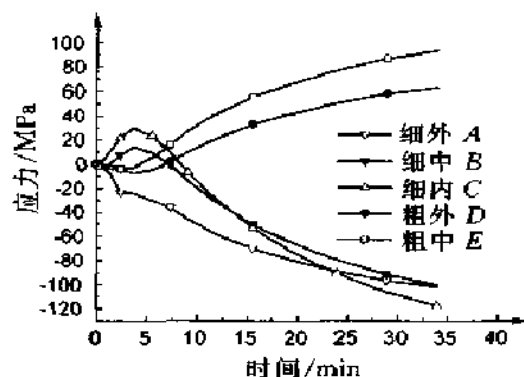


图 5-22 细杆内侧、中间、外侧及粗杆外侧、中间的应力随时间变化曲线

从图 5-22 中还可以看出,细杆内侧 A 和外侧 C 以及粗杆中间 E 和外侧 D 的应力变化不同。这是由于凝固初期细杆向内侧弯曲逐渐增大,因此细杆内侧受到拉应力,而外侧受到压应力;与粗杆和细杆作用对细杆造成的拉应力叠加,细杆内侧受到的拉应力更大,外侧受到的压应力较小。随凝固进行,细杆弯曲逐渐减小,细杆内侧受到压应力,而外侧受到拉应力,与粗杆和细杆作用对细杆造成的压应力叠加,细杆内侧受到的压应力更大,外侧受到的压应力较小。同样,由于粗杆外侧 D 点和中间 E 点冷却条件的差异,造成该两点的受力状况不同,与粗杆和细杆相互作用叠加,在凝固初期 E 点压应力大于 D 点,随凝固进行 E 点拉应力大于 D 点。

图 5-23 为横梁内侧 G、外侧 F 的应力随时间变化曲线。时间小于 t_c 时,随凝固进行横梁向外弯曲程度逐渐增大,因此横梁外侧受到拉应力、内侧受到压应力;在 t_c 时刻横梁弯曲程度最大,其内外侧受到的拉应力和压应力最大;时间大于 t_c 时,横梁弯曲程度逐渐减小,横梁内侧逐渐受拉、外侧受压,因此内侧逐渐由压应力变化为拉应力,外侧逐渐由拉应力变化为压

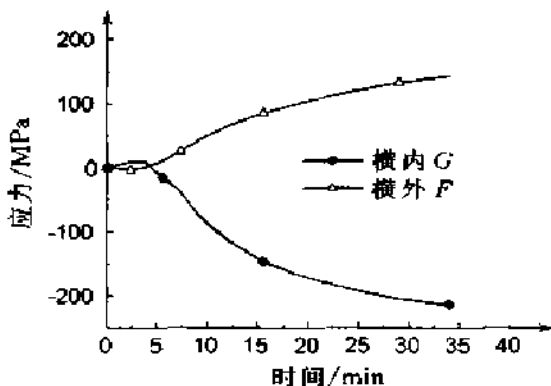


图 5-23 横梁内侧、外侧的应力随时间变化曲线

应力。由于横梁内外侧的应力变化不仅受粗杆和细杆相互作用的影响,还受自身内外侧冷却条件差异的影响。因此该处临界时间偏移了 t_c 。

对框架形应力框试件的模拟结果和定性的理论分析相同,同时也得到了一些细节,对该应力框试件的认识更加深入。

5.7 工程应用

这里给出了清华大学采用 FDM/FEM 集成应力分析系统对机床床身、发动机缸体、水轮机叶片进行的残余应力和残余变形分析,对减速器箱体进行的准固相区热应力分析及热裂预测。

5.7.1 机床床身的分析、预测

清华大学朱日明等人采用集成应力分析系统对机床床身灰铸铁件的残余应力进行了分析,其中采用有限元分析软件 ADINA 进行应力分析。机床床身铸件如图 5-24 所示,铸件原工艺条件下的残余应力分布如图 5-25 所示,对原工艺下的

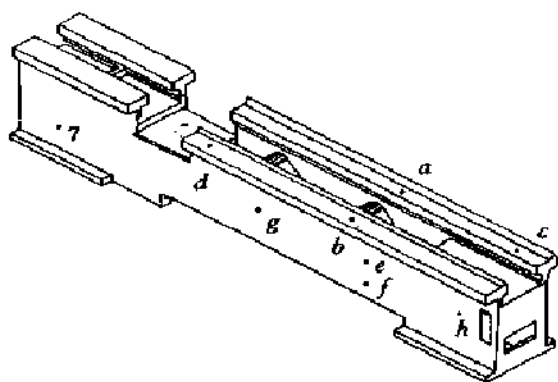


图 5-24 机床床身铸件实体造型图

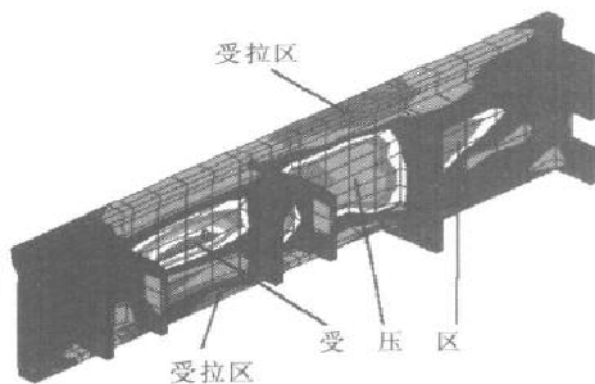


图 5-25 机床床身原工艺条件下的残余应力分布 (σ_y , 沿导轨方向)

残余应力采用不通孔法进行了测定,测试结果和实际结果基本吻合,如图 5-26 所示。可以看出,在原有工艺条件下的床身铸件冷却不均匀,导致应力分布不均匀,在导轨处残余较大拉应力,容易引起机床床身的挠曲变形。因而提出了改进工艺方案,在机床床身导轨部位安放冷铁,改变其冷却条件,使其冷却更均匀。对改进工艺条件的机床床身进行残余应力模拟计算,其中几个关键点的应力结果如图 5-27 所示。模拟计算结果表明,由于工艺条件的改进使温度场分布更均匀,从而改善了应力分布,在铸件上没有明显的拉、压应力区的移动变化,而且拉应力数值明显降低,最终在机床导轨上残余压应力。这对于抗压能力优于拉抗能力的灰铸铁是有利的,可以减少铸件在使用中的变形。而且,在导轨处残余压应力

还有利于防止导轨淬火过程中产生裂纹。由此证明，使用改进工艺方案对于降低机床铸件残余应力、提高尺寸稳定性是行之有效的。

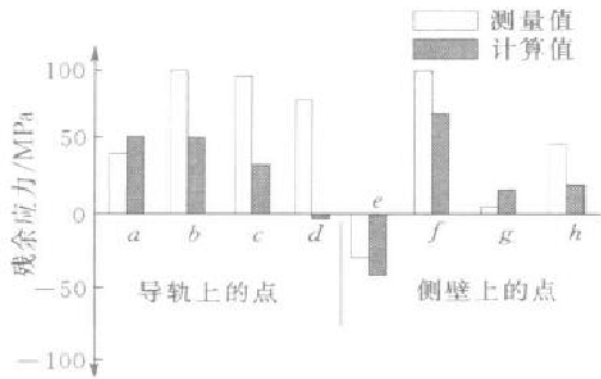


图 5-26 原始工艺条件下残余应力计算结果与实测结果比较

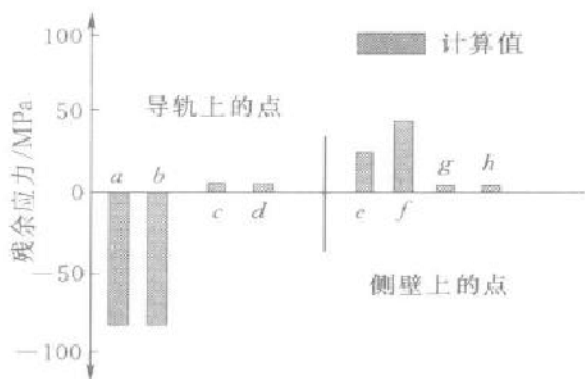


图 5-27 改进工艺条件下各测点的残余应力计算值

5.7.2 发动机缸体的分析、预测

清华大学陈瑶等人采用集成应力分析系统，对某厂的发动机缸体铸件进行了不同落砂温度下残余应力分析。该发动机缸体为六个气缸，材质为 HT200，铸件最薄部位尺寸为 6mm，最厚部位尺寸为 30mm，铸件重量约为 167kg。采用湿型砂铸造工艺，芯砂采用热芯盒树脂砂。实际生产及应用的情况是，700℃落砂时，缸体铸件在机加工过程中，缸体上部沿气缸分布方向的两侧壁发生向上的挠曲，缸体在使用中易发生变形。因此模拟了 770℃、550℃、380℃ 三个落砂温度下缸体中残余应力的分布，以便选择合适的落砂温度。

缸体铸件在长度方向（即气缸的横向分布方向）上，结构基本对称，可以近似作为对称结构处理。因此，只对其一半进行应力分析。有限元单元类型选择六面体八节点结构体单元，参与模拟计算部分铸件的有限元模型如图 5-28 所示，有限元节点数是 8765 个，单元是 4820 个。此外，为重点考察气缸（上部）的应力分布，抑制和省略了一些细节，在气缸横向分布的方向及对称面上施加约束。

应力模拟的结果表明，缸体铸件的曲轴孔两面的支架先冷却，产生拉应力。随着冷却的进行，拉应力由薄侧壁向主轴承座方向及上部

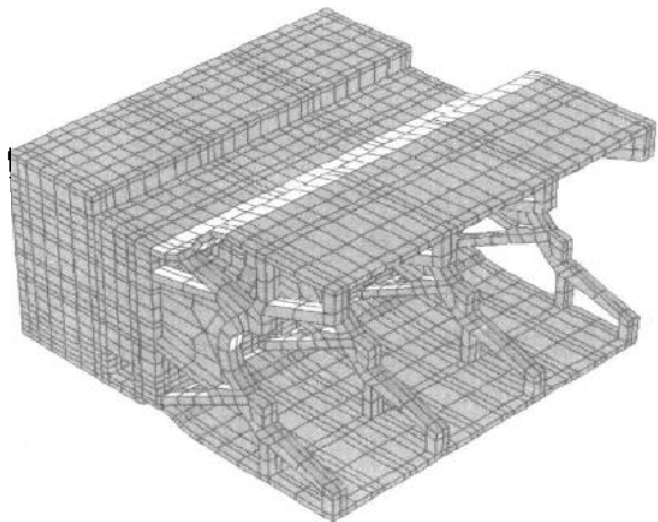


图 5-28 缸体铸件参与计算的一半的有限元模型

气缸的方向转移。

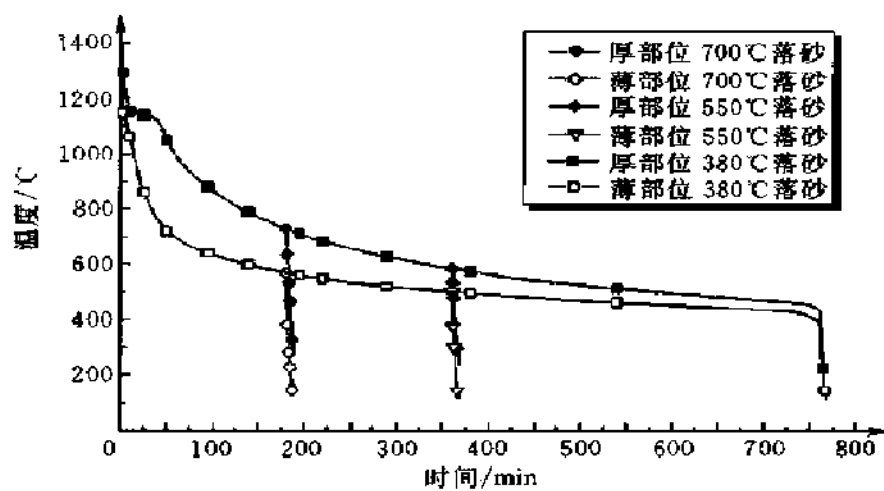


图 5-29 模拟计算得到的冷却曲线

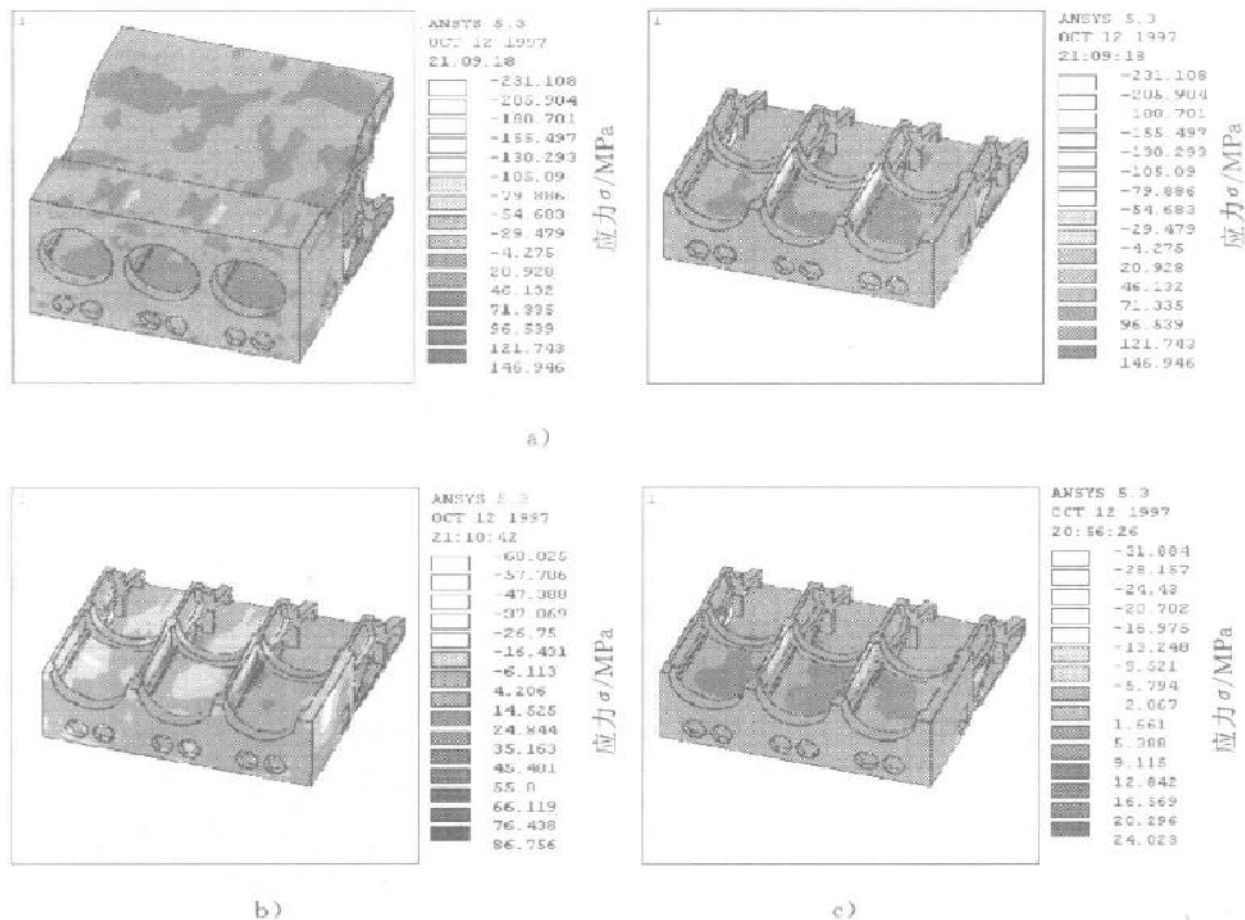


图 5-30 发动机缸体在不同落砂温度下沿缸体轴线方向上的残余应力分布

a) 700℃落砂 b) 550℃落砂 c) 380℃落砂

图 5-30 显示了三种落砂条件下,沿缸体的轴线方向(x 方向)的残余应力分布计算结果。从图 5-30 中可以看出,三种落砂温度下在缸体的内壁有较高的残余拉应力,由于缸体在使用时,在其轴线方向受到拉力作用,因此较高的残余拉应力会使其在使用时产生较大的变形,甚至报废。落砂温度越高,残余应力越大,应力分布越不均匀,对缸体的实际使用越不利。

从温度场的模拟结果看,缸体铸件各部位的冷却是不均匀的。缸体铸件的全部凝固时间为 53min。缸体铸件冷却最快的部位是曲轴孔两侧的支架,其凝固时间约为 7min;而气缸的内壁至凸轮轴孔内壁部位厚度大,冷却较慢,是缸体铸件最后凝固的部位。这样造成了铸件厚、薄部位较大的温差。这种不均匀的冷却,造成较大的应力。由图 5-29 可知,铸件上厚、薄部位的温差在 35min 时达到 340℃,在 700℃落砂时仍存在 180℃温差。由于铸件落砂后在空气中快速冷却,铸造热应力得不到释放,因此在 700℃时落砂,冷却到室温将会有较大的残余应力。380℃落砂时,铸件的厚、薄部位的温差只有 30℃,而且从 700~380℃冷却缓慢,相当于保温过程,这期间热应力得到充分释放。同时在 380℃时,铸件已基本进入弹性状态,在此温度下落砂,残余应力会较小。550℃落砂的情况介于前两者之间。因此落砂温度越高,残余应力越大。

比较三个温度落砂工艺方案,700℃落砂,虽然生产周期短,但在气缸的内壁产生较大的残余拉应力,应力分布不均匀,不利于随后的机加工及其使用。380℃落砂,残余应力小,且分布较均匀,但是从浇注到落砂需要 12h,生产周期较长。550℃落砂,落砂时间介于前二者之间残余应力大小和分布均匀程度介于前二者之间,因此可以采用 550℃落砂的工艺方案。但在该温度下落砂,铸件的残余应力分布还不是很理想。虽然改变落砂温度能够减小残余应力,会使其分布更均匀,但从模拟结果看,为降低残余应力,仅从落砂温度考虑是不够的,还应综合考虑材质及结构等诸多因素。

5.7.3 水轮机叶片的热应力及变形数值模拟

水轮机叶片是水力发电设备的重要铸件之一。叶片为空间曲面体,某水电站混流式水轮机叶片基本结构如图 5-31 所示,叶片虚线以右区域弯曲程度较大,虚线以左弯曲程度较小。叶片凹侧称为正面,凸侧称为背面。两个边分别焊接至上冠和下环,另外两个边分别为进水边和出水边。由于叶片为弯曲的板状,而且同一断面上厚度相差很大,因此凝固过程中冷却不均匀,容易产生变形。叶片产生的变形

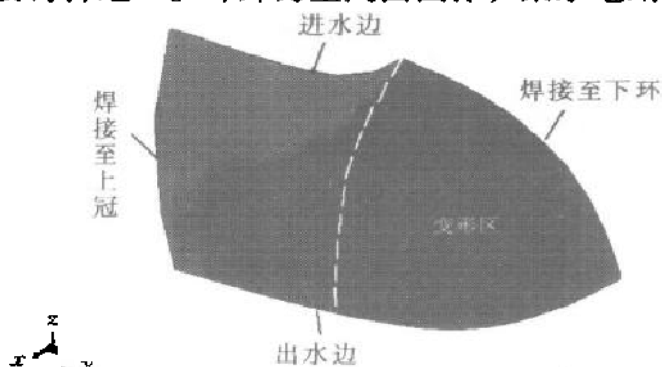


图 5-31 水轮机叶片基本结构

主要在图 5-31 中虚线以右的区域。

该叶片材质为 ZG06Cr13Ni6Mo 马氏体不锈钢。铸件重 3750kg, 加上浇注系统钢液总重 7400kg。铸造生产中面砂为铬铁矿砂, 其余用硅砂, 浇注温度为 1540℃。在砂箱中冷却到 70℃左右进行落砂, 以减小残余变形和残余应力。铸造工艺设计时, 在图 5-31 虚线以右正面逐渐加反变形量, 即凹侧逐渐加厚, 到尖端处反变形量最大。应用集成应力分析系统对叶片进行应力和变形分析。

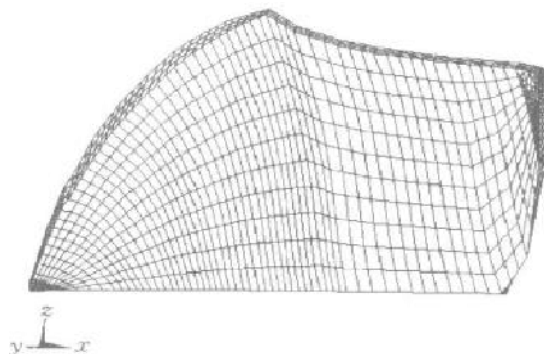


图 5-32 叶片的有限元模型

叶片采用 CADD5 曲面造型功能造型, 有限差分网格剖分步长为 $20\text{mm} \times 20\text{mm} \times 20\text{mm}$ 。为了保证计算精度和适当的计算量, 有限元离散采用 ANSYS 中的 45 号单元中六面体、八节点等参单元和四面体、四节点等参单元混合剖分, 其中主体采用六面体、八节点单元剖分, 两个尖角处采用四面体、四节点单元剖分, 有限元模型如图 5-32 所示。有限元模型中在厚度方向上剖分了三层单元, 以保证计算精度。有限元模型中节点数 3030, 单元数 2884。

叶片在砂型中冷却到 70℃左右落砂空冷至室温, 整个凝固区间温度跨度很大, 并且存在冒口和空气、落砂后铸件和空气之间的对流和辐射等复杂热边界条件及铸件热物性参数随温度的变化。计算过程中选取了铸件在几个温度阶段的热物性参数。

采用 ANSYS 中的热弹塑性模型进行应力分析。在叶片出水边施加 z 方向上约束, 在中间断面上施加 y 方向约束, 在图 5-31 中虚线左侧的背面 x 方向施加约束。模拟结果得到的叶片凝固过程中的变形如图 5-33 所示, 其中线框为铸件原来的轮廓线, 实体为变形后的形状, 数值表示 x 方向位移的值, 正值表示 x 轴正方向, 负值表示 x 轴负方向。可以看出, 残余变形主要集中在图 5-31 所示的虚线以右区域, 即叶片与下环连接的一侧发生外张, 尖角处的变形最大。外张变形使得弯曲程度减小, 趋于平直, 这 and 实际情况一致。尖角 I 的残余变形由 Δx 与 Δy 矢量和确定的位移表示, 为 62.9mm。在实际工艺

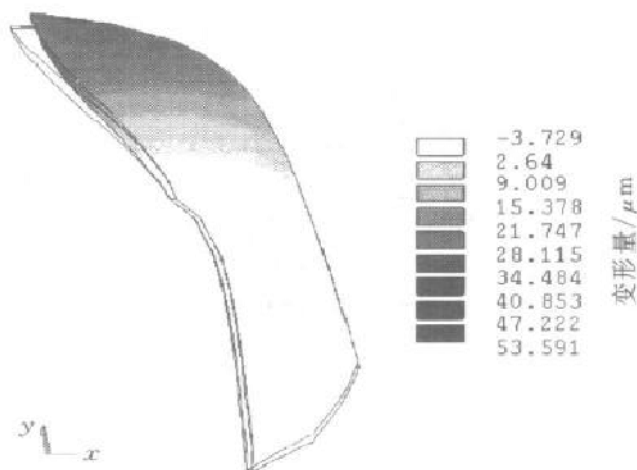


图 5-33 x 方向上的残余变形

设计中采用反变形量来抵消叶片变形。由于凝固模拟中没有考虑砂型的阻碍作用,而且铸件经过热处理使一部分变形回复,因此实际生产中尖角处的反变形量最大为 33mm。

叶片凝固过程中产生的应力和变形与叶片的冷却状况有关。由于叶片内侧即正面和砂型接触面积小于背面,因此叶片正面冷却速度小于背面冷却速度,叶片背面收缩速度大于正面,导致叶片虚线以右弯曲部分产生向外张的变形。

叶片凝固过程应力分析结果表明,预测的变形部位和趋势与实际一致,由于没有落砂后的变形数据,变形程度未作严格的定量比较。模拟结果为工厂实际生产中制订工艺提供了科学依据。由于该叶片和长江三峡工程水力发电站水轮机叶片相似,因此这项工作对长江三峡水轮机叶片应力模拟和试制具有十分重要的意义。

5.7.4 减速器箱体的准固相区间应力数值模拟及热裂预测

某厂的减速器箱体铸钢件结构形似弓形应力框,具有典型的力学结构,箱体材质为 ZG230—450,重 53kg。生产中浇注温度 1590℃,铸型和芯子均采用水玻璃硅砂。实际生产中原工艺如图 5-34 a 所示。为了防止铸件的变形采用了两根拉肋,结果常常在拉肋和箱体连接处产生热裂,如图 5-34 b 所示。严重的在连接处会发生断裂,铸件不良率达 90%~100%。由于箱体和箱盖铸件机加工后要合在一起,所以裂纹的产生既影响铸件的质量,又影响箱体和箱盖的接合。

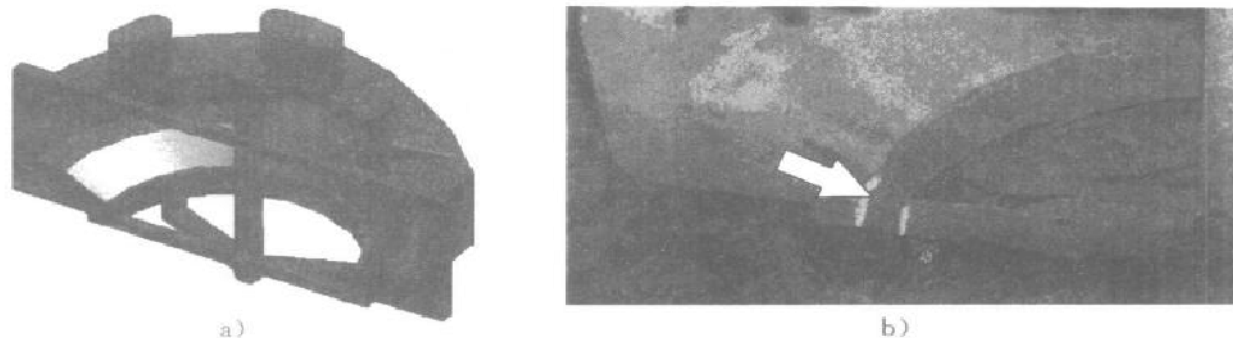


图 5-34 减速器箱体原工艺

a) 减速器箱体铸件几何模型 b) 减速器箱体的热裂(箭头所指区域)

为了消除热裂,对原工艺进行了修改。主要是改变了拉肋的设计,将两个拉肋改为中间一条拉肋,拉肋的截面尺寸由原工艺的 20mm×20mm 增加到 30mm×40mm,在拉肋两侧的根部分别加了一块 $\phi 12\text{mm} \times 50\text{mm}$ 的冷铁,改进后的铸造工艺如图 5-35 所示。改进工艺后消除了热裂缺陷。

采用 FDM/FEM 集成热应力分析系统中的流变学模型对减速器箱体的两种工艺方案进行应力模拟分析,并在此基础上进行热裂预测。

原工艺有限差分网格剖分步长为 4mm×4mm×8mm;铸件有限元模型中采用

四面体、四节点单元，节点数为 2518 个，单元数为 6850 个；改进工艺方案有限差分网格剖分步长为 $5\text{mm} \times 5\text{mm} \times 8\text{mm}$ ；改进工艺的有限元模型中节点数为 2561 个，单元数为 7104 个。

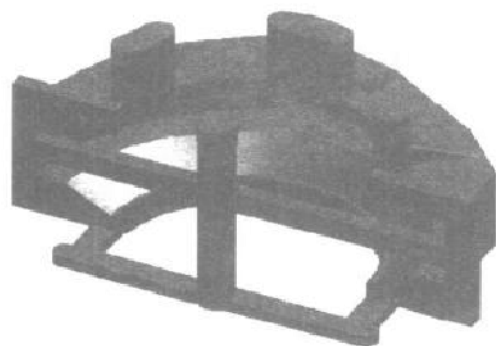


图 5-35 减速器箱体改进工艺的几何模型

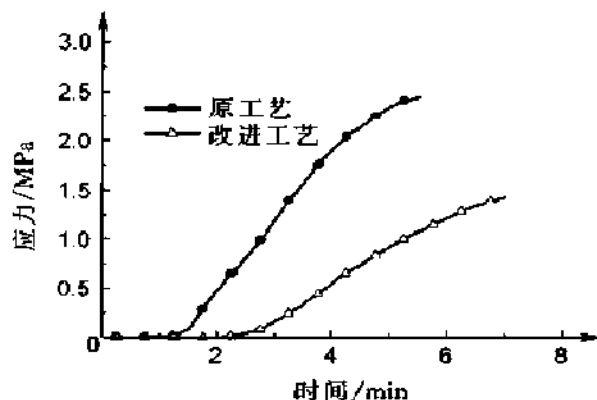


图 5-36 凝固过程中拉肋中间的应力变化曲线

砂型和砂芯采用的水玻璃硅砂具有一定的高温退让性，因此在模拟时假定水玻璃硅砂为完全退让性。由于该箱体铸件在其长度（ x 方向）及高度（ z 方向）上近似对称，因此，在应力场模拟分析时，在这两个方向的中心面上进行约束。

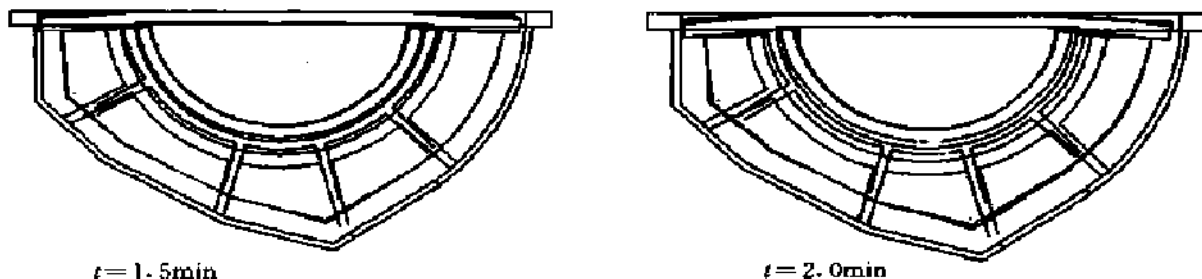


图 5-37 箱体在凝固过程中的变形（ $20\times$ ）

图 5-37 为凝固中的变形情况，虽然有拉肋的限制，半圆形箱体的开口向外张大，产生扩口变形，并且随着时间的增大而增大。图 5-36 为凝固过程中拉肋中部的应力随时间变化情况，由图 5-36 看出在拉肋上存在拉应力。改进工艺后拉肋中部承受的拉应力比原来工艺方案下的拉应力减小了，这是由于拉肋断面增大的缘故。箱体的应力和变形是由于箱体内外冷却不均匀造成的，内侧传热面小，而外侧传热面大，因此外侧比内侧冷却快，造成外侧收缩快于内侧，从而产生扩口变形，并且使拉肋受到拉应力。

根据文献报导，粘塑性应变临界值取 0.5%。图 5-38 为铸件各部位完全凝固

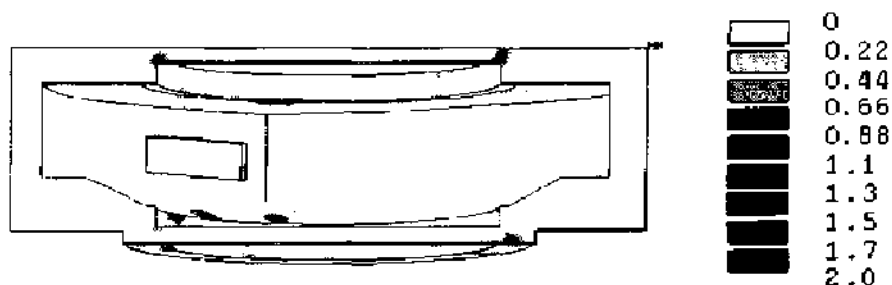


图 5-38 箱体原工艺下热裂趋势 $\bar{\epsilon}_p/\epsilon_{bcrit}$ 的分布

时刻的粘塑性应变/粘塑性应变临界值的分布，从图 5-38 中可以看出在拉肋和铸件连接处的 $\bar{\epsilon}_p/\epsilon_{bcrit}$ 大于 1，热裂趋势较大，这是由于在拉肋和铸件交界处存在小热节，并且拉肋受拉应力。预测热裂部位和实际热裂部位基本吻合。

图 5-39 为改进方案后铸件各部位凝固时刻的粘塑性应变/临界粘塑性应变 $\bar{\epsilon}_p/\epsilon_{bcrit}$ 的分布。在拉肋与铸件交界处热裂倾向性相对于其他位置仍然较大，但是比值小于 1，因此不会产生热裂。改进工艺方案中拉肋和铸件结合部位放置冷铁加强了冷却，因此在拉肋与箱体相接的部位热节不明显，从而缩短了该部位在凝固相区的停留时间，使拉肋上的拉应力减小，这都有助于消除热裂。

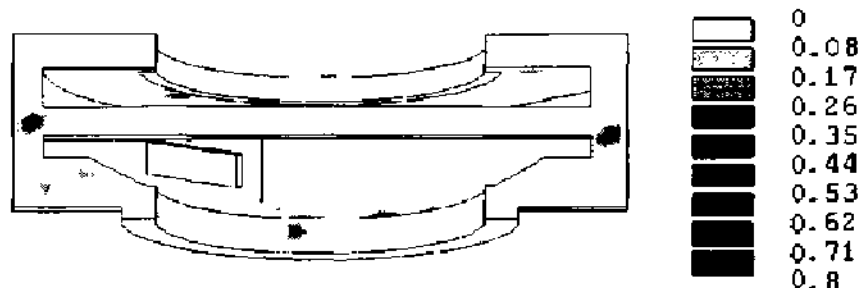


图 5-39 改进工艺后铸件中 $\bar{\epsilon}_p/\epsilon_{bcrit}$ 的分布

由以上分析，采用流变学模型对减速器箱体铸钢件的热裂预测情况和实际基本吻合。由于流变学的研究还处于探索阶段，因此从流变性能测定和计算精度等方面也都有待于进一步提高。

5.8 结束语

(1) 本章介绍了铸件凝固过程应力模拟分析研究现状，讨论了应力分析中涉及的热力耦合、铸件/铸型力学边界条件的处理等问题。铸件凝固过程应力分析具有十分重要的意义，同时也是难点之一，这一方面的研究正在走向深入，向实用化方向发展。

(2) 着重介绍了清华大学在铸件应力分析方面所做的工作。建立了基于流变学的铸件准固相区热应力分析模型和热裂判据, 并建立了 FDM/FEM 集成热应力分析系统。该集成应力分析系统采用流变学模型处理准固相区的应力模拟和热裂预测; 采用热弹塑性模型进行凝固以后阶段的残余应力分析及残余变形预测。并给出了采用该集成系统对车床床身、发动机缸体、水轮机叶片和箱体铸件进行的分析实例。

参 考 文 献

- 1 Brain G. Thomas, Avijit Moitra, Hong. Zhu. Coupled Thermo - Mechanical Model of Solidifying Steel Shell Applied to Depression Defects in Continuous - Cast Slabs. In: M. Cross and J. Campbell, eds. Proceedings of Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII. London: The Minerals, Metals & Materials Society, 1995. 241 ~ 248
- 2 G. Funk, J. R. Boehmer, F. N. Fett. Coupled FDM/FEM Model for the Continuous Casting Process. International Journal of Computer Application in Technology, 1994, 7 (3 ~ 6): 214 ~ 228
- 3 J. M. Drezet, M. Rappaz. Modeling of Ingot Distortions during Direct Chill Casting. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27A: 3214 ~ 3225
- 4 B. G. Thomas, I. V. Samarasekera, J. K. Brimacombe. Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots: Part II. Stress Model. Metallurgical Transaction, 1987, 18B: 131 ~ 147
- 5 邓康, 毛生根, 孙焕纯等. 大型汽轮机缸体铸件应力计算与热裂分析. 铸造技术, 1993, (2): 3 ~ 6
- 6 金俊泽, 郑贤淑, 郭可仞. 大型铸钢轧辊铸造及热处理应力的数值模拟. 铸铁, 1988, 23 (10): 35 ~ 41
- 7 郑贤淑, 金俊泽. 应力场动态应力的热弹塑性分析. 大连理工大学学报, 1983, 22 (3): 1 ~ 6
- 8 林家骥, 朱世根等. 铸钢件凝固过程三维温度场热应力场的数值模拟与缩孔 (缩松) 的热裂的判定. 铸造, 1993 (10): 1 ~ 9
- 9 J. O. Kristiansson. Thermomechanical Behavior of the Solidifying Shell within continuous - Casting Billet Molds - A Numerical Approach. Journal of Thermal Stresses, 1984 (7): 209 ~ 226
- 10 M. Cross, C. Bailey, K. A. Pericleous, et al. Computational Modeling of Interacting Phenomena in the Shape Casting Process. In: B. G. Thomas and C. Beckmann, eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. New York: The Minerals, Metals & Materials Society, 1998. 787 ~ 794
- 11 Oliver Jaouen, Michel Bellet. A Numerical Mechanical Coupling Algorithm for Deformable Bodies: Application to Part/Mold Interaction in Casting Process. In: B. G. Thomas and C. Beckmann, eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. New York: The Minerals, Metals & Materials Society, 1998. 739 ~ 746
- 12 Kang Jinwu, Liu Baicheng and Xiong Shoumei. Numerical Simulation Of Thermal Stress Of Shaped Casting Based On Rheological Model, J. Mater. Sci. Technol., 1999, 15 (3): 267 ~ 270

- 13 林柏年. 铸造流变学. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1991
- 14 Qingchun, C. Kuiying, L. Chi, et al. Rheological Behavior in Solid - Liquid Coexistence Zone and Simulation of Stress - Strain and Cracking of Al - Cu Alloy during Solidification. AFS Trans., 1991, 245 ~ 253
- 15 程军, 程眉, 党惊知. Al - 4.87%Si 合金准固态流变性能研究. 铸造技术, 1995 (5): 45 ~ 47
- 16 林家骥, 朱世根, 于震宗. 624 钢凝固温区流变力学性能. 金属学报, 1991, 27 (5): 330 ~ 335
- 17 李德富, 林柏年. 铸钢流变性能的实验研究. 金属学报, 1995, 31 (8): B389 ~ 393
- 18 山田嘉昭. 非线性有限元法基础. 钱仁耕, 乔端译. 北京: 清华大学出版社, 1988
- 19 刘北辰. 工程计算力学. 北京: 机械工业出版社, 1994
- 20 Jeffery W. Wiese, Jonathan A. Dantzig. Modeling Stress Development during the Solidification of Gray Iron Castings. Metallurgical Transactions A, 1990, 21A: 489 ~ 497
- 21 Liu Baicheng, Zhu Ruming. Residual Stress Computation and Analysis of Machine Tool Bed Casting. Proceedings of the Fifth International Symposium of the Physical Metallurgical of Cast Iron, France, Oct. 1994.
- 22 陈瑶, 柳百成. 铸造过程应力场数值模拟集成化技术的研究. 铸造, 1997 (3): 1 ~ 4
- 23 Liu Chi, Li Qingchun, Zeng Songyan. Numerical Simulation of Quasi - Solid Stress, Strain and Hot Cracking during Solidification for Al - Cu Alloy. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 1990, 3 (1): 43 ~ 49
- 24 程军, 程眉, 党惊知等. 铝合金铸件凝固过程热应力数值模拟. 特种铸造及有色合金, 1995 (5): 1 ~ 4
- 25 Y. Chen, J. W. Kang, Liu B. C. Study on Residual Stress of Cylinder Block Casting by Using An Integrated FDM/FEM System. In: B. G. Thomas and C. Beckmann, eds. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. New York: The Minerals, Metals & Materials Society, 1998. 771 ~ 778

第6章 铸造合金的微观组织计算机模拟

以前,铸造过程数值模拟主要是指温度场、流动充型过程及应力场等的数值模拟,可以预测铸造过程中的某些缺陷,如缩孔、缩松、热裂及变形等。但铸造凝固过程数值模拟的目的并不仅仅是为了获得不同时刻的温度场,更在于进一步预测和控制铸件的微观组织。微观组织直接决定着铸件的力学性能和使用性能。如果能通过计算机模拟的方法预测出铸件的凝固态微观组织,就可以据此调整生产工艺,直至生产出理想凝固态组织的铸件,得到优良的综合力学性能,达到优化生产工艺的目的。

铸件凝固模拟的目的是对运动的固液界面进行时间和空间上的描述,包括对铸件完整性(有无缺陷)、微观组织及固相分数的预测。目前对材料的研究可分为以下不同的尺度:

(1) 宏观的工艺水平,典型数量级为 $0.01 \sim 1\text{m}$,主要考虑传热、流动等宏观现象。

(2) 介观尺度,典型数量级为 $0.1 \sim 10\text{mm}$,研究晶粒的形成,主要受宏观现象及微观的形核及生长动力学的影响。

(3) 微观水平,典型数量级为 $1 \sim 100\mu\text{m}$,研究稳定态枝晶尖端生长动力学、共晶层片间距及粗化现象,但没有考虑对流的影响。

(4) 原子尺度,典型数量级为 $0.1 \sim 1\text{nm}$,研究固液界面原子的扩散。

铸造凝固过程的模拟基本上可以相应分为三个层次:

(1) 在宏观的尺度上($1\text{cm} \sim 1\text{m}$)熔体的冷却与凝固可以用能量、动量及溶质守恒方程来计算。由于计算机技术和数值模拟技术的长足进展,过去十多年来有关模拟方面的工作主要集中于宏观尺度的模拟。

(2) 在微观的尺度($1\mu\text{m} \sim 0.1\text{mm}$)可以用相场的方法研究枝晶生长的动力学和凝固路径。相场模型综合考虑了溶质守恒方程和平衡相图特征及固液界面的扩散机理。

(3) 介于二者之间的是晶粒尺度的模拟。

温度场模拟属于宏观工艺水平的模拟,网格剖分尺寸较大。它以导热微分方程,亦即能量守恒为基本控制方程,是对系统在宏观尺度上的描述,由此得到的诸如温度、热量等参数与整个定义域具有相同的数量级。但是若从微观的尺度去考察凝固过程,则它首先是一个形核与生长的过程,其间溶质的行为即使以微观尺度来衡量,还要小 $3 \sim 4$ 个数量级。

国外在微观组织数值模拟方面的研究进行得较早,已经提出了很多方法和模型来预测共晶合金和枝晶合金的形核和长大过程,研究对象包括铝合金、镍基合金、球墨铸铁等,并且已经能在二维和三维上进行模拟,但离实际应用还有距离。国内研究虽然起步较晚,但开展比较迅速,已形成了一支强大的研究力量,如沈阳铸造研究所、大连理工大学、西安交通大学、清华大学等单位都对铸件凝固组织开展了数值模拟研究,并取得了可喜的成果。

已有的理论研究表明,许多与微观组织有关的参数与宏观的温度场有直接关系,如二次枝晶臂间距通过枝晶的粗化机理就与局部凝固时间这个宏观参数发生了联系,柱状组织的生长速度及最终的微观组织特征直接与等温线的移动速度有关。但是并非所有的微观组织特征都能直接和标准的宏观热流场或温度场计算建立联系。因此必须独立地考察微观组织的形成机理及其间的各种微观现象,建立模型,并与宏观的连续方程耦合起来。

目前铸造合金的微观组织模拟是当前材料学科的研究热点,从液态金属凝固的角度来说,研究方法主要有确定性方法、随机性方法和相场方法等。下面首先对微观组织的数学物理模型进行分析,然后介绍微观组织数值模拟的各种研究方法和国内外的研究成果。

6.1 微观组织数值模拟的物理与数学基础

形核过程是液体中的游动原子集团逐渐长大到一定尺寸并形成固体质点(即稳定的原子集团)使周围原子能向上堆砌的过程。

液体金属中生核以后,液体中的原子陆续向晶体表面排列堆砌,晶体便不断长大。因此晶体的生长是液相中原子向晶体表面的堆砌过程,也是固-液界面不断向前推移的过程。晶体的生长主要受以下因素的影响:①界面前沿的温度条件。②界面的结构。③对合金而言,还与界面前的浓度及合金本身的性质有关。因此下面我们将讨论形核和生长过程中的一些数学物理模型。只有准确理解和利用这些模型,才能对微观组织作出准确的模拟。

6.1.1 形核模型

根据形核理论,在均质形核与非均质形核两种基本的形核机理中,对工程金属有实际意义的是整体液相中通过外来质点或衬底所发生的非均质形核过程,这种质点可以是金属液中原有的,也可以是人工添加的。在微观组织的模拟过程中,对异质形核的处理有两种方

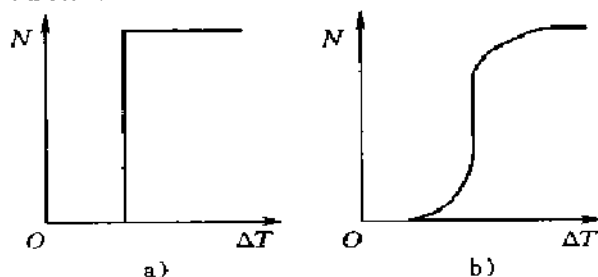


图 6-1 异质形核的两种处理模型

a) 瞬时形核 b) 连续形核

法即瞬时形核和连续形核,如图 6-1 所示。

1. 瞬时形核模型 瞬时形核模型的主要假设就是所有核心都是在形核温度下形成的。考虑到初始的形核质点密度 n_0 随着形核过程的进行不断降低,在给定的过冷度下的形核率为

$$dN/dt = K_1(n_0 - n_t)\exp\left(-\frac{K_2}{T(\Delta T^2)}\right) \quad (6-1)$$

式中, dN/dt 为形核率; K_1 为正比于熔体原子与形核质点碰撞频率的常数; K_2 为与晶核、形核质点和液体间界面能相关的常数; n_0 为初始形核基底密度; n_t 为 t 时刻晶粒的密度; T 为温度。

该模型已用于等轴共晶生长模型,便于计算凝固过程中的固相率,但不能准确预测晶粒度。该模型依据经典凝固理论,形核率与过冷度成指数关系,表明存在临界形核过冷度,如图 6-2 所示。在某一形核温度 T_N 以上,几乎没有晶粒形成,而一旦达到 T_N ,形核密度 n_t 迅速达到由 n_0 所规定的饱和极限。这造成最终的晶核密度几乎与凝固条件无关,这与试验结果是不符合的。其次,这个理论没有反映实际金属中复杂的形核现象,一般认为实际的工程金属中存在着不止一种类型的形核位置。另外,外来质点形核及孕育的机理尚未完全弄明白,也使这个理论在描述实际的形核过程上受到局限。

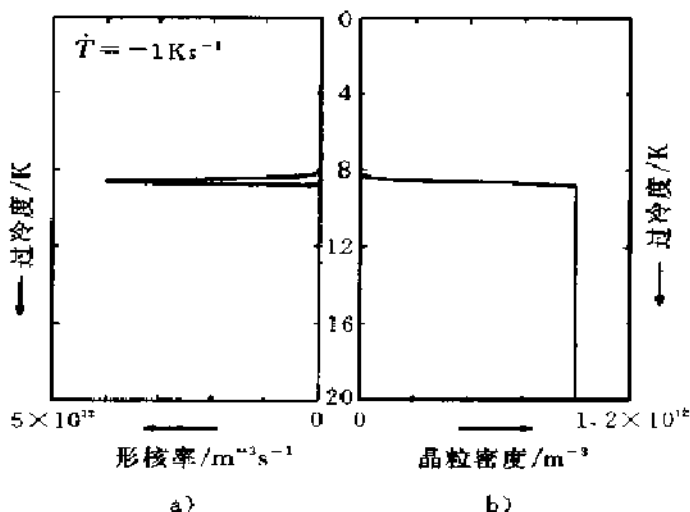


图 6-2 利用异质形核模型所计算的铝合金的形核率和晶粒密度 (冷却速度 $\dot{T} = -1\text{K/s}$)
a) 形核率 b) 晶粒密度

2. 连续形核模型 连续形核模型则是假设晶核数与过冷度保持连续的依赖关系。Oldfield 在模拟灰铸铁共晶生长时提出了连续形核模型

$$N = A \cdot \Delta T^n \quad (6-2)$$

式中, A 为取决于试验条件的常数; N 为单位体积内熔体形核数目; ΔT 为熔体过冷度; n 为指数。

虽然该式来源于试验结果,但是与实际的物理现象仍有不符。从上式可以看出,过冷度越大,形核率也越大。而实际上,异质形核取决于适当的外来质点的存在,晶核在外来质点表面上进行分布,逐渐使那些有利于新晶核形成的表面减

少,使得形核率将会在越过最大值后,在较高的过冷度发生中断。另外,由于在大的过冷时原子扩散困难,也使得形核率下降。因此在过冷度较小时,上式还比较准确;但过冷度增大时,则不再适合于描述形核过程。

Rappaz 等提出了一种基于高斯分布的形核模型。假设形核现象发生在一系列不同的形核位置上,而这些形核位置可由连续的而非离散分布函数 $dn/d(\Delta T')$ 来描述,如图 6-3 所示。在某一过冷度 ΔT 时所形成的晶粒密度 $n(\Delta T)$ 即可由对该分布曲线的积分求得

$$n(\Delta T) = \int_0^{\Delta T} \frac{dn}{d(\Delta T')} d(\Delta T') \quad (6-3)$$

由式 (6-3) 可见,只要得到合理的晶粒密度分布表达式,即可按上式求得已形核的晶粒数。 $dn/d(\Delta T')$ 的表达式为

$$\frac{dn}{d(\Delta T')} = \frac{n_{\max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T_0} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T' - \Delta T_N}{\Delta T_0}\right)^2\right] \quad (6-4)$$

式中, ΔT_N 为平均形核过冷度; ΔT_0 为标准曲率过冷度; $n_{\max}$ 为异质形核衬底的数目。

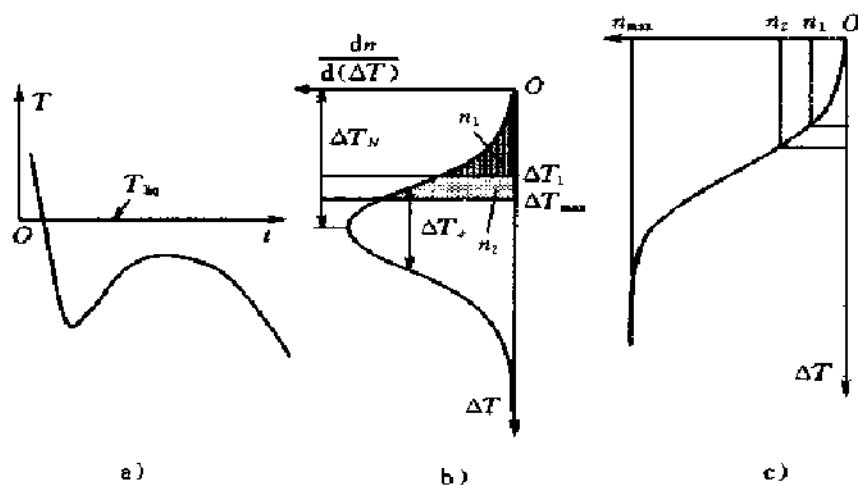


图 6-3 形核位置分布、晶核密度与过冷度的关系

a) 冷却曲线 b) 形核分布 c) 晶粒密度

在该模型中,忽略形核所需要的时间因素(即晶核是瞬时出现的)。 $dn/d(\Delta T')$ 相对于过冷度呈正态分布,如图 6-3b 所示。当 $\Delta T < \Delta T_N$ 时, $dn/d(\Delta T')$ 随 ΔT 的增大迅速地非线性增大;当 $\Delta T > \Delta T_N$ 时, $dn/d(\Delta T')$ 随 ΔT 的增大迅速地非线性减小;当 $\Delta T = \Delta T_N$ 时, $dn/d(\Delta T')$ 达到最大值。 ΔT 时的晶核密度 $n(\Delta T)$ 则为 $dn/d(\Delta T')$ 在 $0 \sim \Delta T$ 区域的积分值。因此晶核密度

随着过冷度的增大而以慢—快—慢的趋势连续长大。当过冷度足够大时，则晶核密度可以达到初始的最大形核密度 $n_{\max}$ 。

Maxwell 和 Hellawell 发展了一种更基本的模型

$$dN/dt = (N_s - N_i)\mu_2 \exp\left[-\frac{f(\theta)}{\Delta T^2(T_p - \Delta T)}\right] \quad (6-5)$$

式中， N_s 为 s 时刻已经形核的质点数； N_i 为在 i 时刻已经形核的质点数； T_p 为包晶温度； $f(\theta)$ 为接触角函数； μ_2 为系数。

上述模型都可以比较成功的预测形核过程，因为它们都是建立在试验的基础上。但哪一个模型更为精确，仍在争论之中。一般而言，对于具有很窄结晶区间的合金，推荐使用瞬时形核模型，因为这种模型节省运算时间。但是为了更准确地反映实际情况，应该采用连续形核模型。最近应用较多的是 Rappaz 模型。

6.1.2 生长模型

一旦固相晶核形成，紧接着就会发生生长过程。尽管形核是一个原子的过程，但是描述微观组织生长的基本理论仍然基于与热扩散和溶质扩散相同的连续理论。在这种情形下将考虑稳定的状态和其他一些现象，如毛细现象、不同固相之间的局部平衡、高凝固速率下可能产生的动力学效应等。

1. 共晶合金 在共晶合金的组织中涉及到两种固相的共同生长。首先考虑约束条件下的柱状晶生长（即热梯度 $G > 0$ ），Jackson 和 Hunt 提出了规则共晶的基本理论。在这种情形下两种固相 α 和 β 垂直于固液相界面呈层片状或棒状生长。对周期性分布的层片或棒间的溶质扩散和三相交汇处的表面力平衡进行分析，JH 理论可以计算共晶前沿的过冷度及共晶层片间距，它们均为生长速度 v_s 的函数。即

$$\lambda^2 v_s = K_i / K_c \quad (6-6)$$

$$(\Delta T_{E,c})^{-2} v_s = 1 / (4 K_i K_c) \quad (6-7)$$

式中常数 K_i 和 K_c 可以由合金性质计算得到，也可以由溶质扩散和毛细现象求得。这些关系式最初用于小 Péclet 数的共晶成分合金，现已被 Trivedi, Magnin 和 Kurz 加以扩展（TMK 模型）应用于快速凝固。他们认为在高的生长速度（由于凝固前沿过冷度较大）时将会偏离以上的二次关系式，导致扩散系数变化或界面温度达到亚稳相的固相线，产生一种绝对稳定。图 6-4 为采用 TMK 模型得到的 Al-33Cu 合金的过冷度 $\Delta T_{E,c}$ ，共晶间距 λ 和生长速度 v_s 的关系。

许多共晶合金，如 Fe-C 类和 Al-Si 类，由于存在一种或两种小平面相，层片或纤维的分枝较困难。这会导致不规则共晶形貌的产生，其中固相不再互相平行或规则分布。Fisher 和 Kurz 假定灰铸铁试样中的层片间距处于由 JH 理论得到的极小值 λ 和发生分枝时的最大间距之间。基于对定向凝固 Fe-C 合金的试验观察，平均间距 $\langle \lambda \rangle$ 由下式给出

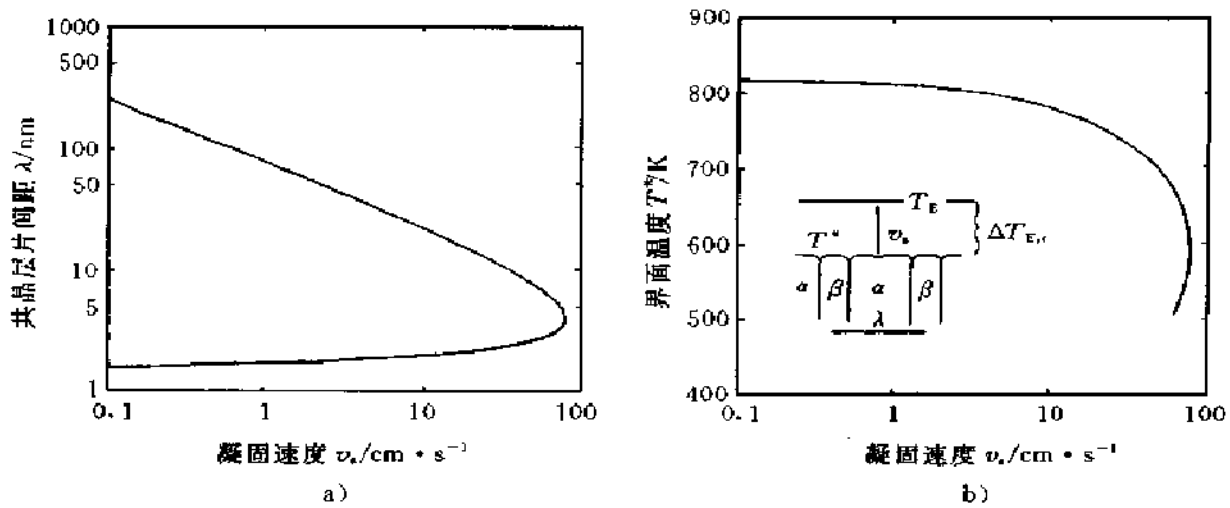


图 6-4 利用 TMK 模型计算得到的 Al-33Cu 合金的生长速度曲线图

a) 生长速度与共晶层片间距的关系 b) 生长速度与界面温度之间的关系

$$\langle \lambda \rangle = \phi \lambda \quad (6-8)$$

或

$$\langle \lambda \rangle^2 v_s = \phi^2 K_r / K_c \quad (6-9)$$

ϕ 是常数。对 Fe-C 和 Fe-Fe₃C 合金来说, ϕ 接近于 4 和 2。那么过冷度与生长速度的关系式变为

$$(\Delta T_{E,c})^{-2} v_s = \phi^2 / (\phi^2 + 1)^2 \cdot (1/K_c K_r) \quad (6-10)$$

Oldfield 在 60 年代提出了关于共晶合金晶粒长大速率模型, 其数学表达式为

$$dR/dt = B \cdot (\Delta T)^2 \quad (6-11)$$

式中, ΔT 为晶粒生长过冷度; R 为晶粒生长半径; B 为常数, 取决于试验条件。

该式忽略了许多影响因素, 但比较简单, 容易应用。

如果忽略热过冷, 以上规则共晶的有关理论仍然可以描述共晶晶粒的等轴生长。这时用 $\Delta T_{E,e}$ 代替以上各式中的 $\Delta T_{E,c}$ 。但是在高的冷却速度下, 在微观尺度上体积元内的温度不再保持均匀, 共晶界面上的温度有可能高于过冷液相的温度。此时过冷度等于两项之和 (如图 6-5a)。

$$\Delta T_{E,e} = \Delta T_{E,c} + \Delta T_t \quad (6-12)$$

第一项过冷度仍然由以上各式得到, 而 ΔT_t 是热过冷, 即固-液界面温度 T^* 与液相温度之差, 可由热扩散方程求得。使用准稳态近似, 可得

$$\Delta T_t = g(R/R_0) R_0 v_s \quad (6-13)$$

式中函数 g 依赖于某时刻 t 时的晶粒尺寸 R 与最终晶粒尺寸 R_0 之比。整理以上各式, 总的过冷度与共晶晶粒生长速度之间的关系为

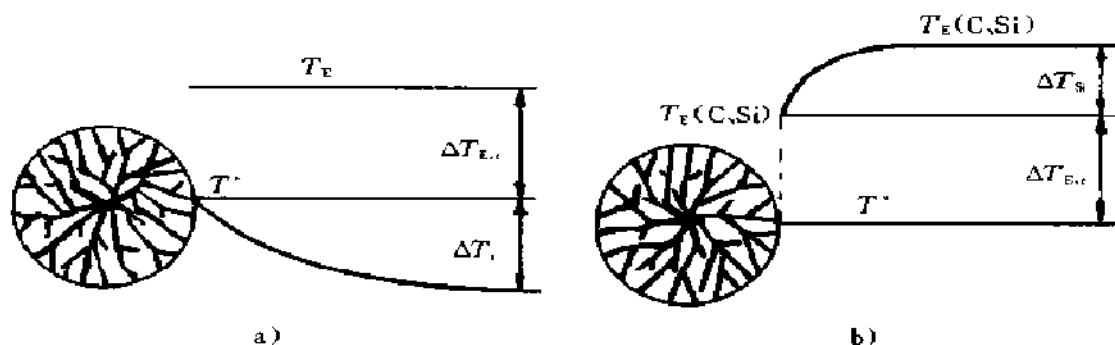


图 6-5 共晶晶粒等轴凝固时的过冷
a) 热过冷 b) 与三元合金溶质扩散有关的溶质过冷

$$\Delta T_{E,c} = 2(K_c K_r v_s)^{1/2} + g(R/R_0) R_0 v_s \quad (6-14)$$

如果求得给定过冷度 $\Delta T_{E,c}$ 下的生长速度 v_s ，则可以根据前面的公式求得层片间距 λ 。在通常的凝固情况下，热过冷一般都比较小。

对三元共晶合金来说，情况更为复杂。如在 Fe-C 合金中加入 Si，为保持共晶平台，Si 在液相中贫乏 ($K > 1$)。在稳态生长条件下，McCartney 等人认为应该采用与硅扩散有关的扩散层来修正二元合金的生长方程

$$\Delta T_{E,c} = 2(K_c K_r v_s)^{1/2} + m_x c_x^* \quad (6-15)$$

式中， m_x 为共晶温度分布曲线的斜度； c_x^* 为液相中第三相的界面浓度。

等轴晶生长时将引入与第三元有关的另一项。亦即，当围绕晶粒的硅扩散层与相邻晶粒发生相互作用时，远离界面处的参考共晶温度将会发生改变（如图 6-5b）。

总之，柱状生长时共晶前沿的过冷度可以使用以上公式与其生长速度联系起来；在忽略热过冷时，等轴生长时的过冷度可以采用相同的公式。

2. 枝晶合金 枝晶合金的凝固生长情况比较复杂，这主要是因为：

- (1) 树枝状的枝晶晶粒不能像共晶团那样当作完全固相的球体来处理。
- (2) 凝固过程中的溶质再分配和扩散使枝晶长大不仅受动力学过冷影响，而且还受成分过冷影响。
- (3) 对于柱状晶，还需考虑柱状晶向等轴晶转变 (CET)。

非共晶成分的二元合金初生枝晶相的形成仍然没有完全求解。虽然枝晶尖端的生长在引进边界稳定性理论后取得一定进展，但初生及二次枝晶臂的理论仍不完善。

在限制性枝晶生长条件下，枝晶尖端的生长行为受到溶质扩散、毛细效应和动力学效应的影响。在平界面稳定性理论条件下，对半球形尖端的生长可以得到与共晶相似的尖端过冷度 $\Delta T_{L,c}$ 和尖端生长速度的二次方关系式。抛物线形式的

枝晶尖端形状具有更为复杂的关系

$$\Omega = Iv(Pe_l) = pe_l \exp(Pe_l) E_i(Pe_l) \quad (6-16)$$

式中过饱和度 Ω 和溶质 Péclet 数由下式给出

$$\Omega = \frac{c_l^* - c_0}{c_l^* (1 - k)} = \frac{\Delta T_{L,c}}{(\Delta T_{L,c} + mc_0)(1 - k)} \quad (6-17a)$$

$$Pe_l = R_l v_l / (2D_l) \quad (6-17b)$$

式中的 $Iv(Pe_l)$ 是 Ivantsov 函数, $E_i(Pe_l)$ 是指数积分。Mullins 和 Sekerka 认为枝晶尖端半径可由边界从稳定向不稳转变时的波长 λ_{MS} 给出

$$R_l = \lambda_{MS} = 2\pi \left(\frac{\Gamma}{mG_c \xi_c(Pe_l) - G} \right)^{1/2} \quad (6-18)$$

式中溶质梯度 G_c 由端部的通量平衡定义为

$$-D_l G_c = v_l c^* (1 - k) \quad (6-19)$$

式中的 $\xi_c(Pe_l)$ 是 Péclet 数的函数, 在低的生长速度时等于 1。联立式 (6-16) ~ 式 (6-19) 有

$$\frac{4\pi^2 \Gamma}{R_l^2} + \frac{2Pe_l mc_0 (1 - k) \xi_c(Pe_l) 1}{[1 - (1 - k) Iv(Pe_l)] R_l} + G = 0 \quad (6-20)$$

将式 (6-20) 的解代入式 (6-17b) 得到枝晶尖端的生长速度, 由式 (6-16) 和式 (6-17a) 即可直接得到相应的过冷度。在高的凝固速度时, 则必须考虑溶质陷落、扩散系数随温度的变化关系, 以及由曲率和动力学效应对过冷度的贡献。使用 KGT 模型 (Kurz, Giovanola and Trivedi) 对 Al-7Si 合金的计算结果示于图 6-6。

Rappaz 和 Kurz 基于 KGT 模型, 研究了枝晶尖端动力学, 给出了枝晶尖端生

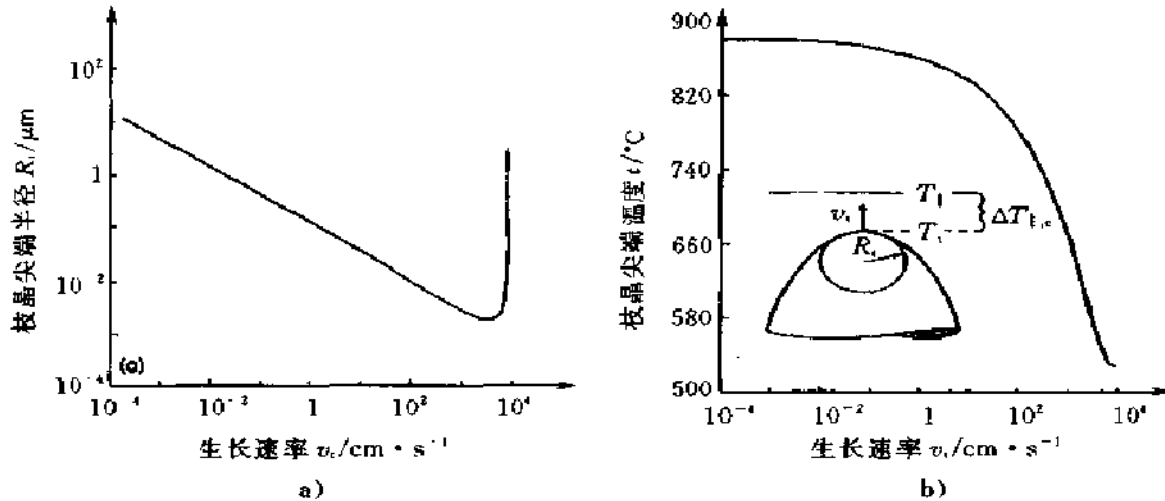


图 6-6 Al-7Si 合金生长速率与枝晶尖端半径、尖端温度的关系

a) 生长速率与枝晶尖端半径的关系 b) 生长速率与枝晶尖端温度的关系

长速率 v 与过冷度 ΔT 之间简化的关系式为

$$v = \alpha \Delta T^2 + \beta \Delta T^3 \quad (6-21)$$

式中的 α , β 为增长系数。

在等轴枝晶生长时则必须考虑枝晶尖端的热过冷, 一般存在两种思路。一种是只考虑抛物线型枝晶尖端的潜热释放, 除了快速凝固条件下的曲率效应和动力学效应外, Lipton 等人又在溶质过冷中考虑了热过冷, 并用热扩散率 k/c_p 和单位过冷度 L/c_p 代替扩散系数 D_l 和单位溶质排出量 $c_l^* (1-k)$ 。另外, Dustin 和 Kurz 提出仍将等轴枝晶看作由枝晶尖端所构成的球体, 但球体枝晶内的固相率 f_l 不等于 1。采用与导出式 (6-13) 相似的方法, 计算了与整个等轴枝晶晶粒潜热释放有关的热过冷。在通常的凝固条件下, 高浓度合金枝晶状凝固时热过冷可以忽略不计。

Rappaz 和 Thévoz 在考虑溶质扩散模型的基础上, 通过将 f_l 表示成溶质过饱和度 Ω 与 Péclet 数 (P_e) 的函数 $f(P_e)$ 的乘积, 即 $f_l = \Omega \cdot f(P_e)$, 并结合枝晶尖端生长动力学, 得出了枝晶长大速率的表达式为

$$\frac{dR_g}{dt} = \frac{Dmc_0}{\pi\Gamma(k-1)} \left(\frac{c^* - c_R}{c_0} \right)^2 \quad (6-22)$$

式中, R_g 为生长中晶粒外壳的半径; D 为溶质扩散系数; m 为合金液相线斜率; c_0 为球形扩散层外 ($> R_{\text{tot}}$) 液相中溶质浓度; Γ 为 Gibbs-Thomson 系数; k 为溶质平衡分配系数; c_R 为球形扩散层处 ($= R_{\text{tot}}$) 液相溶质浓度; c^* 为球形晶粒内枝晶间液相中的溶质浓度。

采用下面的方法, 可以预测初生和二次枝晶臂间距。

Trivedi 假设初生晶主干间距 λ_1 主要受热扩散影响, 那么

$$\lambda_1^2 = 224\sqrt{2}(D_l\Gamma)G^{-1}v_l^{-1}R_l^{-1} \quad (6-23)$$

虽然最初在枝晶尖端附近产生的二次臂间距确实与枝晶尖端半径有关, 但最终所观察到的组织中 λ_2 则是竞争生长和分枝粗化的结果。所有的枝晶臂粗化模型都认为 λ_2 的三次方与局部凝固时间 t_f 有关。除了 Kattamis 所提出的模型外, Feurer 和 Wunderint 等提出的模型经常应用于铝合金, 它考虑了凝固过程中的浓度变化。其表达式为

$$\lambda_2^3 = M' \frac{\ln(c_E/c_0)}{c_E - c_0} t_f \quad (6-24)$$

式中, c_E 是共晶成分; M' 是粗化常数, $M' = 166 \frac{\Gamma D_l}{m(k-1)}$ 。

但是仅有枝晶尖端的生长规律还不足以预测最终的微观组织特征和冷却曲线, 我们还需要知道尖端变化之后的固相分数变化规律。

6.1.3 溶质扩散模型

由于溶质扩散的原因，初生相的凝固将贯穿整个凝固过程。为了求得 f_s 与 T 的关系，必须考虑这种微观偏析现象。因此下面将首先给出一个纯宏观模拟时的溶质扩散模型，然后再探讨考虑柱状晶和等轴晶凝固时枝晶尖端过冷度的计算。

1. 完全溶质混合模型 完全溶质混合模型基于这样的假设：固相中存在扩散，液相完全混合。H. D. Brody 和 M. C. Flemings 考虑到凝固过程中溶质元素的反扩散，导出了固-液界面上固相溶质浓度 c_s^* 与固相分数 f_s 的关系有

$$c_s^* = k_0 c_0 [1 - (1 - 2\alpha k_0) f_s]^{(k_0-1)/(1-2\alpha k_0)} \quad (6-25)$$

式中的 α 为无量纲的溶质扩散因子，或称无量纲的扩散时间（Fourier 数），可表示为

$$\alpha = D_s t_f / L^2 \quad (6-26)$$

将与 c_s^* 相对应的相图上的温度 T 代入式 (6-26)，有

$$f_s = \left(\frac{1}{1 - 2\alpha' k} \right) \left[1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_1} \right)^{(1-2\alpha' k)/(k-1)} \right] \quad (6-27)$$

$$\alpha' = \alpha [1 - \exp(-1/\alpha)] - \frac{1}{2} \exp(-1/(2\alpha)) \quad (6-28)$$

式中， D_s 为固相中溶质扩散系数； t_f 为凝固时间； T_1 为合金的液相线浓度； T_m 为纯溶剂的熔点温度。

当 $\alpha' = 0$ 即固相中无扩散时上式变为

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_1} \right)^{1/(k-1)} \quad (6-29)$$

此即为 Scheil 公式或称非平衡杠杆准则。当 α 为无穷大时有

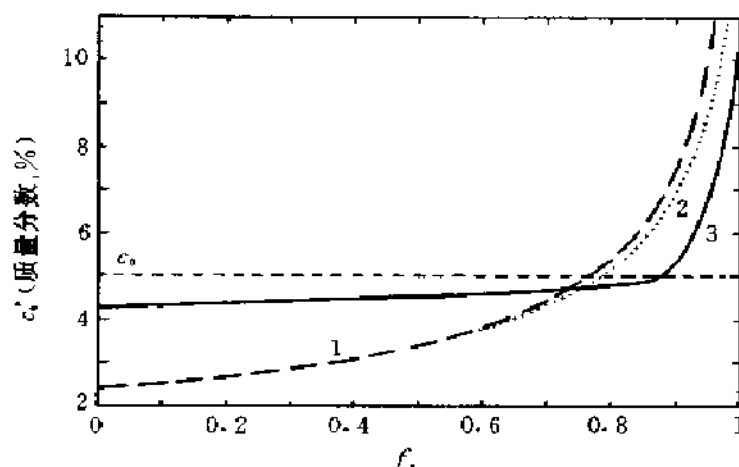


图 6-7 Ag-5Cu 合金在 $v_s = 10 \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时的柱状枝晶生长结果

1—夏尔模型 2—布劳迪-弗莱明斯模型 3—吉奥瓦努拉-库兹模型

$$f_s = \frac{1}{1-k} \left(\frac{T_L - T}{T_m - T} \right) \quad (6-30)$$

这就是平衡凝固时固相分数表达式，即杠杆准则。

2. 柱状晶生长时的溶质扩散模型 由于局部溶质浓度梯度所造成的枝晶尖端过冷度，因此不能直接采用上面所述的溶质扩散方程。除了由 Fourier 数 α 所引入的凝固时间 t_f 外， $f_s(T)$ 关系式与枝晶尖端凝固条件无关。Giovanola 和 Kurz 基于 BF 模型考虑了枝晶凝固过程中枝晶尖端过冷度对固相分数的影响，认为在某一未知的浓度 $c_x(v_i)$ 之外存在枝晶间溶质的完全混合，而低于该浓度时则将 $f_s(c_i, v_i)$ 表示为具有三个未知数的二次多项式。联立 KGT 模型，求得结果如图 6-7 所示。

3. 等轴晶生长时的溶质扩散模型 Dustin 和 Kurz 认为已凝固初生枝晶的固相分数等于液相中晶粒的体积分数 f_g 与球状晶粒内部固相分数 f_i 的乘积，即

$$f_s = f_g \cdot f_i \quad (6-31)$$

f_g 可以应用形核与生长的规律求得。 f_i

的求解方法有两种：第一种较为简单，在凝固刚开始时，枝晶晶粒全部为固相，即 $f_i = 1$ ；在糊状区则为常数， $f_i = 0.3$ 。第二种方法较复杂，是为了模拟定向凝固中柱状晶向等轴晶的转变；Hunt 认为 f_i 可以由 Scheil 方程根据炉子的温度场求出；而 Rappaz 和 Thévoz 认为在合金中微观结构的构成主要受溶质扩散控制，枝晶界面在任何时刻均为等浓度面，如图 6-8 所示。并假定：①晶粒内温度分布均匀，忽略曲率过冷。②球状晶粒内溶质完全混合。③固相内无逆扩散。④晶粒外围的溶质扩散发生在一个球形扩散层内。⑤溶质守恒。⑥热平衡。⑦晶粒生长速度由枝晶尖端生长动力学方程给出。

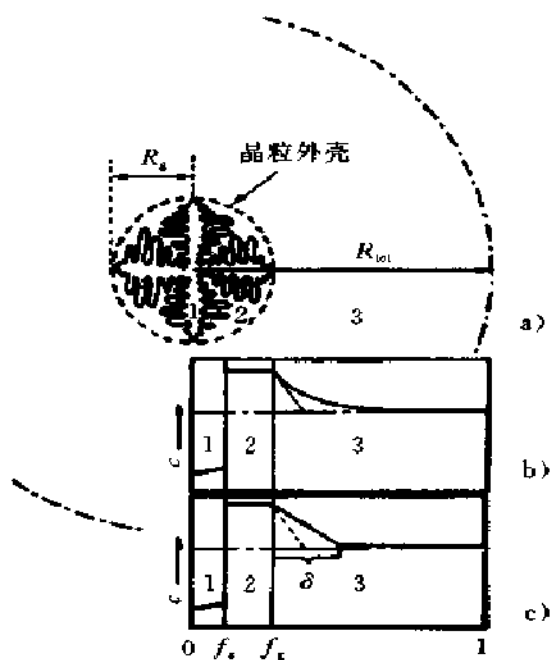


图 6-8 等轴枝晶凝固溶质扩散模型
a) 等轴晶示意图 b) 溶质浓度分布
c) 简化的溶质浓度分布

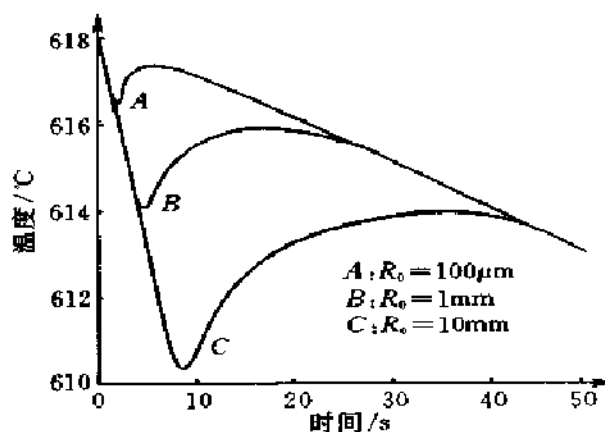


图 6-9 利用溶质扩散模型计算的 Al-7Si 合金的再辉现象

由于浓度场的计算需要大量时间, Rappaz 和 Thévoz 用溶质边界层 δ 来代替晶粒外部的溶质扩散。由溶质平衡可得

$$f_i = \Omega g(Pe_g) \quad (6-32)$$

式中的 Ω 为过饱和度, $g(Pe_g)$ 是 Péclet 数的函数, 在溶质扩散层内可以写作

$$g(Pe_g) = 1 + \frac{3}{2Pe_g} + \frac{1}{Pe_g^2} + \frac{1}{4Pe_g^3} \quad (6-33)$$

$$Pe_g = \frac{Rv_l}{D_l} \quad (6-34)$$

溶质扩散层 δ 等于 $2D_l/v_l$ 。结合枝晶生长规律, 可计算合金的再辉现象, 如图 6-9 所示。

6.2 微观组织计算机模拟的数值方法

经过十多年的研究, 各种微观组织的模拟方法纷纷出现。这些方法各有其优缺点, 用于模拟铸造合金的微观组织的时间有早有晚, 但都在一定程度上比较准确地模拟了合金的凝固组织。但是, 由于实际的凝固过程比较复杂, 它们都作了很多假设, 因此离实际的铸件凝固组织模拟相去甚远。随着计算方法及计算机硬件的不断发展, 对铸件微观组织的准确模拟将成为可能。

6.2.1 确定性模拟方法 (deterministic modeling)

确定性模拟是指在给定时刻、一定体积熔体内晶粒的形核密度和生长速度是确定的函数。该函数通过试验得出 (如对于在各种冷速下凝固的试样, 观察其横截面, 测量冷却曲线和晶粒密度)。晶粒一旦形核, 它就以与界面速度相同的速度进行生长。该界面速度同样是与过冷度有关的函数。在这种情况下, 枝晶前沿或共晶界面的凝固动力学可以从理论模型中导出。晶粒之间的碰撞对于共晶组织来说是非常重要的, 可以通过几何学或随机晶粒排列模型进行处理。这些微观凝固模型为了成功预测微观组织特征, 特别是晶粒尺寸, 已经与宏观热流计算联系起来。

确定性模拟法是基于某些体积元求解连续性方程。首先将铸件的计算空间分成宏观体积元, 每一体积元的温度假定是均匀的, 然后基于某些形核规律将每一体积元进一步划分成微观体积元 (一般为球形), 在一个微观体积元中只能有一个球状晶粒以速度 v 生长。

在宏观尺度条件下, 熔体的能量守恒方程为

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho c_p} \nabla^2 T + \frac{Q}{\rho c_p} \quad (6-35)$$

$$Q = L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (6-36)$$

式中, T 是铸件温度场; λ 为热导率; ρ 为密度; c_p 为定压比热容; Q 为与相变有关的源项; L 为潜热; f_s 为固相分数。

为了求解式 (6-35), 需要给出 $f_s(x, t)$ 的函数, 并适当选择边界条件。

在微观尺度下, 确定性模拟法有一个重要的简化假设, 即固相的移动速度为零, 这表明一旦形核, 晶粒就保持在固定位置 (即微观体积元被固定了)。此外还忽略了晶粒的再辉和熔解。在给定体积元 v 及凝固时间 t 的条件下, 局部平均固相分数可由下式表示

$$f_s(x, t) = \frac{4}{3} N(x, t) \cdot \pi R^3(x, t) \cdot v^{-1} \quad (6-37)$$

式中, $N(x, t)$ 为体积晶粒密度; $R(x, t)$ 为晶粒半径。

$N(x, t)$ 和 $R(x, t)$ 的计算为微观尺度上的计算, 主要基于形核和生长动力学。宏观传热和微观组织之间的耦合即是通过式 (6-35) 和式 (6-37) 之间的 Q 及 f_s 来进行的。

确定性模型中需假设晶粒的形状, 如等轴晶为球形, 柱状晶为圆柱形。这样通过简化形状才能在复杂的温度场中模拟晶粒的组织, 如图 6-10。

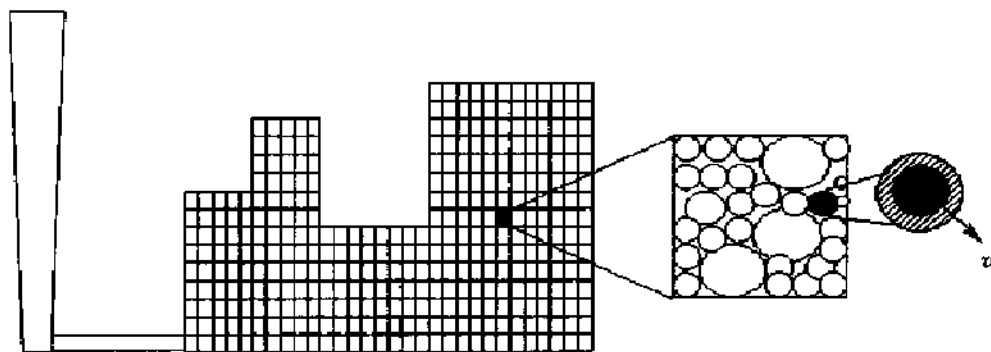


图 6-10 确定性方法的计算模型示意图

柱状晶组织的形成主要是基于凝固前沿的移动速度, 这可以由宏观温度场的计算得到。但是在等轴晶形成的凝固过程中, 界面的移动速度不再与等温线的移动速度有关, 而是与局部的 (或称当地的) 过冷度有关。并且遵循一定形核规律的晶粒密度也是过冷度的函数。为了模拟等轴晶组织的形成过程, 必须在宏观热流计算中同时考虑形核和生长的模型。假定一个微小体积元温度分布均匀, 在考虑形核、生长动力学、溶质扩散和热力学过冷的情况下, 首先对共晶合金模拟, 并进一步扩展到初生枝晶相的形成。

1. 共晶合金 Oldfield 的早期工作已经指出了共晶合金凝固模拟的大部分基本概念。这项工作最初是在灰铸铁上作的, 以后又被其他研究者结合进了更复杂

的形核模型，并研究了灰铸铁和白口铸铁的转变。

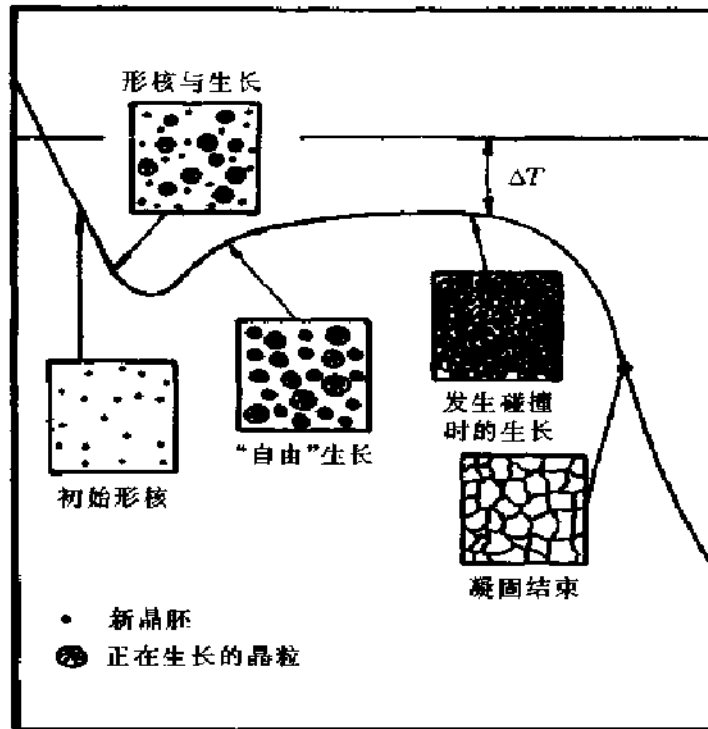


图 6-11 温度均一的共晶成分合金的冷却曲线和不同的凝固阶段示意

考虑一个正在凝固的、具有共晶成分的、温度均一的微观体积元，如图 6-11，此时固相分数 $f_s(t)$ 是指所有在时刻 τ （小于时刻 t ）形核并进行长大的晶粒之和，表示为

$$f_s(t) = \int_0^t \dot{n}(\tau) \frac{4}{3} \pi R^3(\tau, t) d\tau \quad (6-38)$$

式中， $\dot{n}(\tau)$ 是时刻 τ 时的形核率； $R(\tau, t)$ 是指该时刻形核的晶粒在长大到 t 时刻的半径。对上式进行微分，可得

$$\frac{df_s(t)}{dt} = \dot{n}(t) \frac{4}{3} \pi R^3(t, t) + \int_0^t \dot{n}(\tau) 4\pi R^2(\tau, t) \frac{\partial R(\tau, t)}{\partial t} d\tau \quad (6-39)$$

上式中右边第一项是指式 (6-38) 中新形核的新晶粒，第二项指原来形核的晶粒长大。一般而言 $R(t, t)$ 很小。另外晶粒在时刻 t 的生长速度 $v(\tau, t) = \partial R(\tau, t) / \partial t$ ，只是晶粒界面处过冷度的函数。由于微元体温度均匀，所有晶粒的过冷度都相同，有

$$\frac{df_s(t)}{dt} = n(t) 4\pi \overline{R^2(t)} v(t) \quad (6-40)$$

晶粒密度 $n(t)$ 由下式给出

$$n(t) = \int_0^t \dot{n}(\tau) d\tau \quad (6-41)$$

晶粒半径平方的平均 $\overline{R^2}$ 定义为

$$\overline{R^2}(t)n(t) = \int \dot{n}(\tau) R^2(\tau, t) d\tau \quad (6-42)$$

球状晶粒的生长速度由微观组织的生长一节中所给出的方程描述, 而晶粒的密度 $n(t)$ 可由形核模型给出。

式 (6-38) ~ 式 (6-40) 中所描述的固相分数与晶粒半径之间的关系假设晶粒在整个生长过程中为球形, 这个假设在刚开始结晶的时候还是有效的, 但是当固相分数较大时, 则不再成立, 因为此时晶粒之间会发生碰撞。为了处理晶粒碰撞的情况, 大多数等轴晶凝固的微观模型都采用著名的 Johnson-Mehl 或 Avrami 模型。该模型最初被用来描述固相再结晶, 假设形核和生长的速度均为常数以及再结晶的固相不移动。在这种假设情况下, 该模型表明再结晶相与母体之间 (在凝固的情况下指固相与液相之间) 的有效界面要乘以一个因子 $(1 - f_s)$ 。因此转换率 df_s/dt 变为

$$\frac{df_s}{dt}(t) = n(t)4\pi \overline{R^2}(t)v(t)(1 - f_s) \quad (6-43)$$

积分式 (6-43) 可得

$$f_s(t) = 1 - \exp\left[-n(t) \frac{4}{3}\pi R^3(t)\right] \quad (6-44)$$

由于 Avrami 模型的局限性 (如当 $R \rightarrow \infty$ 时 $f_s = 1$, 这与生长速度为常数相矛盾)。因此必须对上式进行修正。Speich 和 Fisher 提出有效界面与 $f_s(1 - f_s)$ 成正比。Price 采用数值方法计算了尺寸均匀的球形、椭球形、双锥形晶粒的碰撞问题。Rappaz 等采用解析方法分析了球形晶粒在 fcc 或简单立方晶格节点上有效固-液界面系数 $\Psi(R)$ ($0 \leq \Psi(R) \leq 1$)。那么

$$\frac{df_s(t)}{dt} = n(t)4\pi \overline{R^2}(t)v(t)\Psi(R) \quad (6-45)$$

对式 (6-45) 的积分结果如图 6-12 所示, 由图 6-12 中可以看出对 bcc 和立方碰撞模型来说, 分别在固相体积分数为 74% 和 52% 时与 $f_s - R^3$ 关系曲线发生偏差。

根据形核、长大及晶粒碰撞所得出的固相分数模型, 可以对图 6-11 所示的微元体的热平衡进行求解, 其表达式为

$$Q_{\text{ext}}(t)S = V\left(c_p \frac{dT}{dt} - L \frac{df_s}{dt}\right) \quad (6-46)$$

式中的 S 、 V 和 $Q_{\text{ext}}(t)$ 分别为面积、体积和离开体积元的热流。如果假定 $Q_{\text{ext}}(t)$

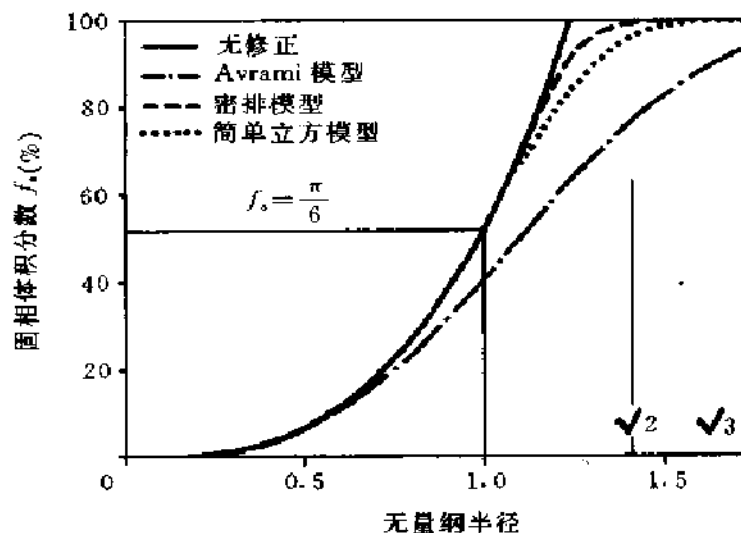


图 6-12 固相体积分数与利用不同碰撞模型计算出的平均
晶粒半径 R 的关系
(以球体立方排列时的临界半径为准)

已知，冷却曲线 $T(t)$ (或凝固路径) 可由式 (6-46) 计算得到。程序流程图如图 6-13 所示。

2. 枝晶合金 枝晶合金的凝固与共晶合金不同，因为晶粒内部并不是完全固相。Dustin 和 Kurz 认为初生枝晶相中固相分数为晶粒在液相中的体积分数与球形晶粒内部固相体积分数的乘积，即

$$f_s = f_g \cdot f_i \quad (6-47)$$

对上式微分得

$$\frac{df_s}{dt} = \frac{df_g}{dt} f_i + f_g \frac{df_i}{dt} \quad (6-48)$$

采用与共晶成分合金类似的方法，晶粒分数的改变 df_g/dt 仍然可以用式 (6-40) 表示，但速度与过冷度的关系则不同。由于在扩散模型中采用扩散层来表示晶粒之间的相互作用，因此不必考虑晶粒碰撞问题。晶粒内部的固相分数 f_i 可由下式表示

$$f_i = \Omega g(Pe_g) \quad (6-49)$$

式中的 Ω 指过饱和度， $g(Pe_g)$ 是溶质层内溶质浓度的 Péclet 数的函数，其表达式为

$$g(Pe_g) = 1 + \frac{3}{2Pe_g} + \frac{1}{Pe_g^2} + \frac{1}{4Pe_g^3} \quad (6-50a)$$

$$Pe_g = \frac{Rv_i}{D_l} \quad (6-50b)$$

式 (6-48) 的右边第一项是可求得的, 第二项与冷却速度成正比。在某一时刻晶粒的体积分数是已知的, 如果忽略 $g(Pe_g)$ 项, 那么 df/dt 就与 $d\Omega/dt$ 成正比。正如许多文献所提到的, 该项可以把比热容的变化结合进宏观的热流计算中 (式 (6-46))。

通过考虑形核、生长和溶质再分布, 就可以计算枝晶合金的等轴生长过程中的冷却曲线。图 6-14 是 Al-7Si 合金在四种不同冷却速度下所得到的试验测量结果与计算结果的比较。

确定模型是以凝固动力学为基础的, 符合晶粒生长物理背景, 具有实际意义。但由于它的确定性, 从而无法考虑晶粒生长过程中的一些随机现象, 如随机形核分布、随机晶向取向等。确定模型不能预测柱状晶向等轴晶的转变过程 (CET), 也不能再现凝固时枝晶的生长、竞争和淘汰过程, 更不能预测每个晶粒的具体形貌。它忽略了一些与结晶作用有关的因素, 不能解释紧密发生在铸型表面和导致柱状晶区域产生的晶粒

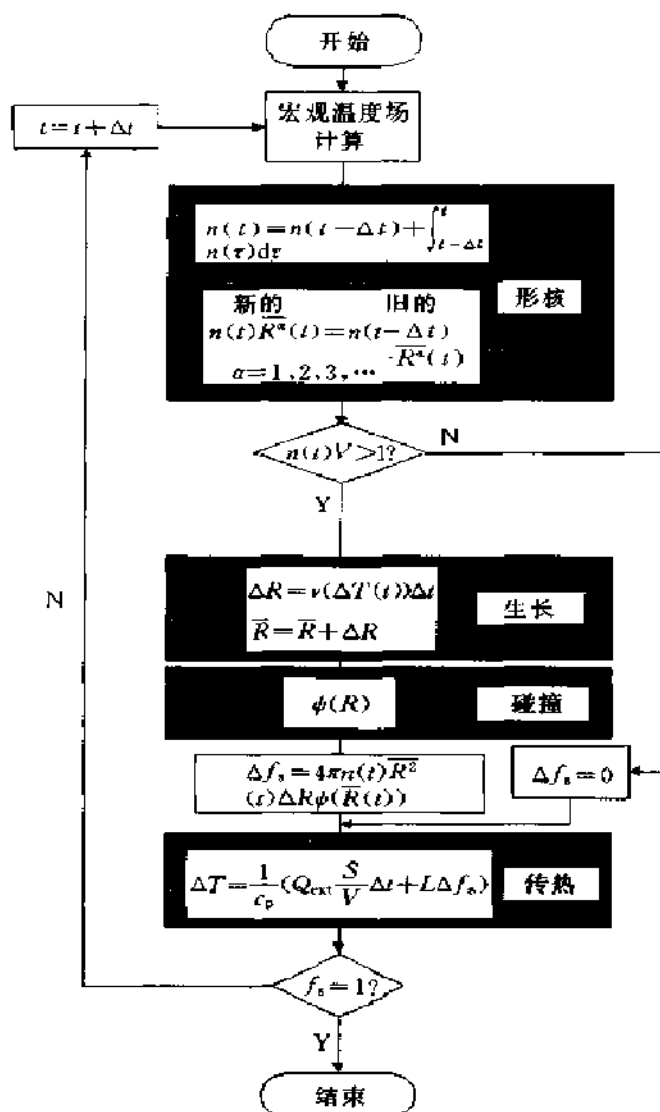


图 6-13 共晶成分合金凝固时等轴晶组织的模拟框图

选择现象。对于立方金属, 这种选择是以与热流方向一致的晶粒 $\langle 100 \rangle$ 结晶轴的最佳对正原则为基础。因此, 这种模型不能够预测发生在铸型表面的等轴晶向柱状晶的转变。同时也不能够预测柱状晶横截面尺寸的变化。此外, 当温度梯度很小时, 发生在液体内部的柱状晶向等轴晶的转变, 也很难利用确定论的方法来解释。

6.2.2 随机性模拟方法 (stochastic modeling)

确定性模型忽略了枝晶生长过程中离散的结晶学形貌。为了在模型中引入这种特征, 就必须考虑晶粒生长的纳米尺度, 目前对电子结构的计算主要是针对小

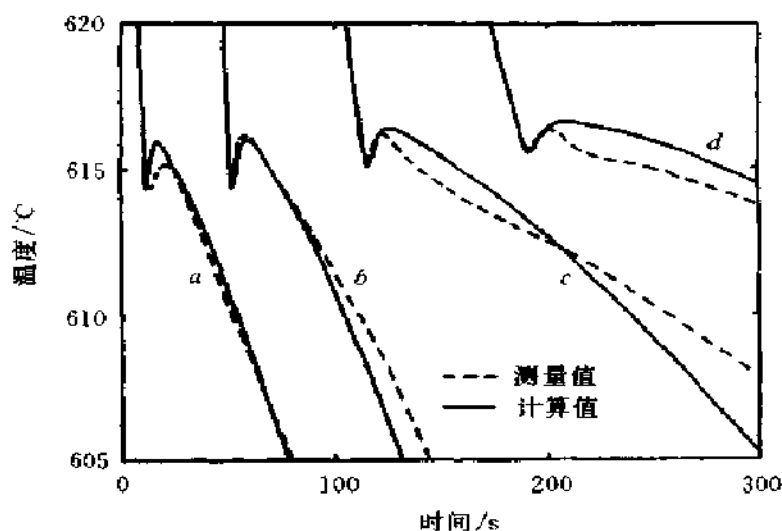


图 6-14 Al-7Si 合金在四种不同冷却速度下的冷却曲线（再辉附近）

的原子簇团（小于 100 个原子）进行的。而原子尺度则针对 $10^2 \sim 10^4$ 个原子。晶粒边界、位错等微观组织特征则包含更多的原子，如模拟 100g 金属的凝固过程约需考虑 10^{24} 个原子，这大大超出了目前计算机硬件的能力。尽管如此，随机性模型已经对微观组织的转变作出了成功的预测。

随机模型是指主要采用概率方法来研究晶粒的形核和长大，包括形核位置的随机分布和晶粒晶向的随机取向。

凝固过程中的传质过程以及能量和结构起伏是随机过程，因此，采用概率方法来研究微观组织的形成过程更能接近实际。

随机性模拟方法中主要包括有 Monte Carlo 法和 Cellular Automata 方法。

1. Monte Carlo 法 Monte Carlo 法最初源于对再结晶过程中固相晶粒生长过程的模拟，后来 Spittle 和 Brown 对这一方法作了发展，研究了工艺参数及合金参数对单相二元合金晶粒组织的定性预测结果，其中包括柱状晶和等轴晶的转化。然而这些模型忽略了宏观—微观传输过程的细节，因此缺乏物理背景。另外 Monte Carlo 方法的步长与凝固时间无关。

该法以概率统计理论为其主要理论基础，以随机抽样为其主要手段。它建立在界面能最小基础之上，不同属性的质点之间存在界面能（如固、液质点，或属于不同晶粒的质点）。Monte Carlo 法的原理是：将宏观传热的计算单元划分成数量为 N 的更细小单元，一般为正方形或六边形网格。假设网格中的某节点 i ，并给它赋一个正整数 P_i 用以表示晶粒指数，在形核开始之前 $P_i = 0$ （表示液态），然后，按下列规则进行形核、生长计算：当温度低于合金液相线时，在网格中随机选取节点 i ，计算其形核概率 $P_n(t + \Delta t)$ ，其表达式为

$$P_n = \delta N \cdot V_m \quad (6-51)$$

式中, V_m 为每个网格单元的体积; δN 为 t 到 $t + \Delta t$ 时刻单元体积内熔体的形核数目, 其值可由 Oldfield 连续形核模型或 Rappaz 形核模型求出。

将 $P_n(t + \Delta t)$ 与一个随机数发生器 n ($1 \leq n \leq 0$) 作比较, 若 $P_n(t + \Delta t) > n$, 则该单元形核凝固, 随机赋予 P_i 一个从 1 到 Q 的正整数晶向值 (Q 为可取的晶向数), 表示晶向。

液体金属中发生形核以后, 原子陆续向晶体表面堆砌, 发生长大过程。这里存在两个矛盾的方面: 一是液体向固体的转变将使整个系统的体积自由能 ΔE_v 降低; 二是固液界面使系统增加了一项界面自由能 ΔE_s 。Zhu 和 Smith 等人认为, 具有不同晶向值的相邻单元, 按照界面能最小原理依附长大, 其长大概率 $P_g(t + \Delta t)$ 为

$$P_g(t + \Delta t) = \begin{cases} 0 & \Delta T \leq 0 \\ \exp(-\Delta E_g/kT) & \Delta T > 0 \end{cases} \quad (6-52)$$

$$\Delta E_g = \Delta E_v + \Delta E_s \quad (6-53)$$

式中, ΔE_g 为总的自由能变化; ΔE_v 为过冷度决定的体积自由能变化; ΔE_s 为不同界面造成的界面能变化; k 为玻耳兹曼常数。

大连理工大学的金俊泽等人采用 Monte Carlo 法模拟了 Al—4.5Cu 合金的凝固组织。清华大学焦玉宁、柳百成采用 Monte Carlo 方法与宏观传热模型相结合, 模拟了过共晶 Al-Si 合金的微观组织形成过程。在一个 Monte Carlo 步长内随机选取一个网格单元, 如果为液态且其周围至少存在一个固体单元, 其边界能变化为

$$\Delta E_j = E'_j - E_j \quad (6-54)$$

$$E_j = \gamma \sum_{k \neq j} (1 - \delta_{I_j I_k}) \quad (6-55)$$

式中, γ 为界面能; δ 为 Kroneker 符号, 求和部分是对该单元最相邻单元进行的; ΔE 即为晶体生长和微观组织演变的驱动力, 当 $\Delta E \geq 0$ 时, 边界能增加, 晶体将不会生长; 当 $\Delta E < 0$ 时, 边界能减少, 可以发生液固转变。

图 6-15 为过冷度对 Al-13Si 合金微观组织的影响。从模拟结果可以看出, 当过冷度增加时, 会发生柱状晶向等轴晶的转变。过冷度为 5K 时, 微观组织为少量的细小等轴晶 + 大量的粗大柱状晶; 随着过冷度增加, 出现了中心等轴晶, 等轴晶的数量增加、尺寸增大; 30K 时则变为完全等轴晶。

2. Cellular Automata 模型 90 年代初提出了新的改进方法。这种方法同样以随机概念为基础, 为了更准确的模拟凝固过程中的晶粒组织, 将现有的随机性与确定性方法的优点相结合。假设试样处于均匀温度分布状态, 以形核的物理机理和晶体生长动力学理论为基础。模拟出来的微观组织也不依赖于计算过程中的单元网格划分结构。虽然与 Monte Carlo 方法的模拟结果类似, 但是该方法具有一定

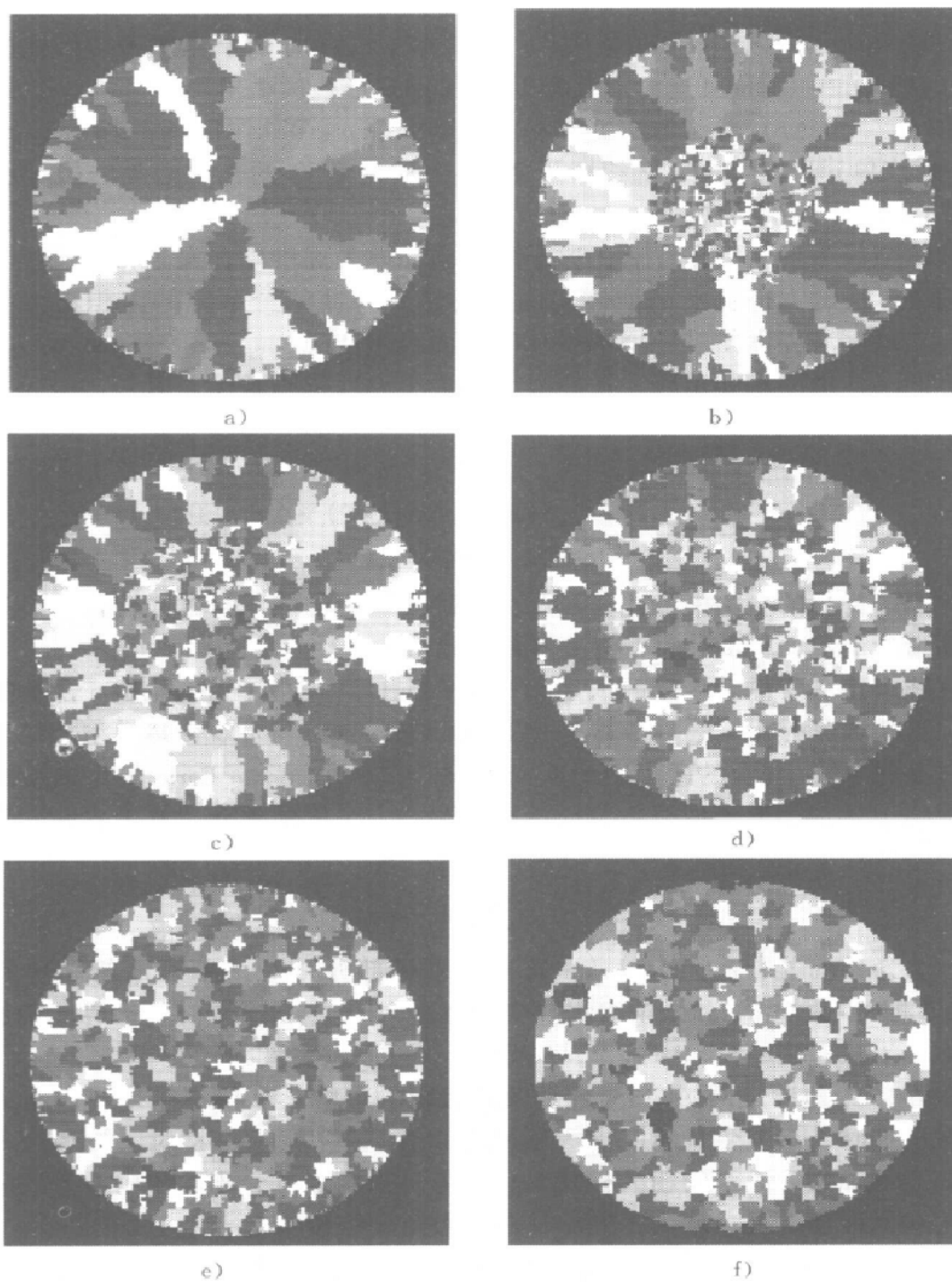


图 6-15 过冷度对 Al-13Si 合金微观组织的影响

a) 5K b) 10K c) 15K d) 20K e) 25K f) 30K

的物理基础, 并且能够定量反映过冷度和溶质浓度的影响。对 Al-Si 合金的微观组织进行了模拟, 取得了很好的结果, 并且已经在三维上开展了工作。这就是所谓的 Cellular Automata 方法。

Rappaz 和 Gandin 在考虑非自发形核和生长过程的物理机制的基础上, 提出了 Cellular Automata (CA) 模型。对于模型中晶核位置分布, 以类似确定性方法的模型进行处理。如果整个晶粒密度在给定过冷度下从平均分布中得到, 这些晶核的位置将随机产生。同时, 该方法也考虑了新晶核的随机结晶方向。并且将枝晶前端的生长动力学引入到模型中。对非均匀温度的较大型铸件已经实现了有限元 (FE) 和 CA 的耦合计算, 而且由于采用不同尺寸的网格分别进行热流和晶粒生长的计算, 大大减少了计算量。在 FE-CA 的基础上, 他们又发展了 3D CA-FE 模型, 并成功地模拟了铝硅棒晶粒组织的形成。许庆彦、柳百成利用 CA 模型, 将确定性和随机性方法的优点相结合, 模拟了铝合金的微观组织形成过程。

Cellular Automata 模型具有以下特点: 凝固区域首先用较粗的网格来计算温度场, 在此网格内, 划分成更细而均匀的节点, 在节点上采用 CA 模型进行形核和生长计算。所有节点在凝固前为液态, $P_i = 0$, 如果在一定时间内, 过冷度满足形核的条件, 此单元的某些节点形核, 这些节点的标志 P_i 设置为正整数 (它是从一系列取向簇中选取的)。对立方晶体来说, CA 计算中假定枝晶按照尖端动力学方式生长, 择优取向为 $\langle 100 \rangle$ 。当晶粒生长时, 它捕获周围液态节点, 使这些节点变成固态, 且与核心保持相同的生长取向。采用上述模型, 可定量描述晶粒形核长大的过程。

CA 模型中, 形核采用上一节所给出的 Rappaz 连续形核模型。在 $0 \sim \Delta T$ 区间对 $dn_v/d(\Delta T)$ 进行积分即可求得所对应时刻的晶核密度。当单元的温度低于其液相线时, 在一个时间步长 δt 内, 温度下降 δT , 相应地过冷度增加 $\delta(\Delta T)$ ($\delta(\Delta T) > 0$)。此时熔体内新生晶核的密度为

$$\begin{aligned} \delta n_v &= n_v[\Delta T + \delta(\Delta T)] - n_v(\Delta T) \\ &= \int_{\Delta T}^{\Delta T + \delta(\Delta T)} \frac{dn_v}{d(\Delta T')} d(\Delta T') \end{aligned} \quad (6-56)$$

式中的下角符号 v 指的是熔体内部的形核质点分布 (相对于型壁而言)。在该时间步长内, 新形核的晶粒数 δN_v 可由 δn_v 乘以熔体体积 V 而得到。这些新的晶核在整个 CA 单元内随机分布, 其概率为

$$p_v = \frac{\delta N_v}{N_{CA}} = \delta n_v V_{CA} \quad (6-57)$$

式中的 N_{CA} 是整个计算区域 V 内 CA 单元的数目, V_{CA} 则是单个 CA 单元的体积。在一个时间步长 δt 内, 每一个 CA 单元均被赋予一个随机数 r ($0 \leq r \leq 1$)。如果一个单元仍然为液态 (其状态指数保持为 0), 当满足下式时

$$r \leq p_v \quad (6-58)$$

该单元发生固液相变，其状态指数将赋予一个正整数（表示不同的晶向）。CA 单元形核后，就会按一定的规律生长。这里假定其按枝晶尖端动力学规律生长，在数值计算上，处理方法如下。

在二维平面上，将铸件划分为规则的网格单元（通常为四边形或六边形），标记每个单元的最相邻单元。图 6-16 为 Cellular Automata 模型示意图。A 是网格单元的一个形核节点，它在某一时刻 t_N 结晶形核。晶粒的最大生长方向与 x 轴夹角为 θ （可随机选取为 $-45^\circ < \theta < 45^\circ$ ）。在 t 时刻，晶粒的半径即图中阴影四边形的半对角线长 $L(t)$ 为枝晶尖端长大速度在整个时间段上的积分，即

$$L(t) = \int_N v[\Delta T(t')] dt' \quad (6-59)$$

$v[\Delta T]$ 可由前述的 KGT 模型计算。在 t_B 时刻，由 A 节点形核长大的四方形晶粒接触到四个相邻单元 B_1 、 B_2 、 B_3 、 B_4 。这时晶粒半对角线长（半径） $L(t_B)$ 与 $l_0 = l(\cos\theta + |\sin\theta|)$ 相等， l 为 CA 网格单元间距。CA 模型规定此时单元 $B_1 \sim B_4$ 凝固，其索引值被赋予一个与原始节点 A 相同的整数。这样晶核就开始长大，并通过不断捕获周围的液态单元而成为最终的晶粒。B 的四个单元节点继续长大，将在下一时刻捕获 C 的八个节点，依次类推。晶粒按照枝晶的尖端长大速率而增大。但在晶粒长大过程中，晶粒偏离了原始晶向，所以在每一步模拟中还要对枝晶长大方向进行校正。

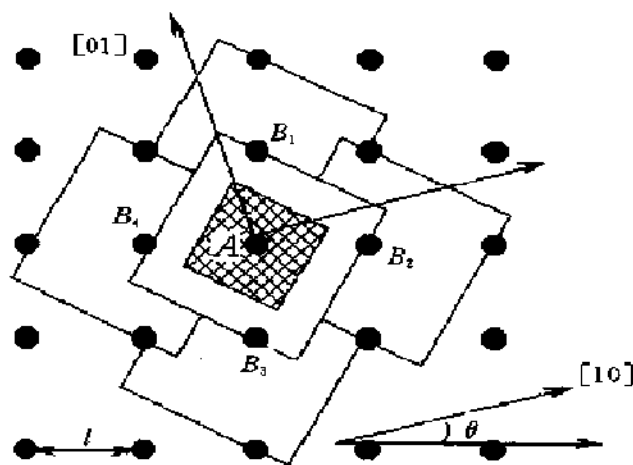


图 6-16 Cellular Automata 模型示意图

许庆彦、柳百成等人采用 Cellular Automata 模型与宏观传热相耦合，对铸造 Al—7Si 合金的微观组织进行了模拟计算。通过改变形核分布参数，获得了不同条件下的微观组织。在模拟过程中，采用连续形核的方法处理液态金属的异质形核现象。通过高斯分布函数描述形核质点密度随温度的分布关系，在给定过冷度时对分布函数求积分可得该时刻的形核密度。晶粒生长模型则考虑枝晶尖端生长动力学和择优生长方向 $\langle 100 \rangle$ 晶向。图 6-17 为 Al—7Si 合金的模拟结果。

Monte Carlo 法和 CA 模型模拟的结果受计算过程中网格划分的影响。确定性模型可以把凝固过程中的物质守恒方程和形核长大模型耦合起来，而随机性模型只能将能量方程与形核长大耦合起来；确定性模型在考虑宏观偏析和固态传输时

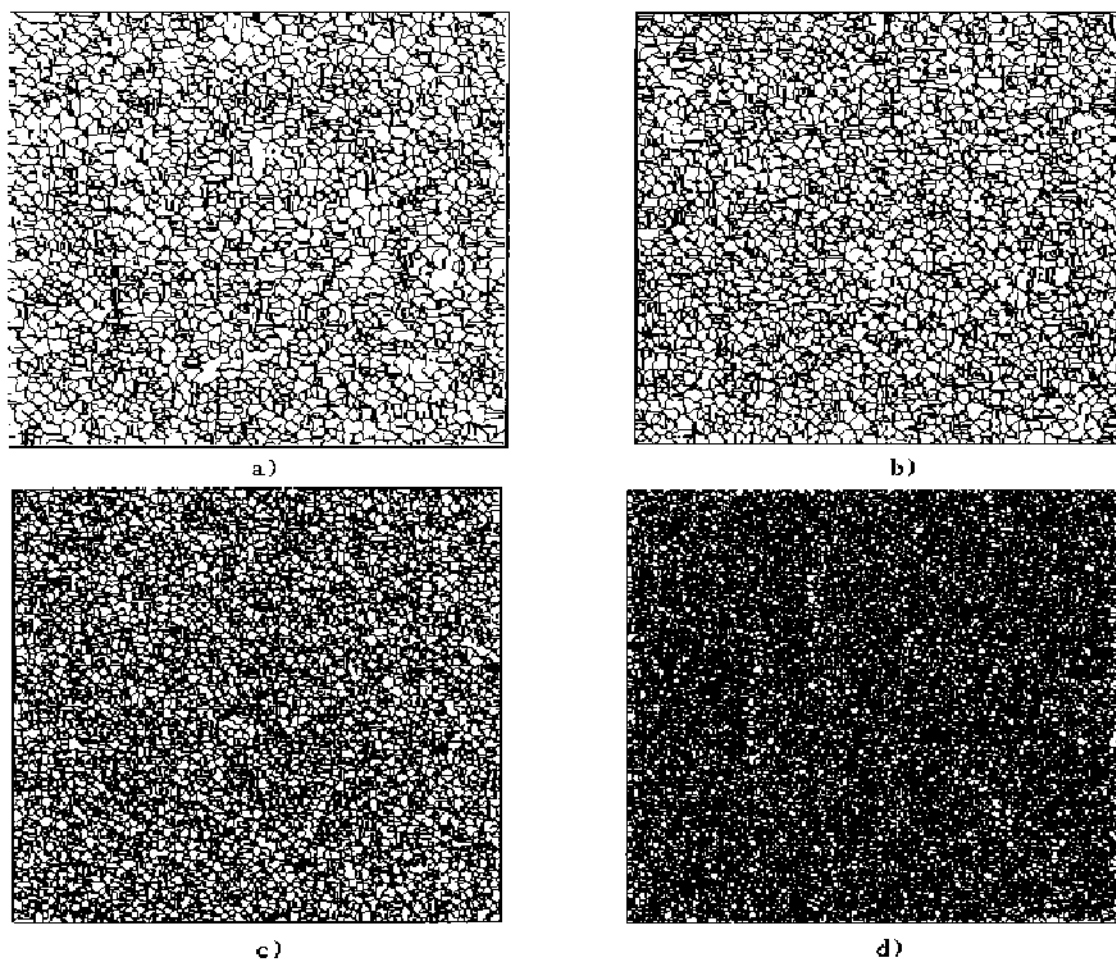


图 6-17 不同的形核分布参数对 Al-7Si 合金微观组织的影响

更接近于实际凝固过程，随机性模型则更适合于描述柱状晶的形成以及柱状晶与等轴晶之间的转变。另外，不管确定性模型还是随机性模型，模拟晶粒生长时都需跟踪固液界面，因此用它们模拟晶粒的三维生长和详细的生长形态、内部结构有一定的困难。而相场方法在模拟晶粒三维生长方面有独特的优势。

6.2.3 相场方法 (phase-field modeling)

固液界面结构取决于结构有序化与热致无序的竞争。相场理论则通过微分方程反映了扩散、有序化势及热力学驱动力的综合作用。相场方程的解可以描述金属系统中固液界面的形态、曲率以及界面的移动。把相场方程与温度场、溶质场、流速场及其他外部场耦合，则可对金属液的凝固过程进行真实的模拟。相场方法也称为直接的微观组织模拟。

现在相场模型有两个分枝：一是用于描述相变的通用 Ginzburg—Landau 理论，另一个是描述包晶反应的 Cahn—Hilliard 理论。虽然二者都可以描述临界或

二阶相变（如 GL 理论处理铁磁或超导转变，CH 理论处理亚稳分解等），但相场理论主要用于一阶相变，特别是凝固。

相场方法引入相场变量 ϕ ， ϕ 是一个有序参量，表示系统在空间—时间上每个位置的物理状态（液态或固态）。在液相区 $\phi = 0$ ；在固相区 $\phi = 1$ ；在固液两相区， ϕ 的值在 0~1 之间连续变化。相场方法可以描述平衡状态下新相与母相界面以及固液界面处复杂的生长过程，如果耦合温度场、溶质场和流场，就可以比较真实地对凝固过程进行模拟。相场方法用统一的控制方程，不必区分固液相及其界面，不必跟踪固液界面，因此适合于晶粒生长的三维模拟。荆涛等采用相场模型与外部场耦合模拟了 Al—7.5Si 合金非恒温凝固晶粒的三维生长。

目前使用的相场模型是由 Karma 和 Rappel 提出的。该模型包括一组描述温度场和有序化参数的偏微分方程

$$\frac{\partial U}{\partial t} = D \nabla^2 U + \frac{1}{2} \frac{\partial \phi}{\partial t} \quad (6-60)$$

$$A^2(\vec{n}) \frac{\partial \phi}{\partial t} = \nabla \cdot (A^2(\vec{n}) \nabla \phi) + (\phi - \lambda U(1 - \phi^2))(1 - \phi^2) + \frac{\partial}{\partial x} \left(|\nabla \phi|^2 A(\vec{n}) \frac{\partial A(\vec{n})}{\partial \phi_{,x}} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(|\nabla \phi|^2 A(\vec{n}) \frac{\partial A(\vec{n})}{\partial \phi_{,y}} \right) \quad (6-61)$$

$$A(\vec{n}) = (1 - 3\epsilon) \left[1 + \frac{4\epsilon}{1 - 3\epsilon} \frac{(\phi_{,x})^4 + (\phi_{,y})^4}{|\nabla \phi|^4} \right] \quad (6-62)$$

式中， U 指温度； D 为常数， $D = \alpha \tau_0 / W_0^2$ ； τ_0 为原子在界面上的运动时间； W_0 是表征狭窄的固液界面的长度； α 是热扩散系数； λ 是通过双井势耦合 U 和 ϕ 的系数； $\vec{n}$ 为界面处的法向矢量； $\phi_{,x}$ 和 $\phi_{,y}$ 分别为对 x 和 y 的偏导。

多相场理论主要是用于处理一个系统中存在多相的情况。在微观组织的形成过程中，如果将具有不同结晶方向的晶粒视作不同的相，就可以应用通常所指的多相场模型。 n 个相的多相系统的通用自由能密度函数为

$$f = \sum_{\substack{i,k \\ (i < k)}} \left[\frac{\epsilon_{ik}^2}{2} |\phi_k \nabla \phi_i - \phi_i \nabla \phi_k|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4} \phi_i^2 \phi_k^2 - m_{ik} \left(\frac{1}{3} \phi_i^3 + \phi_i^2 \phi_k - \frac{1}{3} \phi_k^3 - \phi_i \phi_k^2 \right) \right] \quad (6-63a)$$

$$\sum_{i=1}^n \phi_i = 1 \quad (6-63b)$$

式中， ϵ_{ik} 是相 i 和 k 之间的能量梯度； γ_{ik} 是有序化势系数； m_{ik} 是热力学驱动力。

对系统自由能求最小值时有

$$\phi_i = \sum_{k \neq i} q_{ik} = \sum_{k \neq i} \frac{1}{\tau_{ik}} [\epsilon_{ik}^2 (\phi_k \nabla^2 \phi_i - \phi_i \nabla^2 \phi_k) + \gamma_{ik} \phi_i \phi_k (\phi_i - \phi_k) - m_{ik} \phi_i \phi_k] \quad (6-64)$$

式中, q_{ik} 是 $i \rightarrow k$ 相变时 ϕ_i 的增加量; τ_{ik} 是动力学常数。

在单相边界 $i \rightarrow k$, $\phi_k = 1 - \phi_i$, 自由能函数变为标准函数, 即

$$f = \epsilon_{ik}^2 |\nabla \phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4} (1 - \phi_i)^2 \phi_i^2 + \frac{m_{ik}}{3} (4\phi^3 - 6\phi^2 - 1) \quad (6-65)$$

由于 $\epsilon_{ik}^2 |\nabla \phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4} (1 - \phi_i)^2 \phi_i^2$ 作用在晶粒边界上, 而 m_{ik} 只对晶粒内部起作用。因此自由能密度可以分为晶粒边界项和热力学项, 其数学表达式为

$$E_g = \int_v \epsilon_{ik}^2 |\nabla \phi_i|^2 + \frac{\gamma_{ik}}{4} (1 - \phi_i)^2 \phi_i^2 \quad (6-66a)$$

$$E_l = \int_v \frac{m_{ik}}{3} (4\phi^3 - 6\phi^2 - 1) \quad (6-66b)$$

对平界面有

$$\phi(x) = \frac{1}{2} \left(1 - \tanh \frac{x}{\delta} \right) \quad (6-67)$$

式中, x 是垂直于界面的坐标, δ 是界面厚度 ($\delta = \sqrt{\epsilon^2/\gamma}$)。

那么
$$E_g = \sqrt{\gamma \cdot \epsilon^2} \quad (6-68)$$

热力学驱动力 m_{ik} 为

$$m_{ik} = \Delta S_{ik} (T - T_{ik}^*) \quad (6-69)$$

式中的 ΔS_{ik} 是相变 $i \rightarrow k$ 时的熵。相场参数的求解需要与外部的温度场、溶质场、速度场进行耦合。数学模型分别为

传热

$$\sum_{i=1}^n \phi_i (\rho c_p)_i \frac{d}{dt} T = \nabla \lambda \nabla T + \sum_{i,k=1}^n \frac{L_{ik} q_{ik}}{2} \quad (6-70)$$

传质

$$\frac{d}{dt} c = \nabla D_\lambda [\nabla c - c \sum k_{ik} \nabla \phi_i] \quad (6-71)$$

液相中的动量传输

$$\frac{d}{dt} \rho_l \vec{v} = - \phi_l \nabla p + \nabla \mu \nabla \phi_l \vec{v} + \phi_l \vec{b} - M_l^s \vec{v} \quad (6-72)$$

式中, (ρc_p) 是相 i 的比热容; λ 是有效热导率; L_{ik} 是相变热; D_λ 是有效溶质扩散系数; k_{ik} 是相 i 与参考相 k 之间的分配系数; ρ_l 是液相密度; p 是压力; μ 是粘度; $\vec{b}$ 是体积力; M_l^s 是界面应力; $\vec{v}$ 是液相中的速度。

利用相场模型可以处理共晶和包晶的凝固过程。

6.2.4 介观尺度模拟方法

在介观尺度内对枝晶生长过程进行准确的模拟是非常重要的, 它不仅可以预测凝固材料的最终晶粒组织, 也可以为宏观模拟提供一些信息, 如潜热释放、溶

质的排出等。但是在目前的计算能力下,直接微观组织模拟如相场方法(phase-field method)难以在介观尺度内对枝晶生长做出模拟。相场方法的缺点是:①只能计算相对较小的等轴晶粒。②无足够的侧枝结构。③只能针对较大的过冷度。如果将其扩展到小过冷度的典型铸造工艺时的完全枝晶模拟,无论是计算速度还是内存都要增加至少三个数量级。另一方面,相对简单的近似和一维单元胞模型主要用来预测再辉期间的潜热释放。显然,这些模型无法求解晶粒生长的实际形状和糊状区的内部结构。在直接微观模拟和一维单元胞模型之间的桥梁是由Candin和Rappaz提出的Cellular Automata模拟,如前文所述。然而在CA模型中枝晶生长速度的计算基于某种局部的平均过冷度,并没有涉及到晶粒间的温度场或浓度场。因此它不能对枝晶生长时的相互作用进行详细研究。鉴于以上原因,Steinbach等人提出了一种新的介观模拟方法,采用整体数值模拟与局部解析解相结合的方法来描述多个等轴枝晶在过冷熔体中的非稳定长大。在该模型中,过冷熔体的温度场与改进的枝晶生长凝壳模型结合,可以预测枝晶尖端的生长速度和晶粒内部的固相析出分数。

等轴枝晶生长过程中所涉及到的各种长度尺度简单地示意于图6-18a。最小的微观长度尺度标记为 δ_1 ,其数量级与枝晶尖端半径相同(从 $10^{-6} \sim 10^{-5} \text{m}$)。枝晶尖端生长速度和半径与 δ_1 尺度观上的温度场(使用局部解析解)有关。介观尺度 δ_2 与晶粒间距具有相同数量级,通常比 δ_1 大两个数量级。

微观和介观耦合的关键是定义晶粒外壳。如图6-18b所示。晶粒外壳是连接所有分枝尖端的平滑表面。因此晶粒外壳的移动速度可由枝晶尖端的生长速度求得。在微观尺度 δ_1 上温度场的解析解为Cantor和Vogel对著名的Ivantsov解的“迟滞层”修正。其解为

$$\Delta T = \frac{L}{c} Pe \exp(Pe) \times \left\{ E_1(Pe) - E_1 \left[Pe \left(1 + 2 \frac{\delta_f}{R} \right) \right] \right\} \quad (6-73)$$

式中, ΔT 为迟滞层 δ_f 内的过冷度; $Pe = vR/(2\alpha)$ 为枝晶尖端的Peclet数; α



图 6-18 等轴枝晶生长示意图

a) 单元胞, 其中 δ_1 是微观尺度, δ_2 是介观尺度 b) 晶粒外壳和迟滞层

为热扩散率； c 是比热容； L 是潜热； E_1 是指数积分函数。

为了得到唯一的枝晶尖端生长速度，选择准则如下式

$$R^2 v = \frac{2\alpha\Gamma}{\sigma^* L/c} \quad (6-74)$$

式中， Γ 是 Gibbs - Thomson 系数； σ^* 是选择常数。

由以上两式可以求得 $v = f(\Delta T)$ 关系。

介观尺度 δ_2 内的温度分布可以通过数值模拟来求解，晶粒外壳间过冷熔体的三维热扩散方程为

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \nabla^2 T \quad (6-75)$$

共焦面的温度可以由数值解得到。以上所述介观模型的基本结构如图 6-19。局部解析解被用来求得迟滞层内的温度场，进而求得枝晶尖端的速度和半径。而数值解则可为晶粒外的熔体提供介观尺度的温度分布。数值解和解析解的匹配主要是选择合适的迟滞层厚度 δ_1 。

为了处理晶粒外壳的生长问题，引入场量 ϕ ，这类似于相场方法。晶粒内 $\phi = 1$ ；远离共焦面的过冷液体中 $\phi = 0$ ；晶粒外壳处 $\phi = 0.95$ ；共焦面处 $\phi = 0.5$ 。

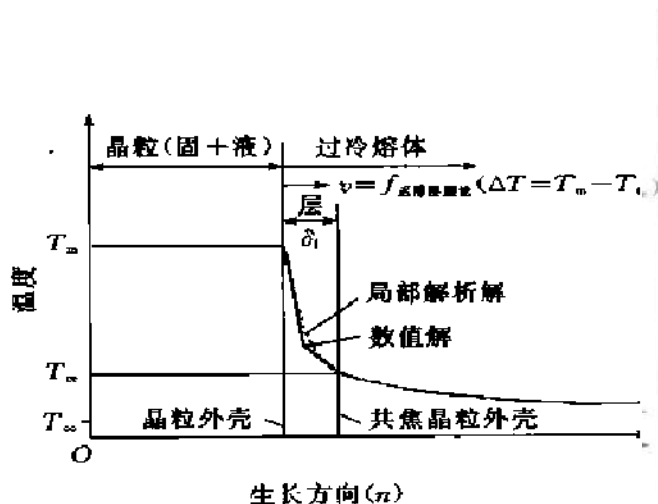


图 6-19 垂直于晶粒外壳的一维法向温度分布

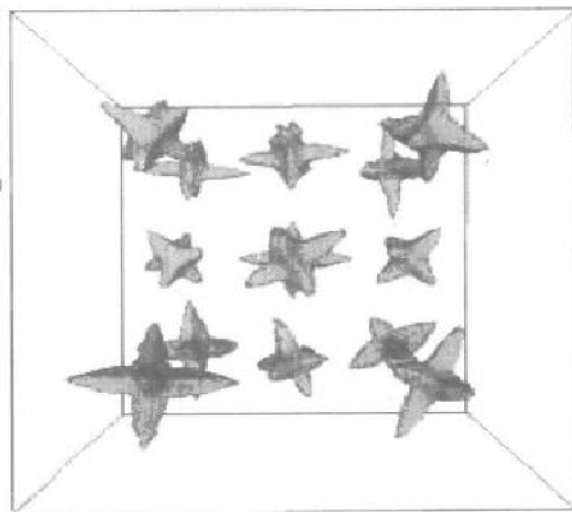


图 6-20 14 个等轴晶粒的生长预测

控制方程为

$$\phi = \frac{36}{\delta_1^2} \phi^2 (1 - \phi^2) + v_n (\Delta T) + \text{stab}(\phi) \quad (6-76)$$

$$\text{stab}(\phi) = C \left[\frac{\delta_1^2}{72} \nabla^2 \phi + \nabla \phi \cdot \nabla \phi - \phi (1 - \phi) \left(\frac{1}{2} - \phi \right) \right] \quad (6-77)$$

$\text{stab}(\phi)$ 是稳定算子， C 是稳定常数。在法线方向上有

$$\phi(n) = \frac{1}{2} \left(1 - \tanh \frac{3n}{\delta} \right) \quad (6-78)$$

由式 (6-76) ~ 式 (6-78) 可求得介观尺度内枝晶的生长形状与生长进程。Steinbach 等人对多个晶粒同时生长的介观尺度模拟进行了研究, 结果如图 6-20 所示。

6.3 球墨铸铁的微观组织数值模拟研究

由于球墨铸铁件在实际使用中的重要性和凝固过程的复杂性, 其微观组织的模拟得到了国内外研究者的高度关注, 如美国 Alabama 大学的 Stefanescu 等、瑞典的 Wessen 等、法国的 Lesoult 等、清华大学柳百成等都在致力于这方面的研究。球墨铸铁的微观组织模拟开展较早, 已从理论研究开始走向三维实际应用。

球墨铸铁从浇注温度冷却到室温, 要经历三个阶段的转变: 初生相析出、共晶转变和共析转变。为了模拟该过程, 必须建立各阶段形核和生长的数学模型。

6.3.1 形核模型

球墨铸铁形核率的计算是微观组织模拟中较复杂且难处理的问题之一, 在大多数情况下, 球墨铸铁是非均质形核, 根据形核理论, 可按如下方程计算形核率

$$\frac{dN}{dt} = K_n \exp \left(- \frac{\Delta G_c}{kT} \right) \exp \left(- \frac{\Delta G_A}{kT} \right) \quad (6-79)$$

式中, K_n 为形核参数; k 为 Boltzman 常数; T 为温度; ΔG_c 为临界形核功; ΔG_A 为原子从液体转移到固体内的激活能。

在实际计算时, 通常根据连续形核或瞬时形核模型, 简化上式以方便计算。

1. 连续形核 Oldfield 根据试验结果, 考虑形核过冷度和冷却速度对形核的影响, 得出如下连续形核模型

$$N = nA(\Delta T)^{n-1} dT/dt \quad (6-80)$$

式中, N 为晶核数; A 为动力学常数; ΔT 为过冷度。

根据形核理论, 只要存在过冷, 新的晶核将连续在液体中形核, 新晶核数量与液相分数成正比, 目前通常认为连续形核率与液相和固相分数、过冷度有关, Castro 和 Lesoult 用式 (6-81) ~ 式 (6-83) 进行了连续形核的计算

$$dN_v = A(\Delta T)^{n-1} \times f_L \times d(\Delta T) \quad (6-81)$$

$$N_v = \omega_N \times N_v^*$$

$$\omega_N(f_s) = \frac{1}{1 + \exp \left\{ -a \left[\tan \left[\pi(f_s - 0.5) \right] \right] \right\}} \quad (6-82)$$

$$N(\Delta T(t)) = \int_0^{\Delta T(t)} f(\Delta T) d(\Delta T) \quad (6-83)$$

式中, a 和 b 是系数; A 是形核常数; f_s 是固相分数; f_l 是液相分数。

2. 瞬时形核 瞬时形核理论是将形核进行简化处理, 即: 在处于形核温度时液相形核, 以后将不再形核。研究者通常按下式将瞬时形核率处理为过冷度或冷却速度的函数

$$N = A \times \Delta T^n \quad (6-84)$$

$$N = K_a + K_b \left(\frac{dT}{dt} \right)^n \quad (6-85)$$

式中, $n = 1.5$; A 、 K_a 、 K_b 为由试验确定的形核参数; N 为形核率, 单位为 nm^{-3} ; dT/dt 为冷却速度。

目前在实际模拟中, 一般采用连续形核或瞬时形核模型计算形核率。在热扩散率变化不大的情况下, 凝固进行到 2% 体积分数时就停止形核。因此对实际铸件的生产过程, 可采用瞬时形核模型。

6.3.2 生长模型

球墨铸铁形核后, 由于各阶段的生长方式不同, 因此需要对不同微观组织的生长建立数学模型。

1. 初生奥氏体 Stefanescu 用定向凝固试验研究了奥氏体和石墨的生长, 用一维模型进行了模拟分析, 发现奥氏体的生长由过冷和溶质过饱和所决定。初生奥氏体枝晶按等轴晶方式生长, 受溶质扩散和热扩散控制, 其生长模型为

$$\frac{dR}{dt} = \frac{A}{\pi} (w(C)_l - w(C)_0) \quad (6-86)$$

式中, $A = \sqrt{\frac{D_l m}{\Gamma w(C)_0 (k-1)}}$; R 为初生奥氏体枝晶当量球半径; $w(C)_l$ 和 $w(C)_0$ 为液相碳的质量分数与原始碳的质量分数, 单位为%; D_l 为碳原子在液相中的扩散系数, 单位为 $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$; m 为液相线斜率; Γ 为 Gibbs - Thomson 常数, 对于球墨铸铁 $\Gamma = 2 \times 10^{-7} \text{mk}$; k 为溶质平衡分配系数。

李文珍等人提出如下初生奥氏体枝晶生长模型

$$\frac{dR}{dt} = \frac{D_c^l m}{\pi^2 \Gamma (k-1) w(C)_0} (w(C)_l - w(C)_a)^2 \quad (6-87)$$

式中, D_c^l 为碳原子在液相中的扩散系数; $w(C)_l$ 为液相在液相 - 奥氏体界面的碳浓度, $w(C)_a$ 为枝晶间平均碳浓度。

2. 初生石墨球 过共晶球墨铸铁在凝固过程中, 将析出初生石墨球, 根据扩散控制和界面条件, 得出初生石墨球的生长速度

$$\frac{dR_G}{dt} = D_l \frac{\rho_l}{\rho_G} \times \frac{D_{VG} (w(C)_0 - w(C)_{VG})}{(w(C)_G - w(C)_{VG}) D_{VG} R_G + (w(C)_G - w(C)_0) D_l} \quad (6-88)$$

式中, R_G 为石墨球半径; ρ_l 、 ρ_G 为液相和石墨的密度; $w(C)_G$ 为石墨碳的质量分数; $w(C)_{LG}$ 为液相在液相与石墨界面的碳含量; D_{LG} 为碳原子在液相与石墨界面的扩散系数, 单位为 $m^2 \cdot s^{-1}$ 。

李文珍等人基于凝固动力学, 根据扩散控制和界面条件得出初生石墨球的生长速度为

$$\frac{dR_G}{dt} = D_c^l \frac{\rho_l}{\rho_G} \times \frac{\varphi_0 (w(C)_0 - w(C)_{LG})}{(w(C)_G - w(C)_{LG})(\varphi_0 R_G + D_c^l)} \quad (6-89)$$

式中, φ_0 为液相—石墨界面的扩散系数, 单位为 m^2/s 。

3. 石墨—奥氏体共晶 石墨球是奥氏体—球状石墨共晶结晶的领先相, 形核后能自由长大到一定尺寸后被奥氏体外壳包围, 其生长可分为两个阶段: 一是形成奥氏体外壳前, 可用初生石墨球的生长模型来描述共晶石墨球的生长; 二是形成奥氏体外壳后, 共晶石墨球的生长速度主要受碳原子在奥氏体外壳中扩散控制, 如图 6-21 所示, 根据凝固动力学可得共晶石墨球生长模型为

$$\frac{dR_G}{dt} = D_A \frac{\rho_l}{\rho_G} \frac{R_A}{R_G(R_A - R_G)} \frac{w(C)_{LA} - w(C)_{LG}}{w(C)_G - w(C)_{A/G}} \quad (6-90)$$

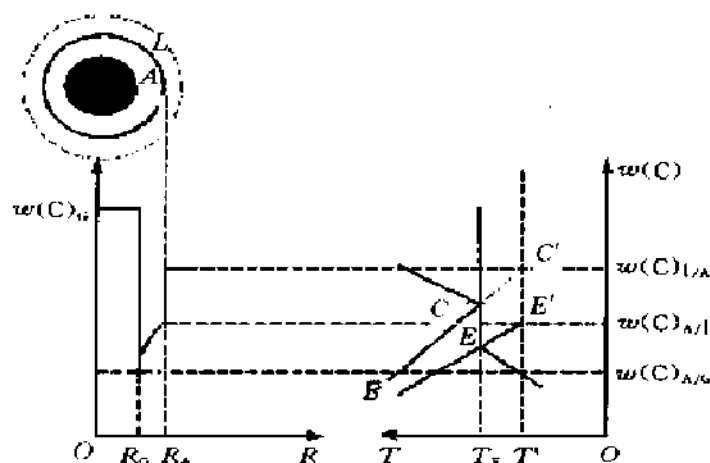


图 6-21 石墨—奥氏体共晶凝固动力学生长示意图

奥氏体外壳的生长速度主要受碳原子在奥氏体外壳和液相中扩散控制

$$\frac{dR_A}{dt} = D_A \frac{\rho_l}{\rho_A} \frac{R_G}{R_A(R_A - R_G)} \frac{w(C)_{A/L} - w(C)_{A/G}}{w(C)_{LA} - w(C)_{A/L}} \quad (6-91)$$

式中, D_A 为碳原子在共晶奥氏体中的扩散系数, 单位为 $m^2 \cdot s^{-1}$; R_A 和 R_G 为奥氏体石墨共晶团和共晶石墨球的半径; ρ_A 和 ρ_l 为液相和奥氏体的密度; $w(C)_{LA}$ 、 $w(C)_{A/L}$ 为液相和共晶奥氏体在液相—奥氏体界面碳的质量分数; $w(C)_{A/G}$ 为共晶奥氏体在石墨—奥氏体界面碳的质量分数。

很多研究采用了式 (6-90) 和式 (6-91) 对共晶石墨球的生长进行了模拟。

石墨球尺寸分布的模拟结果与试验存在着较大的误差, 该模型有待作进一步完善。

4. 珠光体和铁素体 共析转变决定着基体中珠光体和铁素体数量, 决定着力学性能预测的准确性, 目前对珠光体和铁素体的竞生生长的模拟尚不够准确, 需要作进一步的研究。

铁素体和珠光体的数量主要取决于共析转变期间的冷却速度和石墨球大小及个数, 两者存在着竞生长过程。铁素体主要由奥氏体分解形成, 以壳状环绕石墨生长并受碳的稳态扩散控制, 可得出铁素体的生长模型

$$\begin{aligned} \frac{dR_F}{dt} = & D_F \frac{R_F}{R_F(R_F - R_G)} \frac{w(C)_{F/A} - w(C)_{F/G}}{w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A}} \\ & + D_A \frac{R_A - R_G}{R_A R_F} \frac{w(C)_{A/F} - w(C)_A}{w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A}} \end{aligned} \quad (6-92)$$

式中, R_A 、 R_F 为分别为奥氏体和铁素体环的半径; D_F 为碳原子在铁素体中的扩散系数, 单位为 m^2/s ; $w(C)_{F/A}$ 、 $w(C)_{A/F}$ 为铁素体和奥氏体在铁素体—奥氏体界面碳的质量分数; $w(C)_{F/G}$ 为铁素体在石墨—铁素体界面碳的质量分数; $w(C)_A$ 为奥氏体中碳的质量分数。

当奥氏体过冷到奥氏体向珠光体转变温度以下, 铁素体和珠光体同时具有饱和度, 珠光体在奥氏体晶界处形核, 形核后其生长速度由下式给出

$$\frac{dR_p}{dt} = k_p \cdot D_A \cdot (\Delta T)^2 \quad (6-93)$$

式中, R_p 为珠光体团的半径; k_p 为珠光体的生长系数; ΔT 为相对于共析温度的过冷度。

Wessen 通过对球墨铸铁中铁素体生长的模拟与试验, 得出 Si、Cu、Mg、Ti 对铁素体生长有着很重要的作用。Wessen 将球墨铸铁中铁素体生长过程分为三个阶段:

(1) 在石墨球被铁素体完全包围前, 铁素体生长受 C 在奥氏体中扩散所控制

$$\frac{dR}{dt} = \frac{D_C^A (w(C)_{A/F} - w(C)_A)}{S_F (w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A})} \quad (6-94)$$

(2) 形成铁素体壳后, 铁素体生长主要受铁素体—石墨界面扩散控制

$$\frac{dR}{dt} = K_i \times \Delta T \times \left(\frac{R_G}{R_F} \right)^2 \times \exp\left(\frac{4\pi R_F^3 N_v}{3} \right) \times \mu \quad (6-95)$$

(3) 在铁素体壳有一定厚度后, 由于扩散距离的增加, 铁素体生长受 C 原子越过铁素体壳的扩散控制

$$\frac{dR}{dt} = \frac{\rho_F (w(C)_{F/A} - w(C)_{F/G})}{S_F (w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A})} \times \frac{R_G \times D_C^F}{R_F (R_G + R_F)} \quad (6-96)$$

李文珍等人基于凝固动力学, 考虑扩散和界面的作用, 建立了如下铁素体生长模型, 但模拟结果与试验结果仍存在相当的误差

$$\begin{aligned} \frac{dR}{dt} = & D_C^F \frac{R_F}{R_F(R_F - R_G)} \frac{w(C)_{F/A} - w(C)_{F/G}}{w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A}} \\ & + D_C^A \frac{R_A - R_G}{R_A R_F} \frac{w(C)_{A/F} - w(C)_A}{w(C)_{A/F} - w(C)_{F/A}} \end{aligned} \quad (6-97)$$

式中, D_C^F 为碳原子在铁素体中的扩散系数; $w(C)_A$ 为奥氏体中的含碳量; $w(C)_{A/F}$ 、 $w(C)_{F/A}$ 为奥氏体和铁素体在铁素体—奥氏体界面的含碳量; $w(C)_{F/G}$ 为铁素体在石墨—铁素体界面的碳含量; R 为铁素体环的半径。

根据层片状组织的生长理论, 普遍采用下式计算球墨铸铁共析转变中的珠光体生长

$$\frac{dR_p}{dt} = k(\Delta T)^2 \quad (6-98)$$

式中, k 为珠光体的生长系数; ΔT 为相对于共析温度的过冷度。

6.3.3 球墨铸铁件力学性能的预测

球墨铸铁件的力学性能(硬度、伸长率、抗拉强度), 主要由铸件基体中珠光体和铁素体数量、石墨球数量及其圆整度所决定。

早期对球墨铸铁件力学性能预测的研究, 是建立在化学成分和铸件组织特征的基础之上, 微观组织模拟的发展使得通过微观组织形成的模拟来预测力学性能成为可能。Stefanescu 等通过对试验试件和实际生产件的微观组织模拟, 将模拟结果与试验结果相比较, 得出球墨铸铁的力学性能模型如下:

(1) 硬度

$$HBS = 100f_G + HBS_F f_F + HBS_P f_P \quad (6-99)$$

式中, f_G 是石墨球体积分数; HBS_P 是珠光体硬度; HBS_F 是铁素体硬度。

(2) 抗拉强度

$$\sigma = (1 - f_G)(482.2f_F + 991.5f_P) \quad (6-100)$$

(3) 伸长率

$$\epsilon = (1 - f_G)(26.2f_F + 5.61f_P) \quad (6-101)$$

图 6-22 是对系列圆柱棒试件模拟结果与试验结果的比较。

赵海东等人使用开发的微观组织模拟模块, 对汽车用侧盖转向螺杆箱和风扇支撑架的球墨铸铁件进行了实际模拟, 铸件材质为 QT450—10, 采用湿型硅砂造型和呋喃树脂砂芯, 在 DISA2013A 生产线上生产。侧盖转向螺杆箱球墨铸铁件模拟计算的总单元数为 782447、铸件单元数为 21061、模拟计算单元尺寸为 $1.5\text{mm} \times$

1.5mm×1.5mm；风扇支撑架球墨铸铁件模拟计算的总单元数为 1620000、铸件单元数为 32256、模拟计算单元尺寸为 2mm×2mm×2mm。图 6-23 和图 6-24 分别是侧盖转向螺杆箱石墨球尺寸和风扇支撑架硬度预测的模拟结果。

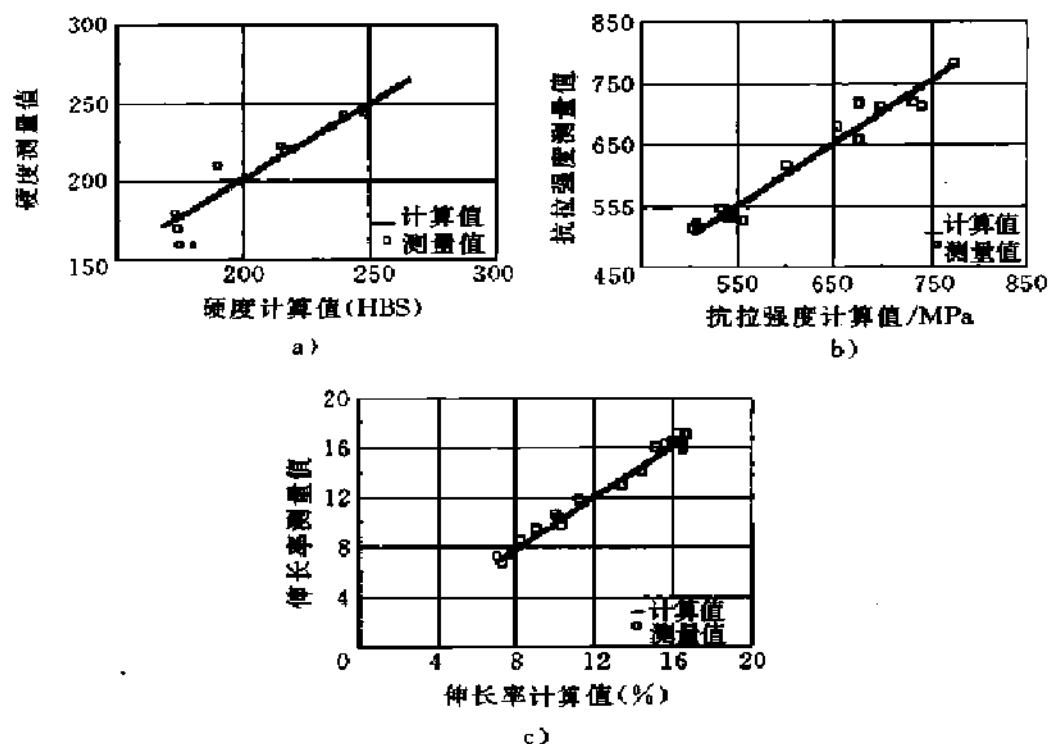


图 6-22 圆柱棒试件硬度、抗拉强度和伸长率的模拟结果与试验结果的比较

a) 硬度 b) 抗拉强度 c) 伸长率

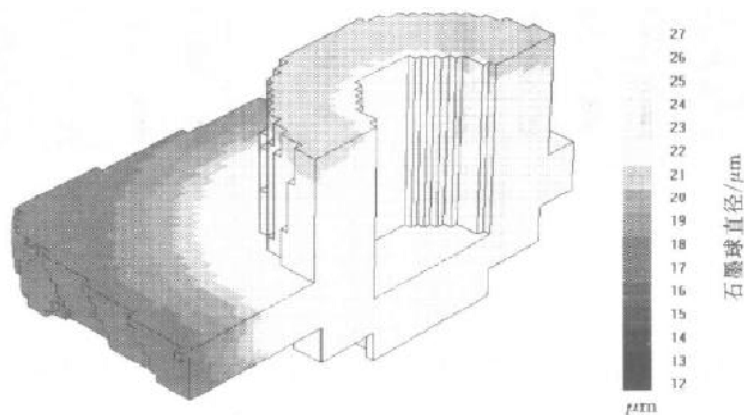


图 6-23 侧盖转向螺杆箱石墨球尺寸模拟结果

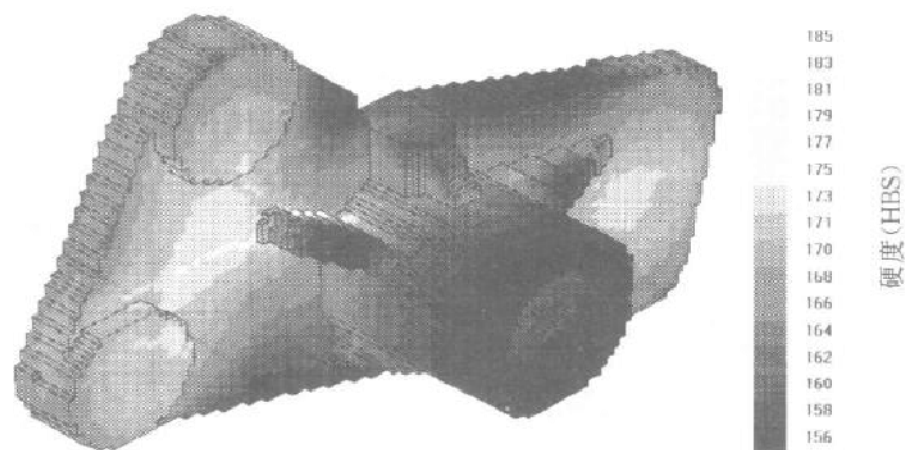


图 6-24 风扇支撑架硬度预测结果

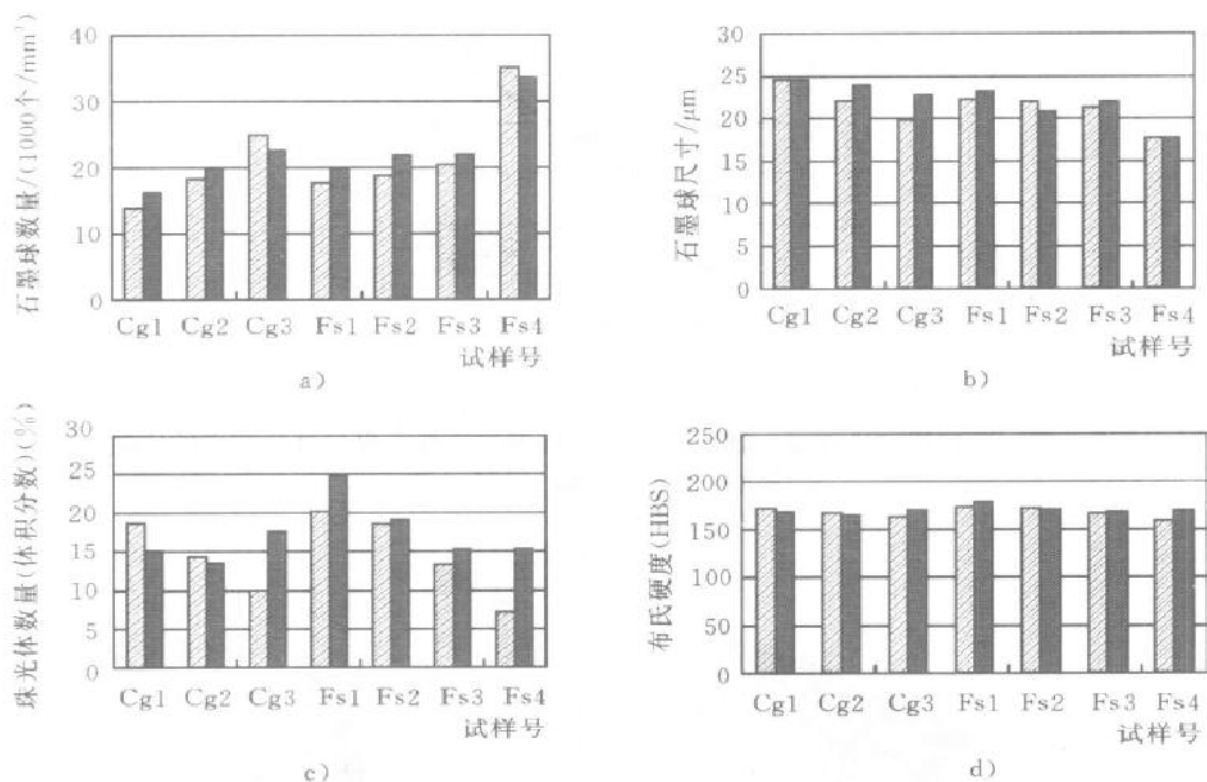


图 6-25 实际生产件微观组织模拟结果与定量试验结果的比较

a) 石墨球数量 b) 石墨球尺寸 c) 珠光体数量 d) 布氏硬度

(▨: 模拟值; ■: 定量分析值)

在侧盖转向螺杆箱铸件上取试样 Cg1、Cg2、Cg3，风扇支撑架铸件上取试样 Fs1、Fs2、Fs3、Fs4，利用仪器 MAGISCAN2A 进行了石墨球数量、石墨球尺寸和

基体中珠光体数量的定量金相分析,并测定了硬度值。图 6-25a~d 分别给出了所取 7 个试样石墨球数量、石墨球尺寸、基体中珠光体数量、硬度的试验值与模拟值的比较,由图中可以看出石墨球数量和尺寸的模拟结果与定量分析结果吻合较好,试样 Cg3 和试样 Fs4 的珠光体数量模拟结果与试验结果尚存在一定误差。

柳百成等人还利用 Internet 网络进行了远程异地铸造过程微观组织数值模拟。福特汽车公司在 workstation 平台上使用 I—DEAS 软件对实际球墨铸铁件进行造型,以 STL 格式输出文件,通过 Internet 由美国 Michigan 州 Dearborn 传送到北京清华,然后在微机平台上对铸件进行了网格剖分和宏观、微观模拟。网格剖分的尺寸为 $4\text{mm} \times 4\text{mm} \times 4\text{mm}$,模拟计算总单元数为 494700、模拟计算铸件单元数为 35985。图 6-26a 和 b 分别显示了温度分布和缩孔预测的结果,图 6-26c 给出了铸件石墨球尺寸的模拟结果。

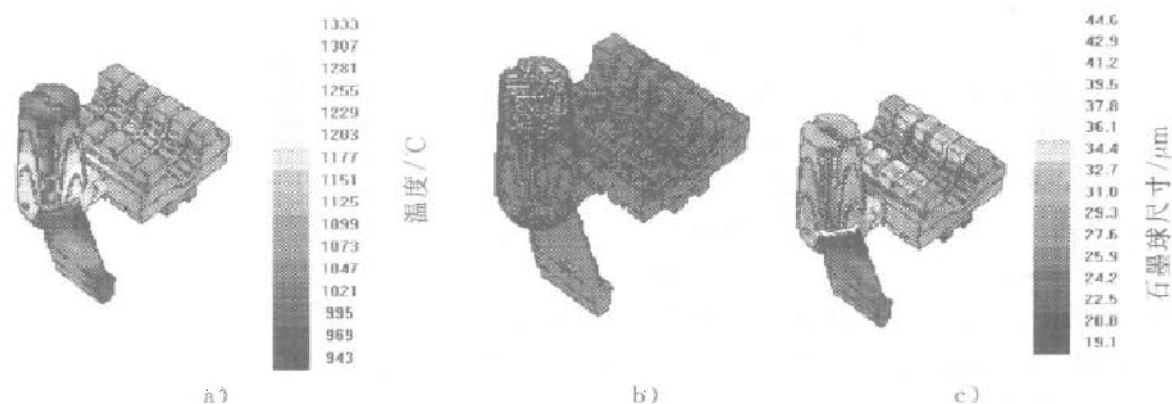


图 6-26 通过网络对福特汽车公司球墨铸铁件进行远程模拟的结果
a) 浇注后 3min 时的温度场分布 b) 收缩缺陷预测 c) 石墨球尺寸的模拟结果

6.4 结束语

本文首先对微观组织形成过程中所涉及的一些物理现象进行了较深入的探讨,介绍了实际生产中常见的异质形核现象的两种数学处理方法:瞬时形核和连续形核,并给出几种主要的生长模型。在此基础上,结合我们的研究成果,对三种主要的微观组织数值模拟方法进行了详细分析。最后结合研究室的球墨铸铁微观组织数值模拟研究,介绍了球墨铸铁件在冷却过程中各个阶段的形核、生长模型,对实际铸件进行了石墨球数量、石墨球尺寸、铁素体数量、珠光体数量及布氏硬度等的模拟,并利用 Internet 网络实现了远程数值模拟,开辟了网络时代铸造过程数值模拟研究的新方向。

微观组织模拟是一个复杂的过程,比凝固和充型过程模拟具有更大的困难。

到目前为止, 国外的研究虽已取得较大进展, 但在很多方面还有待改进。而国内这方面的研究工作刚起步, 如沈阳铸造研究所、大连理工大学、清华大学、西安交通大学等单位都在进行铸造微观组织模拟方面的研究。采用的方法主要有 Monte Carlo 法、Cellular Automaton 法及相场方法等, 涉及到的合金种类有球墨铸铁、铝合金、铜合金及镍基合金等, 并且与宏观的温度场模拟、浓度场模拟进行了部分耦合计算, 也取得了一定的成绩。随着研究工作的进一步深入, 对微观组织数值模拟的了解将会更加深入, 并逐渐向实际的生产应用靠近。

参 考 文 献

- 1 J. D. Hunt. *Mater. Sci. Eng.*, 1984, 65 ~ 75
- 2 W. Oldfield. *A Quantitative Approach to Casting Solidification: Freezing of Cast Iron*. ASM Transactions, 59, 1966, 946 ~ 959
- 3 Ph. Thévoz, J. - L. Desbiolles, M. Rappaz. *Metall. Trans.*, 20A (1989); 311 ~ 322
- 4 I. Maxwell, A. Hellawell. *Acta Metall.*, 1975, 23: 229
- 5 K. A. Jackson, J. D. Hunt. *Lamellar and Rod Eutectic Growth*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, 236: 1129 ~ 1142
- 6 R. Trivedi, P. Magnin, W. Kurz. *Acta Metall.*, 1987, 35: 971
- 7 D. J. Fisher, W. Kurz. *Acta Metall.*, 1980, 28: 777
- 8 D. G. McCartney, J. D. Hunt, R. M. Jordon. *Metall. Trans.*, 1980, 11A: 1243
- 9 W. Kurz, B. Giovanola, R. Trivedi. *Acta Metall.*, 1986, 34: 823 ~ 830
- 10 W. W. Mullins, R. F. Sekerka. *J. Appl. Phys.*, 1964, 35: 444
- 11 Ch. - A. Gandin, M. Rappaz. *Coupled Finite Element - Cellular Automaton Model for the Prediction of Dendrite Grain Structures in Solidification*. *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42 (7): 2233 ~ 2246
- 12 M. Rappaz, Ph. Thévoz. *Solute Diffusion Model for Equiaxed Dendritic Growth*. *Acta Metall.*, 1987, 35, 1487 ~ 1497
- 13 R. Trivedi. *Metall. Trans.*, 1984, 15A: 977
- 14 H. D. Brody, M. C. Flemings. *Trans. AIME*, 1966, 236: 615
- 15 J. A. Spittle, S. G. R. Brown. *Computer Simulation of the Effects of Alloy Variables on the Grain Structures of Castings*. *Acta Metall.*, 1989, 37: 1803 ~ 1810
- 16 金俊泽, 王宗廷, 郑贤淑, 姚山. 金属凝固组织形成的仿真研究. *金属学报*, 1998, 34, (9): 928 ~ 932
- 17 焦玉宁. 微观组织模拟及面向“并行工程”的铸件 CAD/CAE. 清华大学博士后研究报告, 1997
- 18 M. Rappaz, Ch. Charbon, R. Sasikumar. *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42: 2366 ~ 2374
- 19 许庆彦. 铸造过程宏观/微观数值模拟的若干基础研究. 清华大学博士后研究报告, 2000
- 20 Wang Xudong, Jing Tao. *Three - Dimensions Simulation of Dendritic Growth Using Phase Field Method*, Proceedings of the 4th Pacific Rim International Conference on Modeling of Casting & Solidifi-

- ation Process, Seoul, Korea, 1999 (9): 6 ~ 8
- 21 A. Karma, W. -J. Rappel, Phys. Rev. Lett., 1995 (53): 3017
- 22 M. Seelberg, J. Tiaden, Simulation of Binary Eutectic Microstructures Using the Multiphase - field Method. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII. Ed. By B. G. Thomas and C. Berkermann. The Minerals, Metals & Materials Society, 1998: 557 ~ 564
- 23 I. Steinbach, G. J. Schmitz, Three Dimensional Modeling of Equiaxed Dendritic Growth on a Mesoscopic Scale. Acta Mater., 1999, 47: 971 ~ 982
- 24 B. Cantor, A. Vogel, J. Cryst. Growth, 1977 (14): 109
- 25 D. M. Stefanescu, L. S. Kanetkar, Modeling of Microstructural Evolution of Eutectic Cast and of the Gray/White Transition. AFS. Transaction, 1987: 139 ~ 144
- 26 M. Wessen, Modeling of Copper, Tin and Manganese on Ferrite Formation in Ductile Iron: Experiments, Model and Simulation. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII (TMS). ed. B. G. Thomas, C. Beckerman, 1998: 511 ~ 518
- 27 G. Lesoult, M. Castro, J. Lacaze, Physical Modeling of the Solidification of Spheroidal Graphite Irons: Revision of the Coupled Zone Concept. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII (TMS). ed. B. G. Thomas, C. Beckerman, 1998: 479 ~ 486
- 28 李文珍, 铸件凝固过程微观组织及缩孔缩松形成的数值模拟研究. 清华大学工学博士学位论文, 1995
- 29 B. C. Liu, H. D. Zhao, W. Y. Liu, D. T. Wang, As - cast Microstructure Simulation for Spheroidal Graphite Iron Castings. 6th Symposium on Science and Processing Cast Iron, Birmingham, AL, USA, Sep. 28, 1998
- 30 赵海东, 柳百成, 刘蔚羽, 王东涛, 球墨铸铁件微观组织的数值模拟. 机械工程学报, Vol. 36, 2000 (2): 76 ~ 80

第7章 专家系统在铸造工程中的应用

人工智能 (Artificial Intelligence) 是计算机科学的一个分支, 是 20 世纪中期产生的并正在迅速发展的新兴边缘学科。人工智能的研究是要分析人类的思维过程或人类智能可能具有的功能, 并在计算机系统中模拟实现。专家系统 (Expert System) 是人工智能研究领域中最活跃、最具实用价值的应用领域。自 1965 年世界上第一个专家系统——DENDRAL 问世以来, 专家系统及其应用得到了飞速发展。其研究目标是解决实际科学与工程中的知识处理和使用技术。世界主要发达国家已经在医疗诊断、化学工程、语音识别、图像处理、金融决策、信号解释、地质勘探、石油及军事等领域研制了大量专家系统, 不少专家系统在性能上已达到甚至超过了同领域中人类专家的水平。今天, 人们建立了许多新的设计方法和开发环境, 使一些重要问题的解决趋于成熟, 其应用领域也越来越宽阔, 取得了巨大的经济效益。

7.1 研究专家系统的意义及现状

7.1.1 研究专家系统的意义

专家系统源于人类专家的知识。它是应用人工智能技术, 根据一个或多个人类专家提供的特殊领域的知识、经验进行推理和判断, 模拟人类专家做决策的过程, 来解决那些原来只有工业专家自己才能解决的各种各样的复杂问题。简言之, 专家系统是一种计算机程序, 在某一特定领域内, 它能利用知识和推理来解决人类专家才能解决的问题。由于专家系统的功能主要依赖于大量的知识, 因此它又被称为基于知识的系统 (Knowledge - based System)。

虽然专家系统以知识为基础, 但是专家系统解决问题的能力 and 知识的广博往往超过人类专家, 它的高性能和实用性引起了世界各国的普遍重视。无论在理论上还是在实践上, 专家系统的研制对人工智能科学的研究与发展具有重大意义。

(1) 专家系统作为理论研究工具, 推动了人工智能的发展。人工智能的基本技术, 如知识表示、搜索策略、知识获取等, 主要是以专家系统的形式得到应用, 并在专家系统的应用过程中, 不断丰富和发展。

(2) 专家系统作为一种实用工具为人类保存、传播、使用和评价知识提供了一种有效的手段。知识是一种宝贵的资源, 尤其是专家知识, 其推广和使用可产生巨大的经济效益。因此, 保存和推广知识无疑是一项非常有意义的工作。专家

系统不仅可以存储知识,还可以用于传播、学习使用这些知识,充分发挥各种专门人才的作用,克服人类专家供不应求的矛盾。

(3) 专家系统运行速度快,计算准确,在某些方面比人类专家更可靠、更灵活。尽管专家们精通业务,能熟练地解决问题,但地理位置、工作强度、外界环境、心理状态等因素都妨碍专家充分发挥作用,而专家系统可以不受时间、地域及人为因素的影响。

(4) 专家系统可以集各家之长,博采各学派之精华,避免单个专家的局限性。在同一研究领域,专家们解决问题时各有所长,观点可能不完全一致,专家系统的应用有助于比较和判断这些不同方法,综合利用这些知识。

(5) 专家知识的形式化,促进了专家知识本身的发展。人类专家在知识的表达和整理过程中,可以从中发现知识的缺陷,便于修改和精炼这些知识,同时,具有好的形式化和好的组织结构的知识易于被他人所理解。专家个人的知识处于公众的检验和评判之中也有利于知识的改进和发展。

(6) 专家系统的实用性,其研究可望产生巨大的经济效益。专家系统的研究使得人工智能同国民经济和科学技术需要解决的实际问题联系起来,研制出一些急需专家的领域的专家系统,可产生出巨大的经济效益。

7.1.2 专家系统的产生与发展

专家系统的产生是人工智能从理论研究转向应用研究的一个转折点,由于它在应用上的优良特性和对智能科学研究的促进作用,引起了 AI 研究者和各应用领域专家的高度重视和不断深入研究,推动了其本身的发展。

专家系统的产生和发展过程可分为孕育、形成、成熟和发展四个主要阶段。

1. 孕育(1965 年以前) 计算机的出现,使 AI 工作者及科学家们考虑用机器解决实际问题,并在这方面做了大量工作,取得许多可喜的成果。一方面,人们设计出一批显示较高智能水平的 AI 系统,在这些系统中都包含有专家系统思想的雏形。另一方面,人工智能研究者们在人工智能基本理论和基本方法研究上取得了较大的进展,在知识表示、推理方法、搜索策略等方面都获得了许多有益的成果。1960 年, J. Mc. Carthy 研制的 Lisp 表处理语言,使计算机模拟人的思维的符号处理变为现实,为专家系统的产生打下了良好的基础。早期的 AI 程序大部分都是用 Lisp 语言编写的,至今 Lisp 语言仍然是 AI 各研究领域中的一个重要工具。

2. 产生(1965 ~ 1971) 1965 年 Stanford 大学计算机科学系 E.A. Feigenbaum 教授在研究了以往 AI 系统成功与失败的经验教训的基础上,与遗传学教授、诺贝尔奖金获得者 J. Lederberg 等人合作开始研究根据化合物的分子式及其质谱数据帮助化学推断分子结构的启发式 DENDRAL 系统,在 1968 年基本完成并取得了极大的成功。DENDRAL 系统的出现标志着 AI 研究和一个新的研究领域——专家

系统的诞生。

与 DENDRAL 系统同时开发的，还有数学领域的专家系统 MACSYMA，它是一个大型的人机交互式系统，主要解决公式简化、符号微分、符号积分等数学问题。MACSYMA 是由麻省理工学院的 C.Engleman, W.Martin 和 J.Moses 在 MATH-LAB 68 和 W.Martin 及 J.Moses 的博士论文基础上设计的，于 1971 年投入使用。经过不断扩充后，MACSYMA 目前已被美国各地数学研究人员和物理学家广泛用于日常的数据处理。

DENDRAL 和 MACSYMA 所求解的问题都是以符号为主，在建造过程中创造性地结合了专门知识，从而实现了高性能，其明显的能力和效用是肯定的，因而被人们称为第一代专家系统。但这两个系统只注意系统性能和目的而忽略了系统的透明性、灵活性等方面的问题，这些问题都是后来的一些专家系统非常重视的问题。

3. 成熟 (1972 ~ 1977) 70 年代专家系统趋于成熟，专家系统的观点也开始广泛地被人们接受。70 年代中期先后出现了一批卓有成效的专家系统，这些专家系统涉及医疗、自然语言处理、数学、教学、地质学等多个应用领域，其中有代表性的专家系统有：MYCIN、CASNET、HEARSAY、PROSPECTOR 等。

与第一代专家系统相比，这一时期出现的系统主要在以下几个技术方面进行了研究或改进：

(1) 知识组织的形式化技术，开始了知识库方式的建模和各种知识表示技术的应用研究。

(2) 系统的人机接口，开始研制近乎自然语言的交互式接口，使专家系统能适应非计算机专业人员的使用和掌握。

(3) 系统的解释机制，开始了专家系统透明性的研究，使得非专家用户能理解系统行为。

(4) 不精确推理技术，针对客观存在的不精确度或不完善的数据和知识，增强了专家系统对启发性知识的表达能力。

(5) 系统对新知识的获取，开始了在非编程方式下扩充和完善的研究，使专家系统的性能不断完善和提高。

(6) 专家系统通用性的研究，开始把具有一定通用性的推理方法与领域的专门知识结合起来，试图构筑有通用性的专家系统框架。

4. 发展 (1978 年至今) 随着专家系统的逐渐成熟，其应用领域迅速扩大，专家系统技术的研究也在不断向纵深发展，具体体现在以下几个方面：

(1) 专家系统的开发范围越来越广，而且正在走向实用化和商品化，应用于各个领域。

70 年代末，专家系统受到了企业家们的重视和投资，从而各个领域的专家

系统开始大量涌现，一些以商品化为目的的专家系统开始投入使用，并产生巨大的经济效益，其中以 XCON 系统比较著名。XCON 是由 Carnegie - Mellon 大学与 NEC 公司合作开发的计算机配置专家系统，于 1981 年投入运行。

(2) 骨架系统等专家系统的开发工具不断涌现，而且功能很强，使专家系统的研制周期大为缩短。骨架系统是以一个已经成熟的具体专家系统为基础，通过抽去原有专家系统中的知识并保留其基本骨架而形成的。当在骨架系统中填入另一领域的专门知识时，就很方便地产生了一个新的专家系统，从而大大缩短了专家系统的研制周期，典型的骨架系统有 EMYCIN、EXPERT 等。由于骨架系统基于一个已有的系统，其中知识表示框架、推理机制都已经固定下来，它们是否适合新的专家系统问题环境，在很大程度上影响、制约了骨架系统的通用性。因而人们还进一步研制了通用性比较强的知识表示语言（如 OPS5）和构造专家系统工具的工具（如 AGE）。

(3) 专家系统本身的理论和方法不断丰富和发展。人们在开发专家系统的实践中发现，专家系统建造过程中最为棘手的问题是知识工程师从领域专家那里获取知识，从而人们开始研究知识的表示方法和理论，并着手研究自动知识获取系统和知识管理系统，促进了专家系统的进一步发展。另外，科学家们对专家系统的结构、知识获取，知识库的管理和维护、用户接口和解释等方面都已进行了一系列探索研究，为今后的发展指明了方向。

5. 发展趋势 目前所开发的专家系统，虽然具有较高性能，具有一定的解释能力和知识获取能力，但仍存在应用领域相当狭窄、解释能力有限和自身管理能力较低等缺点，从其发展来看，研究工作将主要沿以下几个方向发展：

(1) 随着应用领域的不断扩大，系统处理问题的规模和难度也会不断增加。

(2) 各种知识处理技术将进一步完善，包括搜索策略、似然推理、解释技术和知识的获取与管理等。

(3) 专家系统开发工具将进一步发展。

(4) 专家系统的商品化，将使开发者们更多地考虑系统的实用价值。

在专家系统的诸多应用领域中，有几类任务可以使人类从专家系统应用中获得巨大利益：

(1) 大量数据信号的解释工作。大量数据信号的解释工作通常是一项繁重而复杂的脑力劳动。其主要困难在于数据中常常含有许多干扰信号，并可能存在误差。专家系统可以较系统地分析这些数据，找出它们之间错综复杂的关系，并准确地解释这些数据的含义。许多解释型专家系统都表明了这种任务对专家系统应用的前景。

(2) 实时处理工作。完成这种工作的系统多属于监测型或控制型专家系统。这种任务中，专家系统将快速准确地帮助人们处理各种危机问题。实时处理系统

对推理速度要求较高，而且由于责任较大，对性能要求也很高，随着专家系统的发展，这类系统一定会投入使用，并取得巨大效益。

(3) 与其他应用程序相互作用。这类专家系统可以作为用户和其他应用程序之间的媒介，帮助用户使用这些程序。目前，计算机已成为一种普及的科学工具，能编制应用程序的人越来越多，而且程序所涉及的问题越来越复杂，它们的规模也逐渐增大。但这些程序透明性较差，对输入数据也有严格要求，给用户使用这些程序和理解其输出结果造成困难。一个新的用户通常需要一段熟悉期后才能正确使用它们。专家系统可以以两种方式协助用户：一种是作为用户的顾问，辅导用户使用程序库中的程序；另一种是作为用户与程序库的智能接口，它按照用户的要求调用库中相应的程序并向用户解释结果。

(4) 与各种仪器连接。有些专家系统已达到了很高的性能，但由于使用不便而未能投入使用。因此，直接与各种仪器（如数据采集装置、传感器等）连接，处理从仪器上传来的信息的专家系统将是深受用户欢迎的。

总之，专家系统是一门渗透性很强的边缘学科，具有广阔的应用前景。

7.1.3 铸造专家系统的研究现状

铸造过程是一个极为复杂的物理化学过程，影响因素很多，用传统的分析技术往往难以解决铸造过程中的许多问题。比如铸件缺陷分析，对于这类问题的解决，其必然结果是在很大程度上依赖于专家的经验知识。随着社会的发展，各行各业之间的竞争更加激烈，人们相继寻求新的方法和技术来解决实际问题，并开始着眼于建立实际问题领域中的专家系统来解决专家人才缺乏的问题，并从中获益。铸造行业也不例外，而铸造过程中大多数问题都非常适合于专家系统的开发，潜在的应用领域如表 7-1 所示。

表 7-1 专家系统在铸造中的应用

专家系统类型	铸造中的应用
解释型	图像分析、数据处理
预测型	铸件市场预测
设计	浇冒口设计、模具设计、铸造厂房设计、工艺流程、试验设计
诊断	铸件缺陷分析、操作失败原因
规划	制定铸造生产计划
监督型	型砂质量控制、熔炼过程控制
教学型	铸造过程计算机辅助教学系统

在国外，铸造专家系统的研究工作已在各个应用领域广泛开展，主要是诊断类型的专家系统。

据文献报道，Telecast 是美国 Oregon State 大学为帮助学生确定铸件缺陷原因

而开发的铸件缺陷分析专家系统。CDI 是在美国 West Virginia 大学开发的用来识别国际铸件缺陷图谱中分类的铸件缺陷。Waxpert 是在 PCC Airfoils 开发的熔模铸造蜡型质量控制专家系统。在美国压铸研究所还开发了一种控制压铸充型过程的专家系统。

Foundry Expert 是由瑞典 Novacast AB 同人工智能领域专家 Donald Michie 教授合作开发的适合于铸造领域的商品化专家系统开发工具，其主要特点是使用归纳法学习来获取知识，系统自动从实例中归纳生产规则，同时指出由于知识的缺乏而可能产生的冲突。该系统可以用于铸造中的过程控制、诊断、咨询和规划系统。目前用该系统开发了一个型砂自适应控制系统，系统利用试验数据进行学习。每天将数据输入系统，存入数据库中，通过系统把这些数据同附加物加入量和铸造过程一起综合自动生成控制工艺的规则，使用该系统可以大大减少型砂的波动以及附加物的加入量。

Casting Defect Analyser 是用 Foundry Expert 开发的一个完整的铸件缺陷分析专家系统，并包含在 Foundry Expert 系统中，该系统自 1987 年起开始投入使用。该系统使用层次结构，并且包含有许多联结在一起的小系统，每一个小系统中含有某一类型的缺陷。该系统中主要缺陷类型有：缩孔（内部、外部）、表面缺陷、气孔、夹渣、基体或石墨形状不规则等。由于该系统使用归纳学习方法，在使用过程中其知识也可以进行修改或扩充。

CDAD 是由印度技术学院冶金工程系开发的铸件缺陷分析诊断系统，其目的是协助铸造工作人员对缺陷进行分类、诊断并消除铸造缺陷。该系统采用 IITM-RULE（由该校计算机科学系 KBES 组开发）专家系统外壳程序开发，使用规则形式表示知识，不能处理不确定性问题。该系统开发分三个步骤进行：第一阶段开发 DEFCHAR 模块，用于对缺陷进行分类和命名，缺陷被分为四大类，即：不完全铸件、孔洞类缺陷、表面缺陷和材质缺陷，系统可对约 30 种缺陷进行命名；第二阶段是开发 CAUSE 模块，用于分析缺陷产生的原因，主要局限于考虑电炉熔炼过程中一些参数的影响；第三阶段是 RECOMMENDATIONS 模块，用于提供消除缺陷的解决措施。

CDAP 是由美国 Missouri 大学和 Wisconsin 大学合作开发的分析铸件内部缺陷的专家系统。该系统用 Fourtran 语言编写，并采用置信度因子的方法处理不确定性问题，系统中现有的知识库能区分气体、收缩及型壁移动三个基本因素所产生的内部不良缺陷，尽管这些因素可能构成缺陷的产生原因，系统并不针对其中任何一个提出可能的消除办法。但系统在运行过程中能保留它所处理的一系列问题的结果，并应用这些数据修改完善知识库中的规则，使之具有学习功能。该系统已在实际生产中应用，并取得较好的效果。

美国 Texas 大学为一个用工频感应炉熔炼的铸造厂开发了一个熔炼车间配置

和操作的集成专家系统模型,该模型由三个子模块组成: PROM 用于熔炼过程中预热及熔炼操作规程分析; FEES 是一个用 HOMBLE 专家系统工具开发的设备配置专家系统,该模块功能利用了 PROM 模块中熔炼操作规程数据; CHROME 模块用于优化炉料配置,系统根据具体的生产要求选配炉料,使其费用最低。这种集成专家系统模型也将会应用到铸造过程中的其他领域。

与整个铸造业的发展趋势类似,铸造专家系统也在随着各种先进技术的不断发展而不断进步,新的计算机软硬件技术、网络技术、人工智能技术、图形、图像技术在本领域内不断得到应用。以计算机为媒介的通信技术在铸造工业中的应用正在稳步增长。美国铸造工作者协会 AFS (American Foundrymen's Society) 正在开发的“缺陷分析专家系统 (Expert System For Casting Defects Analysis)”站点 (<http://www.4ebasic.com/>) 就是一个典型代表。该项目计划在 MYCIN 和 AFS 出版的《国际铸件缺陷图谱》(International Atlas of Casting Defects) 的基础上,以规则为基础,按照缺陷诊断决策树结构建立一个铸件缺陷分析的专家系统。同时利用 Internet 和万维网浏览等现代通信技术,与领域专家和用户进行交互对话,使其成为一个在线的铸件缺陷分析参考工具。

我国专家系统的开发和研究工作起步较晚,始于 70 年代末期。80 年代以后,专家系统的开发研究才逐渐渗透到各个领域。在铸造行业,清华大学首先开发了“型砂质量分析和管理的专家系统”,该系统可对型砂质量进行评估、分析因造型材料质量引起的铸造缺陷、建立造型材料性能数据库等功能,详细内容参见第 8 章。随后,清华大学又进行了“球墨铸铁件缺陷分析专家系统 ACDES”的开发工作,系统地建立了球墨铸铁件缺陷分析知识库。在知识库建造过程中,以组织缺陷为重点,特别是在大断面球墨铸铁方面,总结了清华大学几十年球墨铸铁的实践经验和研究成果,对国内许多球墨铸铁生产厂家进行了调研,同时参考了国内外大量文献。目前,清华大学正从事“铸造质量专家 FQ-Expert”系统的开发工作,该系统以铸造技术协会国际委员会 (CIATF) 的《国际铸件缺陷图谱》(International Atlas of Casting Defects) 分类体系为标准,采用先进的数据库技术,以示意图和缺陷图片等作为向导,可以进行缺陷查询、缺陷识别、缺陷原因分析并对如何防止铸造缺陷提出对策建议,用户界面友好。本系统以知识为基础,可以根据工厂的实际情况不断积累、补充及更新知识,使系统不断完善,更加符合各企业的实际情况。

国内华南理工大学开发了“铝镁铸件缺陷分析智能专家系统 AMCDES”,其他一些单位分别采用专家系统技术进行了铸件质量保证体系、铸造方法选择、铸造工艺设计等方面的研究工作。如前所述,由于铸造过程的复杂性,随着计算机和人工智能技术的发展,将会有越来越多的、更好的专家系统面世并应用于铸造行业。

7.2 专家系统的基本原理

如前所述,所谓专家系统实际上是一种计算机程序,在某一特定领域内,它能利用知识和推理来解决人类专家才能解决的问题。但由于专家系统总是与某个专业领域联系在一起,且在不断地发展,因此客观上存在着众多类型的专家系统。专家系统必须具备以下三个重要的特征:

(1) 启发性。专家系统除能利用大量的专业知识外,还必须利用经验的判断知识对求解的问题作出许多假设。依据某些条件选定一个假设,使推理继续进行。

(2) 透明性。专家系统求解问题的过程必须被用户了解,并可根据系统所具有的知识回答用户的提问。

(3) 灵活性。专家系统拥有的知识要能像人类专家那样可以修改和更新,以适应趋于复杂的问题。

可见,建立专家系统就是要设计一套具有启发性、灵活性和透明性的智能程序,它能模仿专家那样解决实际问题。

7.2.1 专家系统的结构与工作原理

一个完整的专家系统通常由知识库、工作数据库、推理机、知识获取机制、解释机制和人机接口六个部分组成,如图 7-1 所示。一个专家系统的工作过程可大致描述为:系统根据用户提出的目标,以综合数据库为出发点,在控制策略的指导下,由推理机运用知识库中的有关知识,通过不断的探索推理以实现求解的目标。因此,知识库与推理机是专家系统的核心部分,专家系统的工作过程是一个以知识为基础、对目标问题进行求解的过程,是一个搜索过程。因此,如何进行知识表达,将是问题求解成功与否的关键。专家系统中各组成部分的功能如下。

1. 知识库 知识库是用于存放领域专家提供的专门知识。专门知识含有与领域问题相关的书本知识、常识性知识,也含有专家凭经验得到的启发性知识,如领域内有关的定义、定理的确定,不确定的推理法则等。一个专家系统的性能水平主要是它所拥有的知识数量和质量函数的函数。知识库的建造主要包括两方面的内容:①从人类专家获取知识。②选择合适的知识表达方式和数据结构,把

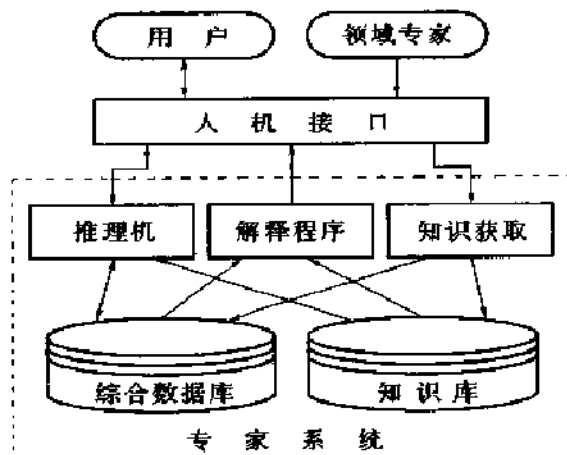


图 7-1 专家系统结构示意图

专家的知识形式化并存入知识库中。

2. 工作数据库 工作数据库也称为综合数据库或上下文,用于存放系统运行过程中需要和产生的所有信息。它主要由问题的有关初始数据和系统求解期间所产生的中间信息组成。数据库的组织、数据间的联系、数据的管理等是设计数据库需要考虑的重要问题。在专家系统中数据的表示与组织应尽量做到与知识的表示与组织相容,以便推理机使用知识库中的知识和描述当前状态的数据去求解问题。

3. 推理机 一个专家系统中的推理机所要解决的问题是如何选择和使用知识库中的知识,并运用适当的控制策略进行推理来实现问题的求解。推理机的控制策略主要有数据推动的前向推理方式、目标推动的逆向推理方式和前向逆向相结合的混合推理方式三种,少数系统中已用到元控制方式。推理机的设计与实现一般同专家系统求解的问题、知识的表示方法和组织结构有关,并直接影响到系统对知识库中的知识的使用效率。由于实际问题的证据和知识库中的知识常含有不精确性成分,因此专家系统的推理常常是不确定性推理。

4. 知识获取机制 知识获取机制主要是为了实现专家系统的自我学习,在系统使用过程中能自动获取知识,不断完善扩大现有系统功能。其主要任务是负责管理知识库中的知识,包括根据需要修改、删除或添加知识及由此引起的一切必要的改动,维持知识的一致性、完整性等。知识获取机制是实现系统灵活性的主要部件,它使领域专家可以修改知识库而不必了解知识库中知识的表达方法及组织结构等,大大提高了系统的可扩充性。

5. 解释机制 专家系统的解释是指专家系统在同用户的交互过程中,回答用户提出的各种问题,包括与系统运行有关的求解过程和与运行无关的关于系统自身的一些问题。解释机制是实现系统透明性的主要部分,便于用户使用和理解系统行为。

6. 人机接口 人机接口的主要功能是实现系统与用户之间的双向信息转换,即系统将用户的输入信息翻译成系统可接受的内部形式,或把系统向用户输出的信息转换成人类所熟悉的信息表达方式。

7.2.2 构造专家系统的基本问题

7.2.2.1 专家系统与传统程序的区别

专家系统也是一个计算机程序,它与传统程序在程序设计和实现方面有许多共同的特征。但专家系统又是一个智能程序,它能体现出与传统程序所不同的一些特色和传统程序所未能达到的许多优良性能。

1. 系统结构及知识表示方法 传统程序是由数据加算法构成,知识固化于程序之中,计算机按照程序所描述的算法去解决实际问题。专家系统主要由知识库加推理机构成,知识同使用知识的方法是分开的,知识显式并表示于系统的知

识库中。

2. 适用范围 专家系统知识库除了问题领域内的理论知识及常识性知识外,还包含有专家的启发性知识,这些知识可能是不完全、不精确的,但可以用于解决不确定性问题。传统程序原则上只能解决已形成科学体系并具有严格规律的问题。

3. 灵活性 由于知识库与推理机的相对独立,使得专家系统知识库的扩充和修改比较灵活、方便。专家系统的灵活性是指系统具有在非编程方式下不断扩充和完善系统的知识库,进而不断提高系统性能的能力,即自学能力。

4. 透明性 专家系统的解题过程是一种推理过程,专家系统的解释机制能解释在推理过程中产生的各种中间结果和推理步骤。同时通过解释机制的推理位置显示,专家能够检查求解过程中知识的运用是否合理,在对问题的求解结果不满意时,还可以找出推理的故障所在。

5. 人一机接口 理想的人机接口是专家系统所期望的功能之一,在专家系统中,通过人机接口,人类(专家或用户)能以一种接近自然语言的方式同系统进行信息交换,使得非计算机专业领域的专家和用户易于对专家系统的使用和掌握,增加了系统的透明性和可接受性。

7.2.2.2 专家系统的类型

我们知道,解决一个复杂的问题,需要多个专家的协作,他们在求解问题的过程中起着不同的作用。按照这样的作用,可把专家分为针对复杂问题中某一领域的子问题进行求解的领域专家和针对复杂问题进行总体策划、决策、组织管理和协调的管理专家。与此对应,专家系统按其功能可分为两大类:管理专家系统和领域专家系统。

管理专家系统也叫元系统,主要完成复杂问题的总体决策、管理协调和使用子系统的功能。

领域专家系统主要是解决复杂问题的某个具体领域子问题的专家系统。按求解问题的领域类型,领域专家系统又可分为表 7-2 所示的几种主要类型。

表 7-2 领域专家系统类型

类 型	任 务 性 质
解释型	根据已知数据分析所支持的有关问题的结论或状况
预测型	根据过去或当前的数据推断未来可能发生或出现的情况
诊断型	根据观察及测得数据找出处理对象故障所在
规划型	根据给定目标拟定行动计划
设计型	根据特定要求,形成所需要的方案或图样描述
监督型	完成实时监测任务,不断对对象系统行为进行观察,并在需要干预时发出警报
教学型	诊断和修正学生行为
决策型	根据已制订的多个目标,从各种可能的决策方案中综合评选出最优方案

7.2.2.3 构造专家系统的先决条件

随着专家系统的实践和发展,人们总结出一些可以用来指导专家系统选题的一般原则,一个适合于应用专家系统的问题必须满足以下几个先决条件:

(1) 存在可以与之合作的领域专家。专家系统需要有专家知识,就必须有专家愿意参与,获取领域专家们用来作出决定的知识和逻辑。

(2) 领域专家是通过启发式方法解决问题的。专家系统的一个特点是启发性,在人类还没有彻底掌握的、不存在成熟解法的领域中,专家系统才能充分显示其优越性。对于已存在成熟解题方法的领域,可以用传统的程序设计方法来研制应用程序。

(3) 领域专家的知识能够用语言表示清楚。只有这样,知识工程师才有可能把专家的知识整理出来,并加以形式化,依赖于感觉和直觉的工作领域(如品尝专业)和依赖于技能的领域(如外科手术)等,都不适合于专家系统的开发。

(4) 恰当地限定应用范围。专家系统是新型的强有力的工具,不过对它的期望要恰当。必须限定求解空间,才能得到一个合适的解决办法。专家系统不会使复杂的问题变得简单,但它们能帮助解决问题。最常见的问题是对专家系统及其结果期望过高。

当然,对于一些涉及问题范围广的复杂问题,当不能满足上述条件时,可以考察是否能建立多个专家系统,把课题按功能或结构进行分解、划分成求解范围较窄和较简单的几个子课题,再去判定它们是否适合于建立专家系统。

7.2.2.4 设计专家系统的原则

在正确选定研制专家系统的领域之后,知识工程师在设计专家系统时应该遵循以下基本原则:

(1) 知识库与推理机分离,这是专家系统的基本原则。只有知识库与推理机相分离,才能实现解释功能和知识获取功能。

(2) 尽量使用统一的知识表示方法。这样便于对系统中的知识统一处理、解释和管理,从而使专家系统的实现工作相对简化。

(3) 推理机尽量简化。这意味着解释和获取知识的工作量较小,因此实现工作相对容易。

(4) 利用冗余。知识的冗余是指获取和利用各种具有不同优点的多来源知识解决问题。HEARSAY 等系统的经验表明,知识的冗余是弥补知识的不完整和不精确的有效方法。

7.2.3 专家系统的开发过程

建造一个专家系统,知识工程师最主要的工作是要通过和领域专家的一系列讨论,获取该领域问题的专业知识,再进一步概括,形成概念并建立起各种关系。接着就是把这些知识形式化,用合适的计算机语言实现知识组织和求解问题

的推理机制，建立原型系统。最后通过测试评价，在此基础上改进以获得预期效果。

图 7-2 显示了建造专家系统的具体过程。在专家系统的开发过程中，经过各阶段建立好专家系统原型后，仍需要根据测试结果中存在的问题不断改进各阶段工作，使之不断完善，整个过程是一个递归开发过程。

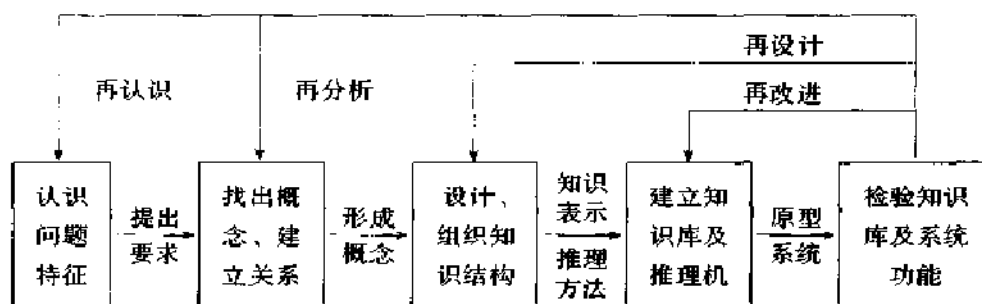


图 7-2 建造专家系统的步骤

1. 认识阶段 在认识阶段工作中，知识工程师要与领域专家一起探讨与开发系统有关的各种重要特征，主要是了解问题的特征及知识结构，以便进行库的开发工作。

2. 概念化阶段 在概念化阶段要使认识阶段提出的概念和关系变得明确，知识工程师和人类专家需要决定描述应用领域中的问题及求解方法所需的概念及各种概念之间的关系。同时，还需确定子任务的划分，求解问题的控制流程，求解问题中的约束条件等。

3. 形式化阶段 形式化过程是把概念化阶段中整理出来的概念、概念之间的关系以及领域专门知识等，用适合于计算机表示和处理的方法描述出来，并选择与问题相应的控制策略。在形式化阶段中，知识工程师需要解决的知识表示方法和求解方法问题，是建造专家系统过程中最关键和最困难的阶段。

4. 实现阶段 实现就是要建立起系统的基本模型，并将形式化的概念和知识装入系统中。形式化阶段虽然已经明确地确定了表示概念与事实的数据结构、推理规则以及系统的控制策略等，但它们并非可执行程序，需要进行程序设计，并在实现系统时消除形式化阶段中存在的 inconsistency，保证系统中各部分能有效地衔接起来。

5. 测试阶段 由于专门知识在专家的头脑中没有很好的组织，很难保证在实现系统时专家们已完整准确地描述他们在处理问题时所使用的概念、知识以及方法，所以，知识工程师在实现系统时也无法充分研究应用领域的特点。另一方面，由于专家表示知识的方法与系统表示知识的方法可能不一致，也很难保证知识工程师所确定的系统的实现技术对应用领域是完全合适的。因此，实现阶段所

构造的知识库、数据库、推理机并不一定是完美无缺的。有必要通过大量运行实例来检测系统的性能、系统实现的方案以及效率等问题是否合适，并根据测试情况的反馈信息，对系统进行修改，不断反复直到满意为止。

总之，专家系统的开发是一个长期的过程，是系统不断改进、不断完善的过程。

7.3 专家系统的设计与开发

7.3.1 专家系统开发工具

为了提高专家系统的设计效率，缩短系统研制周期，已出现了许多专家系统的开发工具，大致可分为以下两类。

1. 面向人工智能的通用化程序设计语言 与一般数值型程序设计语言不同，它们具有处理知识的能力，能够以接近自然语言的方式表达知识和规则以及推理过程。这些语言还可以直接生成新知识，因而在建立专家系统时特别有效。Lisp 和 Prolog 语言是在人工智能领域中应用较早的程序设计语言。随着计算机程序设计语言的发展，面向对象的程序设计语言如 Smalltalk、C++ 等在人工智能领域得到了越来越广泛的应用。同时，由于专家系统领域中知识库的开发与数据库有着密切的联系，新一代数据库开发语言如 Visual FoxPro 等也被用于专家系统的开发。

2. 专家系统工具 专家系统工具是专门用于开发专家系统的一种计算机语言。现有的各种专家系统工具，大体上可分为骨架型工具（也称为外壳）和语言型工具两类。

骨架型工具是从被实践证明有实用价值的专家系统中抽出其实际领域的知识背景而保留系统中推理机的结构而形成的工具，如 EMYCIN、EXPERT、KAS 等。这类工具因其控制策略是预先给定的，使用起来非常方便，用户只须将具体领域的知识明确地表示成一些规则就可以了。这样，可以把主要精力放在具体的概念和知识的整理上，而不像使用传统程序设计语言建立专家系统那样，将大部分时间花费在开发系统的过程结构上，从而大大提高了专家系统的开发效率。

骨架型专家系统工具中，通常采用知识表示单一模式和单一的推理机制，这往往不能满足实际问题领域的需要，因而语言设计者们把基于规则的、基于对象的和基于过程的几种可应用于程序设计的模型，以不同程度的方式结合起来，开发出多种表示格式的语言型工具，如 KEE、ART、OPS83、LOOPS、KES、M.1、S.1 等。这些工具并不与具体的范例有紧密联系，也不局限于实现任一特殊的控制策略，因而便于实现较广泛的问题领域。

7.3.2 知识表示

知识的表示方法从实现技术上讲大致可分为：过程化（Procedural）表示方法和陈述性（Declarative）表示方法两大类。

过程化表示方法是根据要解决的特定问题，根据具体的处理步骤，用一系列操作过程来表示的，执行效率非常高，但适应性较差。传统的程序设计方法如 FORTRAN、PASCAL 等，都属于典型的过程表示法。

陈述性表示法是将事实和判断规则逐个加以说明的表示方法，系统主要是通过重复查找适用的知识来求解问题，所以知识量越大，则处理效率越低，但适应性却越好。在人工智能领域中，常常强调使用陈述性表示方法。但在智能系统的开发过程中，大多数领域需要同时采用这两种表示方法，如专家系统中知识库使用陈述性表示方法，而推理机的实现则采用过程化方式。

在人工智能领域，要使知识能被计算机接受并为人们所利用，知识表示必须具备以下一般属性：

（1）表示能力：能正确有效地将问题求解所需的各类知识表示出来，并保证知识库中知识的相容性。

（2）可理解性：知识表示应自然、清晰，易于理解。

（3）获取能力：便于新知识的获取，对知识库进行维护和扩充。

（4）推理能力：具有从已知知识推导出新知识的能力，能有效地利用知识库中的知识。

（5）易实现性：实现知识表示方式的便利性。

为实现上述目标，人们研究出了许多知识表示方法，理论较成熟和应用较多的知识表示方法主要有：一阶谓词逻辑、产生式系统、语义网络及框架等表示方法。但目前最成熟、应用最广泛的是产生式表示方法，比较成功的专家系统大都采用了这种表示模式。

7.3.2.1 产生式系统

在产生式系统（Production System）中，领域的知识被分为两部分。凡是静态的知识，如事物、事件和它们之间的关系，以所谓事实来表示。而推理和行为的过程以所谓产生式规则来表示。由于这类系统的知识库中主要存储的是规则，也称之为基于规则的系统（Rule-based system）。

一个人工智能产生式系统由一组产生式规则（Set of Rules）、一个综合数据库（Globe Database）和一个控制系统（Control System）三个基本部分组成。

产生式规则的一般形式为：“如果 条件 那么 动作（或结论）”，其中左半部分确定了该规则可应用的先决条件，右半部分描述了应用这条规则后所采取的行动或得出的结论，这种产生式规则有时简称为产生式或规则。

综合数据库用于存放问题求解过程中各种当前信息，它决定着产生式规则在

当前求解状态下是否可用。

控制系统或策略是规则的解釋程序。它規定了如何選擇一條可應用的規則對數據庫進行操作，即決定了問題求解過程的推理路線，當數據庫滿足結束條件時，系統就停止運行。

作為人工智能中的一種形式體系，產生式系統具有以下優點：

(1) 知識表達的有效性。產生式系統不僅可以表達事實、規則，而且在產生式規則中附加上可信度因子來表征這些事實、規則的經驗程度，從而使得產生式系統能實現不精確推理。

(2) 模塊性。產生式規則同控制系统相對獨立，易于增加、刪除或修改，具有可維護性和可擴充性。

(3) 知識表達自然、清晰。產生式的“IF - THEN”結構接近人類思維和會話的自然形式，且這種統一的結構對於產生式的檢索和推理，易于設計簡單、高效的存取和控制程序。

7.3.2.2 不精確知識表示

專家系統的問題不像數學、物理等學科那樣嚴格，常常帶有不精確性。不精確性含有有關問題的數據不確定、不精確、不完備和專門知識（如規則）的不精確性兩個方面。因此專家系統的研究者們不得不放棄傳統程序中問題求解的邏輯完備性，對專家從特定領域探索出來的、難免出錯但較為有效的啟發式知識給出“精確”程度的度量。

對於不精確性的處理，較早開始使用的是 Bayes 統計模型，但由於該方法需要大量統計數據為基礎，因而應用範圍受到了很大的限制。隨著專家系統研究的不斷深入，許多新的模型被提出用來處理知識與數據的不精確性。比較有代表性的有證據理論、可能性理論、主觀 Bayes 方法和確定性理論，近年來人們也開始探討用模糊數學的方法來處理知識的模糊性。

考慮到實際問題領域的特性和不確定性方法的實用性，確定性理論在專家系統領域中被廣泛採用。其中核心思想是把確定性度量（可信度因子） $CF(A)$ 與每一個斷言 A 聯繫起來，使得如果 A 已知為真，則 $CF(A) = 1$ ；如果 A 已知為假，則 $CF(A) = -1$ ；如果對 A 一無所知，則 $CF(A) = 0$ 。對於產生式系統每個斷言即為一條規則，每條規則也有一個相應的置信度因子。因而，規則的一般表達方式為

$$R^*: \text{IF } E \text{ THEN } C \text{ With } CF(C, E) = x$$

式中， R^* 為規則號； E 為規則的前提條件； C 為條件引出的結論； x 為規則的置信度因子，它表示證據 E 對 C 的支持程度，取值範圍為 $[-1, 1]$ ，當 $x = 1$ 時表示證據 E 對 C 完全肯定，當 $x = -1$ 時表示證據 E 對 C 完全否定，若 $x = 0$ ，則表示前提條件與結論無關。

7.3.3 推理机制

专家系统中推理机制所要解决的问题是在问题求解的每个状态（包括初始状态）下，如何控制知识的选择和运用。基于规则的系统中推理机体现为控制策略的实现方式。

7.3.3.1 控制策略

用产生式系统求解问题时，常用的控制策略有前向推理，逆向推理和双向推理三种控制策略。前向推理方式是从问题的已有信息（事实）开始，正向使用规则，当规则条件与已有事实相匹配时，该规则即为可用规则，然后通过冲突消解，在可用规则集中启用一条规则，启用规则的动作部分（结论）又将产生新的数据信息，通过不断地循环匹配，直至无新的规则可用或达到求解要求为止。前向推理方式是一种数据驱动的控制策略，其优点是用户可以主动提供有关问题的信息，系统可以很快地对用户输入的事实作出响应。其不足在于知识的启用与执行似乎漫无目标，系统求解过程中要执行许多与求解无关的操作，导致推理过程的低效率。

逆向推理过程是系统先假设一个目标，然后在知识库中找出那些其结论部分与该目标一致的规则集，再通过与用户对话的方式逐个检查规则集中每条规则的条件部分，直到该目标或一新的预设目标被证明为止。逆向推理是一种目标驱动的控制策略，其显著优点是不用寻找和不必使用那些与假设目标无关的信息和知识，推理过程方向性很强。同时，这种策略能对它的推理过程提供明确解释，告诉用户它所达到的目标及所使用的规则，但其不足在于初始目标的选择较为盲目，在求解空间较大且需要迅速响应用户输入的问题领域方面，效率不高。

双向推理方式的基本思想是结合正向推理和逆向推理各自的优点，通过正向推理方式选择初始目标，然后再通过逆向推理方式求解这个目标。

7.3.3.2 不精确推理

领域专家在解决实际问题时，有相当一部分知识属于他的经验判断，通常难以精确描述，是比较含糊的。由这些知识归纳出来的推理规则也往往是不确定的。基于这种不确定的推理规则进行推理，形成结论，称为不精确推理。在任一不精确推理模型中，必须包括对证据的不确定性描述、对知识的不确定性描述和更新结论可信度值的算法等基本要素。

当采用确定性理论来解决不确定性推理问题时，证据的不确定性描述、对知识的不确定性描述和推理过程中不确定性的计算模型如下。

1. 证据的不确定性 当规则 IF A THEN B 的前提 A 本身不确定时，断言 B 的可信度显然要降低。确定性理论中，证据的不确定性描述运用可信度因子 CF。当前提命题 A 以某种程度为真时， $0 < CF \leq 1$ ，反之， $-1 \leq CF < 0$ 。初始证据的

可信度因子由用户在系统的具体求解过程中提供。

2. 知识的不确定性描述 在确定性知识表示中, 我们知道对于一般形式的规则 IF A THEN B, 确定性理论用一可信度因子 $CF(B, A)$ 描述其规则强度, $CF(B, A)$ 定义为

$$CF(B, A) = \begin{cases} \frac{P(B|A) - P(B)}{1 - P(B)}, P(B|A) > P(B) \geq 0 \\ \frac{P(B|A) - P(B)}{P(B)}, 0 < P(B|A) \leq P(B) \end{cases} \quad (7-1)$$

从式 (7-1) 可以看出, 若 $P(B|A) = 1$, 即前提为真时断言为真, 则 $CF(B, A) = 1$; 若 $P(B|A) = 0$, 即前提为真时断言为假, 则 $CF(B, A) = -1$; 若 $P(B|A) = P(B)$, 即前提 A 与断言 B 无关, 则 $CF(B, A) = 0$ 。若前提 A 支持断言 B, 即 $P(B|A) > P(B)$, 则 $0 < CF(B, A) < 1$, 反之, 则 $-1 < CF(B, A) < 0$ 。实际专家系统的模型中, 由于前提命题和结论断言的概率都不易获得, 规则的 CF 值一般由领域专家主观给出。

3. 前提命题为逻辑组合时的可信度确定 前提命题 A 是多个子命题的逻辑组合时, 确定性理论通过递归处理下列公式来确定其置信度

$$CF(A) = CF(A_1 \text{ AND } A_2) = \min\{CF(A_1), CF(A_2)\} \quad (7-2)$$

$$CF(A) = CF(A_1 \text{ OR } A_2) = \max\{CF(A_1), CF(A_2)\} \quad (7-3)$$

$$CF(\bar{A}) = -CF(A) \quad (7-4)$$

4. 可信度因子的更新过程 已知前提的可信度为 $CF(A)$, 规则强度为 $CF(B, A)$, 则结论断言 B 的可信度更新过程为

$$CF(B) = CF(B, A) \cdot CF(A), CF(A) > 0 \quad (7-5)$$

一般, 当规则前提命题的可信度小于某一值 (如 0.2) 时, 则该规则不能被启用。因此, 结论断言的可信度不是前提命题可信度的严格连续函数。这种启发式过程可以通过禁止规则在有效性较差时使用, 从而节省推理时间。

5. 规则组合的可信度传播 有不同的规则可导致同一结论 B 时, 如 IF A_1 THEN B、IF A_2 THEN B、…、IF A_n THEN B, 断言 B 的综合置信度可通过反复利用式 (7-6) 来计算

$$CF(B) = \begin{cases} CF_1(B) + CF_2(B) - CF_1(B) \cdot CF_2(B), CF_1(B), CF_2(B) \geq 0 \\ CF_1(B) + CF_2(B) + CF_1(B) \cdot CF_2(B), CF_1(B), CF_2(B) \leq 0 \\ CF_1(B) + CF_2(B), \text{其他情况} \end{cases} \quad (7-6)$$

由于上式中 $CF_1(B)$ 与 $CF_2(B)$ 是对称的, 从而结合两个以上的规则时所产生的结果与所考虑的顺序无关。

7.4 铸造质量专家 FQ-Expert 的设计与开发

铸造过程是一个复杂的物理化学过程，铸件质量是多工艺流程配合的最终体现，影响因素很多。铸造过程的各个工艺环节，例如零件结构设计、工艺设计、砂处理、造型、造芯、熔炼、浇注、凝固及冷却、清理等等都会影响到最后的铸件质量。对于铸造过程中的许多问题，特别是铸件缺陷分析，用传统的分析技术往往难以解决，必需很大程度地依赖于铸造行业专家的专业知识、经验和技能。利用人工智能技术开发相应的专家系统，综合诸多人类专家的经验，利用计算机模拟铸造专家的铸件缺陷分析工作，是进行铸件缺陷分析的有效途径。

清华大学所开发的“铸造质量专家 FQ-Expert”系统是“福特—中国研究与发展基金”资助项目（No.9715509）“发动机铸件质量保证生产过程控制系统”的部分内容，该系统利用人工智能与专家系统技术对铸件质量和缺陷形成原因进行分析并提出防止铸造缺陷的措施。

系统以国际铸造协会（CIATF）的《国际铸件缺陷图谱》分类体系为标准，采用先进的数据库技术，以示意图和缺陷图片等作为向导，不仅可以进行缺陷查询、缺陷识别、缺陷原因分析并对如何防止铸造缺陷提出对策建议，用户界面友好。而且本系统以知识为基础，可以根据工厂的实际情况不断积累、补充及更新知识，使系统不断完善，更加符合各企业的实际情况。

考虑到国内铸造企业的现状，系统用 Microsoft Visual FoxPro 6.0 中文版开发，可以在 Windows 95/98 中文版下运行。Microsoft Visual FoxPro 是微软公司开发的面向对象的关系型数据库开发系统，不仅具有强大的数据库管理功能，而且采用面向对象的可视化编程技术，用户界面友好，同时具有较强的网络功能，便于在将来向 SQL Sever 等大型数据库系统升迁，以便通过网络系统，采用客户/服务器模式实现各工序间的联网管理，同时与在线检测、控制系统实现互联、互通，共享数据资源。

7.4.1 系统整体设计框架

结合专家系统的组成部分及铸件缺陷分析专家系统的功能，FQ-Expert 系统中的基本模块划分如图 7-3 所示，图 7-4 是系统的工作流程简图。

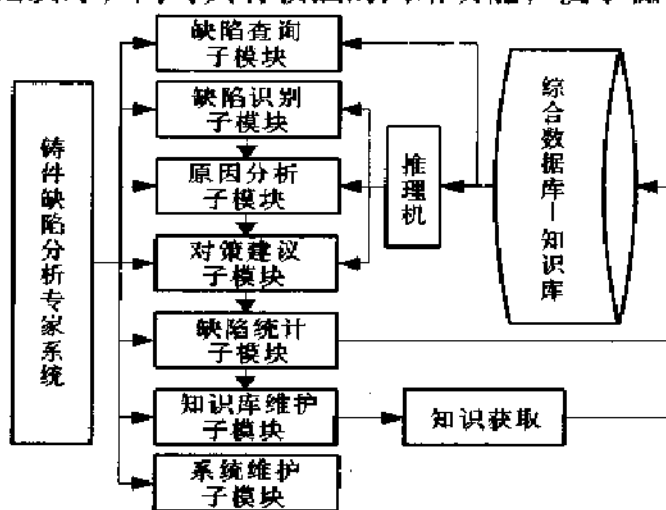


图 7-3 铸件缺陷分析系统模块图

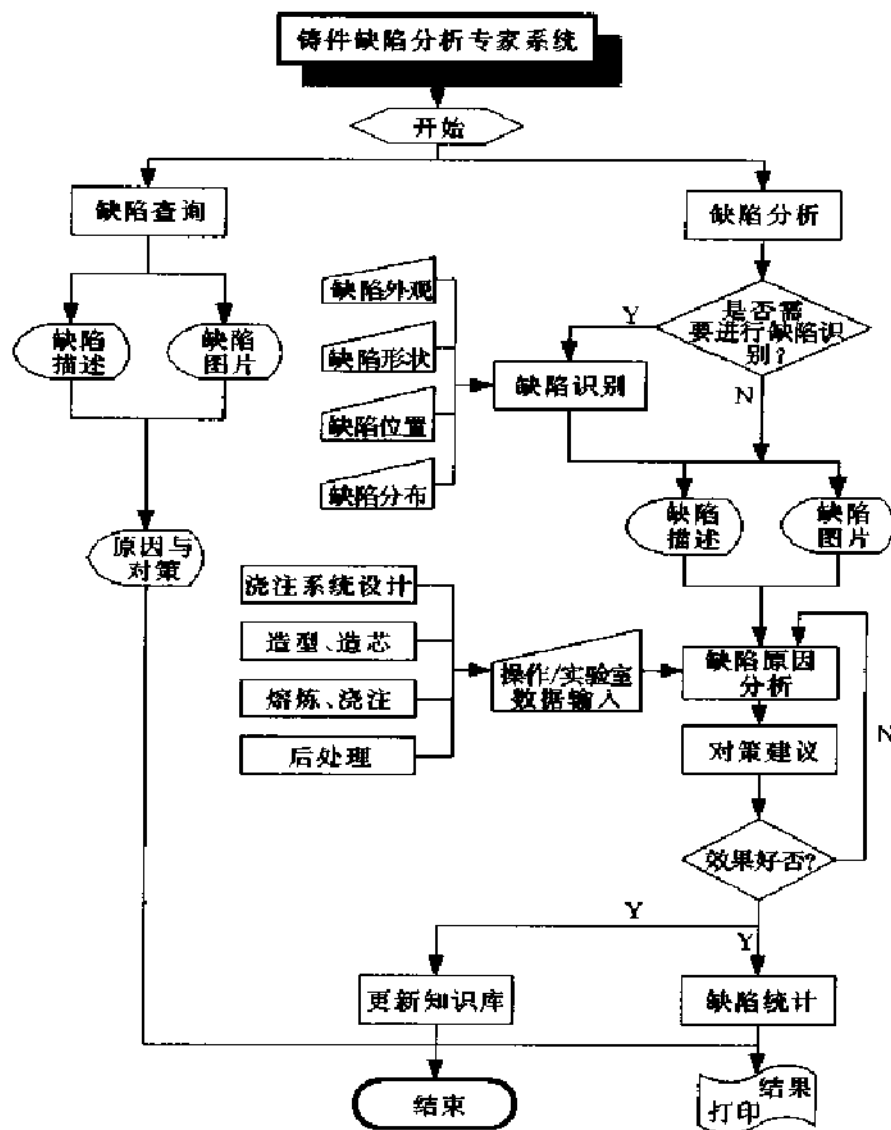


图 7-4 铸件缺陷分析系统流程图

7.4.2 铸件缺陷分类体系

正确的识别缺陷是进行进一步分析的前提，选择完整、清楚而又便于计算机处理的缺陷分类体系是进行铸件缺陷识别的第一步。

7.4.2.1 铸件缺陷的分类

分类是根据对象的共同点和差异点，把对象区分开来的逻辑方法，是认识和分析客观事物的一种有效的手段，也是系统论方法的基本内容之一。分类是在比较的基础上进行的，通过比较弄清楚研究对象的相同点和不同点。分类的过程就是根据比较结果把相同点和不同点逐渐分开的过程。首先按对象大的不同点把对象分成大类，再按大类中各对象的次一级相同点，分成次一级类，依此下去，

分成不同等级的类系统。

由于铸件缺陷种类很多,导致缺陷的原因错综复杂,铸件缺陷分析是一个相当复杂的过程,很难用数学公式加以精确描述,对于铸件缺陷的分类也没有一个特别严格的分类标准。不同时代、不同国家都根据当时、当地的实际情况进行不同的分类。为了便于信息交流与知识的共享,必须统一铸件缺陷的名词术语,建立统一的编码,促进知识资源积累和再创造,实现一定范围内的知识交流与共享。

追求自然的分类法是一切分类的目的,采用自然的分类群,选取多而不乱、全面实用的特征进行分类,同时根据实践不断改善分类标准,才能满足实际需要。而研究铸件缺陷分类的根本目的还是便于统一认识标准,便于交流,同时通过特征之间的关联性为判断和分析缺陷产生的原因提供帮助,进而提出防治缺陷的建议,最终提高铸件质量。

铸件缺陷名目繁多,根据分类的特征不同有各种分类方法。最常见的是按照缺陷的外观特征进行分类,这种方法直观、方便。另外一种分类方式是按照缺陷形成的机理进行分类,即按照缺陷形成原因到缺陷形成之间所经历的各种物理和化学的变化进行分类。也可以按照工序、形成缺陷的技术原因等方式对铸件缺陷进行分类。

当借助计算机解决问题时,首先要明确问题,并将与之相关的数据进行编码,转化成为可以用数字、字母或其他简单的符号能够表示的形式,以便按照简单的逻辑语句和代数语句描述该问题,保证计算机能够进行处理。良好的编码有助于信息的表示、传输和变换,同时提高信息存储和处理的效率。

铸件缺陷信息种类复杂、信息量大,必须首先对其进行有效的分类,而且对应每一具体类别要有唯一的编码,才能保证计算机能够有效地识别该缺陷。下面将详细介绍在本系统中所使用的 CIATF 分类方法。

7.4.2.2 CIATF 的缺陷分类法

1965 年,国际铸造技术协会(CIATF)下属的铸造性能委员会决定由法国铸造技术协会和德国铸造师协会联合出版了《铸件缺陷图谱》一书,1974 年美国铸造协会出版了该书的英文版,改名为《国际铸件缺陷图谱(International Atlas of Casting Defects)》。

在该图谱中建立了一套比较完整的铸件缺陷分类体系,以缺陷特征为标准,按照类、组、子组和具体缺陷等四个层次划分缺陷类别,将铸件缺陷划分成 7 类、18 组、43 个子组,总共包括了 112 种缺陷;同时利用四位编码(一位字母三位数字)将缺陷代码化。

在该图谱中,还给出了每种缺陷的示意图,并且给出了大多数缺陷的实物照片,使说明更加形象化。另外,在该图谱中对每种具体缺陷都给出了外观、位

置、分布等详细特征描述，同时列出了可能的原因和对策建议，是进行铸件缺陷分析的最佳参考资料。

表 7-3 说明了 CIATF 分类体系的编码方式，表 7-4 则给出了 CIATF 分类系统的缺陷类别与每一类的缺陷种数。

表 7-3 CIATF 缺陷分类体系的编码系统

编码	字母	第一位数字	第二位数字	第三位数字
意义	缺陷类别	缺陷组	缺陷子组	具体缺陷

表 7-4 CIATF 缺陷分类体系的基本缺陷类别

字母	缺陷类别描述	缺陷种数
A	多肉 (Metallic Projection)	18
B	孔洞 (Cavities)	13
C	裂纹 (Discontinuities)	10
D	表面缺陷 (Defective Surface)	24
E	铸件残缺 (Incomplete Casting)	10
F	尺寸或形状差错 (Incorrect Dimensions or Shape)	16
G	夹杂物或金相组织不合格 (Inclusions or Structural Anomalies)	21

例如，代码“G213”代表的是“反白口”缺陷，其中第一位字母“G”说明该缺陷属于“夹杂物或金相组织不合格类缺陷”，第一位数字“2”说明属于该类中的“宏观组织异常”组，第二位数字“1”代表该组中的“灰铸铁类”子组，最后一位数字“3”即代表了“反白口”这一具体缺陷，如图 7-5 所示。图 7-6（见书后）给出了完整的 CIATF 铸件缺陷分类体系。

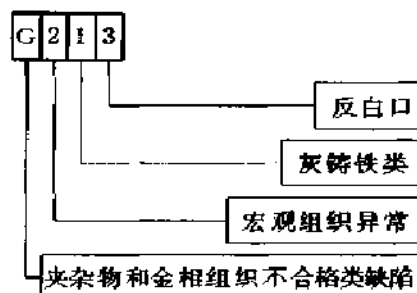


图 7-5 CIATF 缺陷代码说明

由此可见，CIATF 的缺陷分类体系采取了分层次的、由大到小逐步细化的方式进行分类，更加符合人们认识事物的一般规律；同时该体系建立了一

套比较系统的编码体系，容易进行代码化，提高了计算机的识别、存储与处理速度，因此在 FQ-Expert 系统中以该体系为基准，进行铸件缺陷的分类、识别以及进一步的分析，特别是按照该分类体系的分类方法，分层次、由大到小逐步细化地进行缺陷特征的识别。

7.4.3 知识库设计

如前所述，专家系统是基于知识的系统，知识库与推理机是专家系统的核心部分，专家系统的工作过程是一个以知识为基础，对目标问题进行求解的过程，

是一个搜索过程。因此，如何进行知识表达，将是问题求解成功与否的关键。

与专家系统结构中的“知识库”和“综合数据库”相对应，本系统也包含了铸件缺陷知识数据库和综合数据库两个基本知识库，如图 7-7 所示。

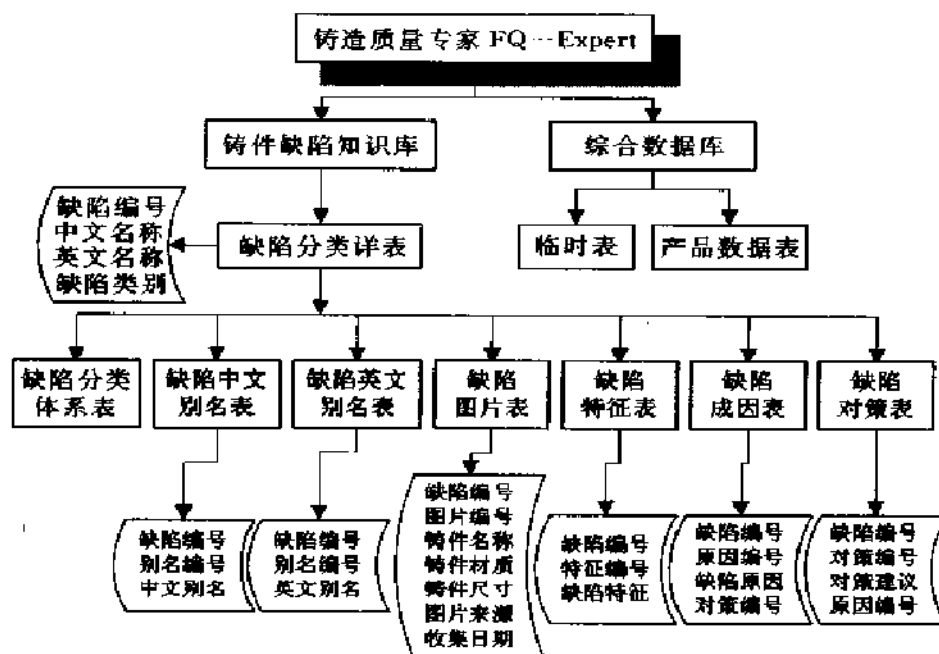


图 7-7 FQ-Expert 的知识库

在铸件缺陷知识数据库中，利用 Microsoft Visual FoxPro 的强大的关系型数据库管理功能，以铸件缺陷分类表为龙头，利用字段、记录、表及关系建立复杂的专家知识和规则描述，充分表达了复杂的铸件缺陷分析的相关知识，包括铸件缺陷分类、缺陷图片、别名、特征、原因分析以及对策建议等数据，各数据表之间的关系如图 7-8 所示；另一个是综合数据库，主要包括工厂产品数据表、缺陷分析中间数据和结果记录等。以后根据实际需要，这些数据还可能进行进一步的扩充与完善。

在此基础之上，通过人机接口（在本系统中，人机接口主要包括系统菜单和表单界面），即通过选择菜单命令，调用相应的表单，利用 VFP 的数据库排序、搜索和查询等数据库管理功能，完成缺陷识别和原因分析等推理过程。

7.4.4 铸件缺陷识别

缺陷识别是进行分析的第一步，只有明确了缺陷的种类，才能有针对性地进行进一步的原因分析，进而找出消除缺陷的对策并付诸实施。

本系统以 CIATF 由粗到精的分类方法为基础，以缺陷特征为标准，分成类、组、子组和具体缺陷等四个层次，将缺陷特征逐渐细化，按照五个步骤采用由粗到精的分层递阶搜索的反向推理过程进行铸件缺陷的识别。

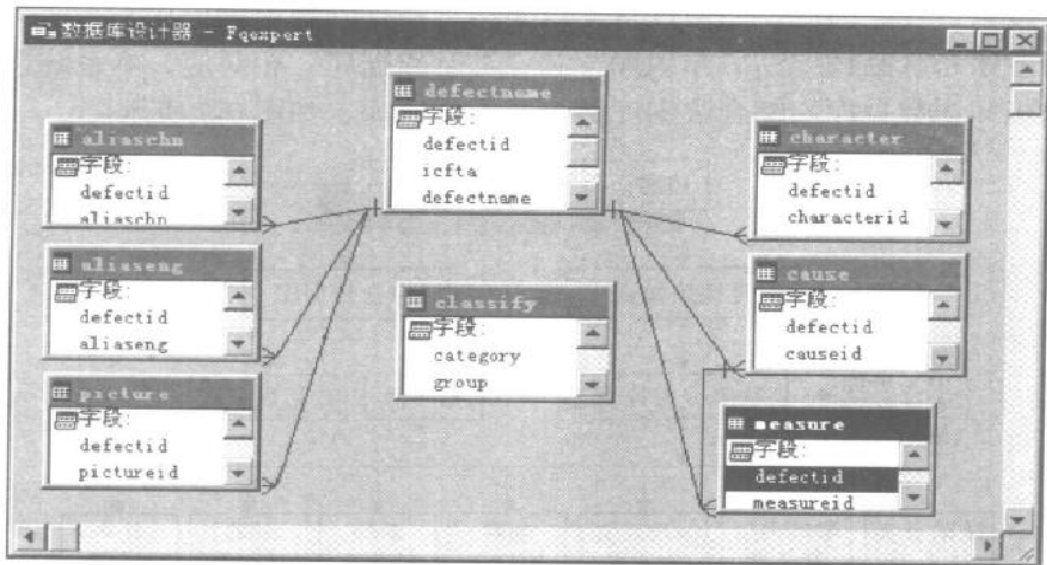


图 7-8 铸件缺陷知识库数据表之间的关系

与传统的问答式的缺陷分析专家系统不同，本系统给出同类相似缺陷的主要差别，由用户对照铸件缺陷实物进行选择，直到系统所获得的信息足够获得缺陷诊断结果。此时，系统将给出诊断结果，同时给出相应的实物图片以便与实际情况相对照。

在识别过程中，除了以典型特征描述为基准进行缺陷的区分之外，同时给出典型缺陷示意图作为识别向导，引导用户进行识别。

以飞翅（飞边）缺陷的识别过程为例：首先根据缺陷的外观特征，在图 7-9 所示的“缺陷分类”界面中选择“多肉类缺陷”；接下来在图 7-10 所示的“缺陷分组”界面中多肉类缺陷的分组中选择“毛刺、披缝状多肉”，然后在“缺陷子

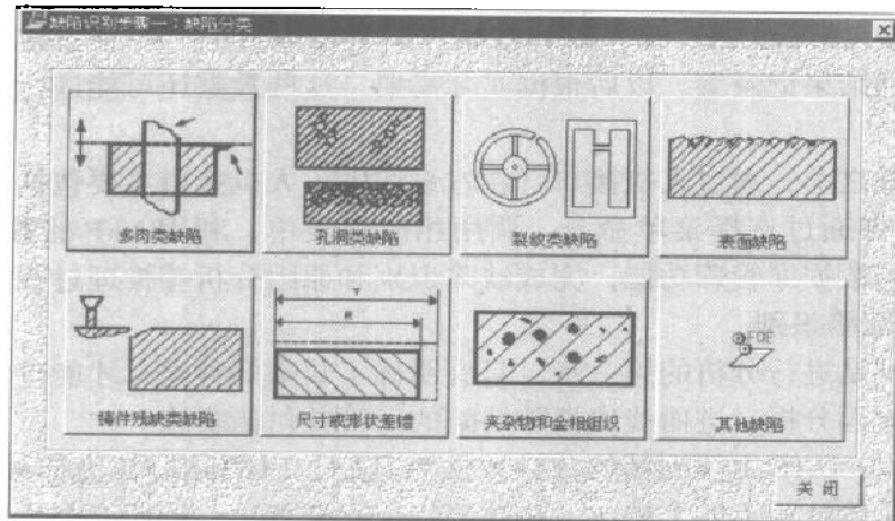


图 7-9 选择“缺陷种类”界面

组”界面中再次选择“毛刺、披缝状多肉，铸件主要尺寸没有改变”，接下来在“初步判断”界面中选择具体的缺陷“垂直于铸件表面厚薄不均匀薄片状金属突起物”，然后在“进一步判断”界面中给出选定缺陷为“飞翅（飞边）”，并给出该缺陷的其他特征，同时给出一些实物照片，与实际缺陷相对照，进一步进行确认；最后，给出选定缺陷的各种描述，如图 7-11 所示。

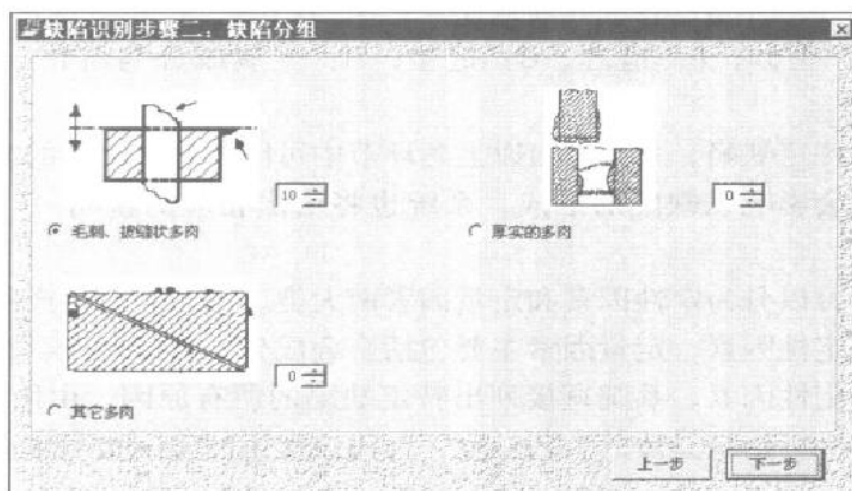


图 7-10 选择“缺陷分组”界面

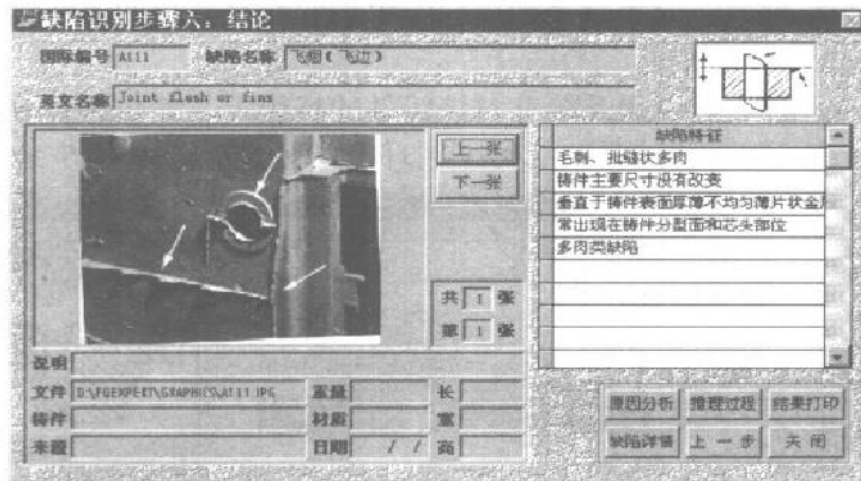


图 7-11 缺陷识别结论

7.4.5 缺陷原因分析与对策

在明确铸件缺陷种类的基础上，就可以结合铸造生产过程的各工艺环节的各种相关因素进行铸件缺陷原因分析，找出导致缺陷的原因并消除缺陷，这是一个正向推理过程。

如前所述，铸造过程是一个复杂的物理化学过程，铸件质量是多工艺流程配合的最终体现，铸造过程的各个工艺环节，例如零件结构设计、工艺设计、砂处理、造型、造芯、熔炼、浇注、凝固及冷却、清理等等都会影响到最后的铸件质量。因此，铸件缺陷原因分析也必将涉及影响铸件质量的所有工艺环节。

在 FQ-Expert 系统中，按照铸造生产工艺流程将影响铸件质量的所有工艺环节分成以下 10 大类：A：铸件和模样设计；B：模样；C：砂箱及其准备；D：浇冒口系统；E：型砂；F：造芯；G：造型；H：金属成分与熔化；I：浇注；J：其他。

针对某一特定缺陷，系统给出以上各环节中可能导致该缺陷的全部因素（如果某一环节不会影响该缺陷的形成，系统也将给出相应的说明。），并由用户选择。

所有因素可以分为定性因素和定量因素两大类。由于铸造生产的特殊性，绝大部分因素是定性因素，定量因素主要包括合金成分、型砂性能、材质性能等少数因素。对于定性因素，系统直接列出特定缺陷的所有原因，由用户进行选择；对于定量因素，则给出具体的工艺规范，与用户提供的实际检测数据相对照，确定相应的原因。

确定导致该缺陷的原因之后，系统针对每条原因给出相应的对策建议。具体步骤如下：

- (1) 选择缺陷种类，或者直接利用缺陷识别的结果，界面上将给出选定缺陷的简单描述，如图 7-12 所示。
- (2) 选择铸件种类，以便系统针对该铸件的特定工艺参数进行分析。
- (3) 接下来按照上面所列的 10 类工艺环节的划分，一步一步地给出每一部



图 7-12 “选择缺陷种类” 表单

分对应的可能原因，由用户进行选择，如图 7-13 所示。

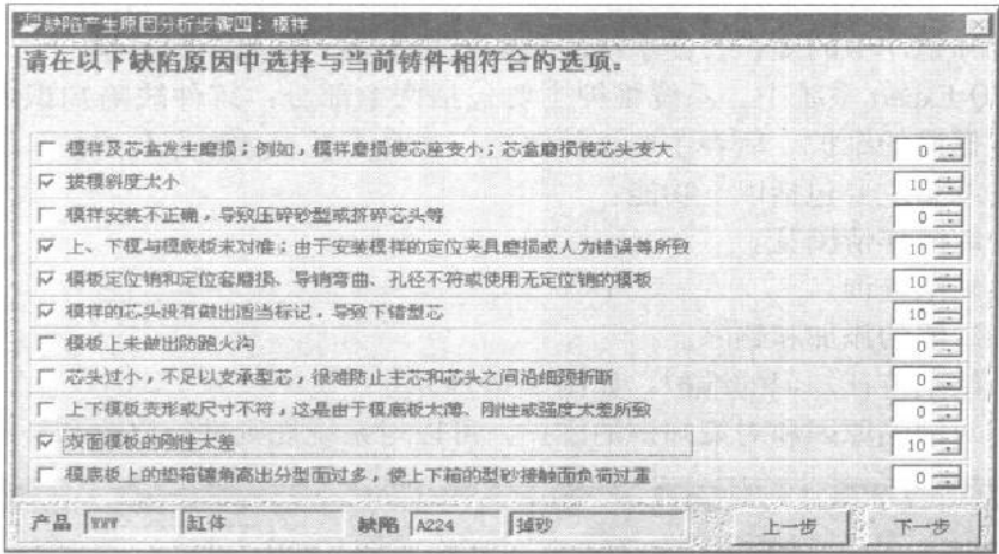


图 7-13 选择缺陷原因的表单

(4) 选定原因之后，系统给出其列表，单击其中的某一项，在界面下部的列表中给出相应的对策建议，如图 7-14 所示。

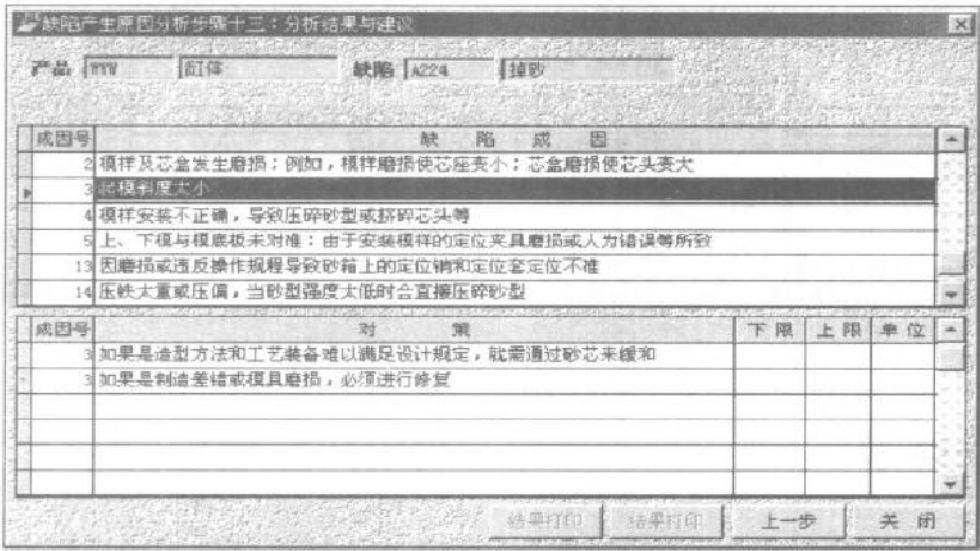


图 7-14 缺陷原因分析结果表单

7.4.6 系统维护

系统维护部分的主要功能是维护系统的正常运行，同时进行知识获取，对系统进行维护和完善。知识获取为修改知识库中原有的知识和扩充知识提供手段，

可以删除知识库中原有的知识，并将向专家获取的新知识加入到知识库中。此外，还能根据实践结果发现原知识库中不适用或有错的规则并加以修改，从而不断地增加知识库中的知识，使系统能更好地做更多、更复杂的事情。

在 FQ-Expert 系统中，系统维护主要包括两个部分：铸件缺陷知识库的维护和产品数据库的维护。后者主要进行铸造厂产品工艺参数浏览与维护。铸件缺陷知识库的维护主要包括以下功能：

- (1) 缺陷详情浏览。
- (2) 缺陷查询。
- (3) 缺陷的添加和删除。
- (4) 缺陷特征知识的维护，如图 7-15 所示。
- (5) 对缺陷原因和对策知识的维护，可以对系统规则进行修改和补充。



图 7-15 缺陷知识库库维护表单

7.5 结束语

(1) 简要介绍了研制专家系统的意义及专家系统在铸件成形过程中的应用领域及研究现状，然后讨论了专家系统的基本原理及开发专家系统过程中知识表示方法和推理机制的设计与实现。最后，以铸造质量专家 FQ-Expert 的设计与开发为例，讨论了该系统的设计框架、所采用的铸件缺陷分类体系、知识库的设计及系统维护等问题，以实例的方式介绍了铸件缺陷识别和缺陷原因分析与对策等模块的功能。

(2) 铸造质量专家 FQ-Expert 系统以国际铸造协会 (CIATF) 的《国际铸件缺陷图谱》分类体系为标准, 采用先进的数据库技术, 以示意图和缺陷图片等作为向导, 不仅可以进行缺陷查询、缺陷识别、缺陷原因分析还可以对如何防止铸造缺陷提出对策建议, 用户界面友好。而且本系统以知识为基础, 可以根据工厂的实际情况不断积累、补充及更新知识, 使系统不断完善, 更加符合各企业的实际情况。

参 考 文 献

- 1 吴信东、邹燕. 专家系统技术, 北京: 电子工业出版社, 1988
- 2 陆伟民. 人工智能技术及应用, 上海: 同济大学出版社, 1998
- 3 黄可鸣. 专家系统二十年, 计算机科学, 1986 (4): 26 ~ 37
- 4 R. C. Creese. An Introduction to Expert Systems for Foundry Applications. AFS Trans., 88—126; 443 ~ 446
- 5 Rudolf Sillen. Using Artificial Intelligence in the Foundry. Modern Casting, 1991 (12): 34 ~ 37
- 6 H. Md. Roshan, K. Sudesh. Expert System for Analysis of Casting Defects: Cause Module. AFS Trans., 89—113; 601 ~ 606
- 7 T. A. Phelps, R. W. Heine, J. J. Uicker, Jr.. Analysis of Internal Unsoundness Casting Defects Using Artificial Intelligence Techniques. AFS Trans., 89—109; 507 ~ 512
- 8 M. A. Sutarwala, P. S. Schmidt, M. M. Crawford. An Expert System Model for Melt Shop Configuration and Operation. AFS Trans., 88—140; 741 ~ 748
- 9 陈全芳. 型砂质量保证体系专家系统的研究: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1989
- 10 熊守美. 球墨铸铁铸件缺陷分析专家系统的研究: [博士学位论文]. 北京: 清华大学机械工程系, 1992
- 11 李春香. 铝镁铸件缺陷分析智能专家系统: [硕士学位论文]. 广州: 华南理工大学自动化系, 1996
- 12 陆汝钤. 专家系统开发环境, 北京: 科学出版社, 1994
- 13 林尧瑞, 张钺, 石纯一. 专家系统原理与实践, 北京: 清华大学出版社, 1988
- 14 王申康. Bayes 公式在专家系统中的应用, 计算机研究与发展, 1987 (6): 55 ~ 64
- 15 王士同, 夏祖勋, 陈剑夫. 模糊数学在人工智能中的应用, 北京: 机械工业出版社, 1991
- 16 Mervin T. Rowley. International Atlas of Casting Defects (English Edition). American Foundrymen's Society, 1974

第8章 铸造工程中的计算机质量控制

生产高质量的铸件，除了必须制订正确的铸造工艺方案外，还要在铸造生产的各个环节中对工艺过程加以严格控制和管理，特别是设备和工艺参数这两个方面的控制。在计算机技术出现之前，铸造厂里的铸件质量控制主要靠经验，从设备的故障诊断和维护，到金属液质量、型（芯）砂质量的控制，以及铸件缺陷的诊断等等，都很大程度上依赖于技术人员或操作工人的经验积累。计算机技术在铸造设备上和铸造厂中的应用，大大提高了铸造设备的可靠性和效率，同时计算机还可以具有人工智能，可以把技术人员长期积累的经验以及其他有关信息输入计算机，从而实现生产过程的集成化、智能化控制，最终实现生产高质量铸件的目的。影响铸件质量的因素有很多，甚至天气变化、人的情绪都对铸件质量产生影响。但是，在众多的影响因素中，金属液的质量和砂型（砂芯）的质量是最重要的两个方面，铸件的废品 90% 以上与这两个方面的因素有关。所以本章将主要介绍计算机在液体金属质量，造型、造芯过程和砂处理系统控制方面的国内外最新进展情况，以及作者在这方面进行的研究与开发成果。

8.1 液态金属的计算机快速质量检测

铸件的质量受到很多因素的影响，液态合金的质量是重要的影响因素之一。液态金属冷却时会产生体积的变化、固相的析出、固相生长过程中的溶质再分配、气体和非金属夹杂物的析出等。这些变化都与液态金属的结构及性质密切相关。控制液态金属的结构可以控制铸件的结晶过程、晶粒组织、铸件的偏析、气体及非金属夹杂物的数量、形态和分布情况，从而提高铸件的质量。因此对液态金属的质量进行快速计算机检测与控制具有极为重要的意义。

科研和生产表明，热分析技术是一种快速、简便的检测合金液态质量的手段。近年来，热分析技术与计算机技术相结合作为一种快速分析手段正广泛应用于冶金、铸造、化工等领域。国内外许多学者对铸铁热分析进行了大量的研究，用于指导生产取得了良好的经济效益。但是对铝硅合金热分析的研究，则局限于共晶变质和晶粒度的测定。这主要是由于有色合金元素比较活泼，合金凝固时发生的相变反应较复杂，给研究带来很大困难。下面对铸造热分析技术进行介绍。

8.1.1 铸造热分析法

热分析技术最初被冶金工作者用来研究合金相图，后来用于研究铸铁、铝硅

合金凝固时组织结构的变化。

物质发生物理和化学变化（包括金属凝固或热处理过程中发生的相变）伴随着吸热或放热。热分析就是通过热效应来研究物质内部发生的物理化学过程的试验技术。冶金热分析的理论基础是金属及合金的相变。热分析法包括以下几种：

(1) 简单热分析法：在试样的冷却过程中，记录温度随时间的变化规律，从中得出相变所引起的温度变化特征值，并以此来评价相变过程。该法适用于相变潜热很大的情况，无法辨别相变的起始点和结束点。

(2) 反率热分析法：研究冷却速度的倒数（即单位温度变化所需要的时间）与温度的关系。该法不但可以发现相变所引起的微小热变化，而且可以准确地确定相变的起始点。

(3) 微分热分析法：这种方法与反率热分析法的原理相似。热分析曲线是由冷却速度对应时间而绘出。该法也能够准确地分辨微小的热变化和相变的起始点。

(4) 差热分析法：该法引入一个中介体，两支热电偶分别测量试样与中介体的温度差和中介体的温度。在整个试验过程中，中介体不发生相变。热分析曲线由试样与中介体之间的温度差对应中介体的温度绘出。该法虽然试验过程比较复杂，但可以准确地测出合金冷却过程中所发生的微小热变化。

(5) 导数热分析法：该法的试验设备与差热分析完全一样，但热分析曲线是温度差对中介体的温度求导后，再对应中介体的温度绘出的。该法可以分辨出各种微小的热变化。

以上方法都是通过对冷却曲线进行处理以便清晰地分辨合金凝固时所发生的各种变化。如何通过热分析曲线获得尽可能多的特征信息，以及选择哪些信息来评价合金某一具体的质量指标，则是人们关心的问题。

因此，铸造热分析法是利用冷却曲线揭示金属及其合金在凝固过程中发生相变效应的一种能量分析方法。液态金属在凝固过程中，如果发生了相变，就会改变其凝固的热进程，或者是冷却曲线的斜率发生变化，或者是在冷却曲线上产生平台。因此，铸件铸态组织中的各组成相都会在冷却曲线上留下相应的痕迹。各相的含量与化学成分密切相关，取决于冷却曲线上相应特征值的位置和长度。铸造热分析炉前快速检测的基本原理就是利用热分析仪器记录液态金属在特定样杯中的冷却曲线，然后根据冷却曲线上的特征值或热效应参数来计算液态金属的各项指标。

1. 铸造热分析原理 热分析检测方法以牛顿冷却传热方程为基础。合金凝固期间，合金体系的比热容是变化的，未发生相变时，根据热平衡方程可得

$$\beta = \frac{hA}{c_p \rho V_0} = \frac{dT}{dt} \cdot \frac{1}{\Delta T(t)} \quad (8-1)$$

式中, T 为液态合金凝固过程中某时刻的温度 ($^{\circ}\text{C}$); $\Delta T(t) = T - T_0$ (T_0 为室温); t 为时间 (s); V_0 为样杯中所盛液态金属的体积 (cm^3); ρ 为液态金属的平均密度 (g/cm^3); c_p 为液态金属的平均比热容 ($\text{J}/\text{g}\cdot^{\circ}\text{C}$); h 为样杯与空气之间的换热系数 ($\text{J}/\text{s}\cdot\text{cm}^2\cdot^{\circ}\text{C}$); A 为样杯的散热表面积 (cm^2)。

所以, 把 β 称作冷却速率, 如图 8-1 所示。根据冷却速度曲线可进一步得到相关的特征值。

2. 铸造热分析系统的组成

常见的热分析系统主要包括以下几部分: PC 系列微机、样杯、样杯支架/取样器/夹持器、热电偶及其补偿导线及模数转换器等。国内天津生产的 NSP6000 铸铁热分析测试系统如图 8-2 所示。

基本的测试过程为: 首先将样杯固定在支架或取样器上, 合金液处理完毕后, 进行取样或是将金属液浇入样杯中, 启动计算机的记录功能, 记录金属液冷却过程中的温度变化。采样过程结束后, 再对数据进一步处理。

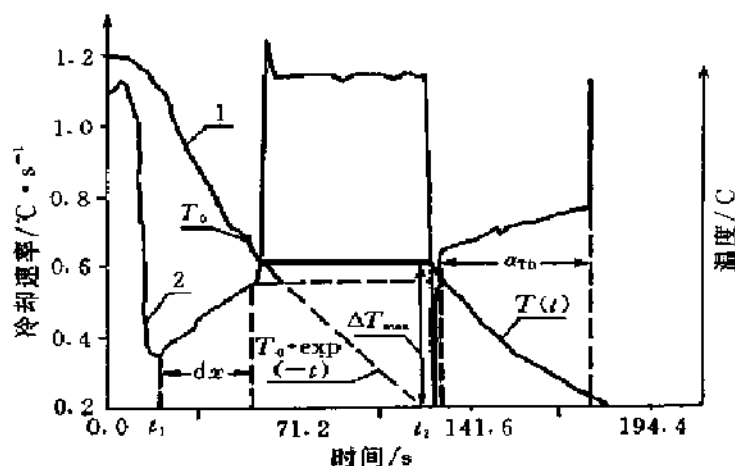


图 8-1 铝合金的温度

1—及冷却速率 2—随时间的变化

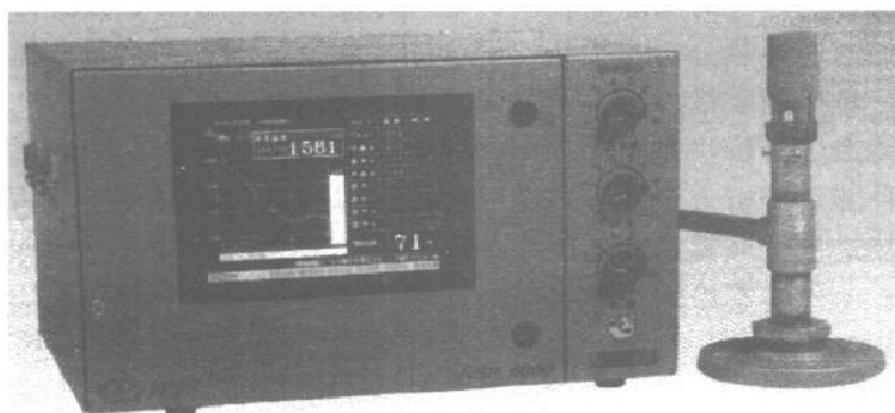


图 8-2 铸造热分析系统

铸造热分析系统各部分的功能如下:

(1) 样杯及支架, 样杯是热分析成败的关键之一。因为样杯直接影响着试样与环境之间的传热。样杯的选用应该满足: ①液态合金在其中凝固时应该近似满足牛顿冷却条件。②样杯材料在热分析工作温度范围内不与合金元素发生反应。

各国在样杯的制作上各有特色，如样杯形状、尺寸、壁厚、制作材料等方面均有所不同。在形状方面主要有圆形杯和方形杯之分，热电偶的位置则有垂直放置和水平放置两种。热电偶通常选用高精度 NiCr-NiSi 热电偶，外套石英管或陶瓷管保护。

(2) A/D 转换器，热电偶将所测温度信号转换成电压模拟量信号，然后经 A/D 转换后变为计算机可以接受的数字信号。

(3) 微机，微机是热分析测试系统的核心。它既可以记录金属液冷却过程的温度变化，又可以快速判断冷却过程的特征参数，还可以显示或打印输出测试结果。其主要功能为：①采样处理。热分析测试过程中，最重要的工作就是对金属液冷却时快速变化的温度信号进行连续采样。采用数字滤波的方法来抵抗干扰，提高采样值的真实性和可靠性。②特征参数的判别。快速准确地识别冷却曲线的某些特征参数（与测试指标相对应），是热分析的关键环节之一。③非线性补偿。热电偶输出的热电势与实际温度间的关系是非线性的。必须对所测温度进行非线性补偿。④建立数学模型。数学模型是反映测试目标参数与特征参数之间相关的数学经验公式，其具体的函数形式与生产现场的原材料状况、工艺条件、测试系统等因素有关。因此数学模型的建立，应首先根据合金的凝固机理，分析确定哪些特征参数与目标测试参数有相关关系；其次通过生产现场大量的实测资料，对相关参数进行一定的数学处理，以找出其相应关系。

8.1.2 热分析法检测液态铝合金的质量

在金属材料中，铝及铝合金的应用仅次于钢铁而在有色金属中占首位，其应用范围已渗透到各个工业领域及人民生活的各个方面。除了资源丰富、容易制取外，其最大特点是密度低，为 $2.702 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ，相当于铁的 $1/3$ 左右，并具有良好的导热性、导电性、抗蚀性以及优异的工艺性能和使用性能。铝合金不但大量用于航天、航空工业，也广泛用在运输部门。特别是在当今能源紧张的情况下，各国都在大量采用铸铝件代替黑色金属铸件，因此铸铝件的产量日益增长，已成为发展的必然趋势。优质的液态铝合金应具有以下特点：①具有正确的化学成分。②没有有害杂质元素、过量的气体和非金属夹杂。③具有合适的浇注温度。

1. 液态铝合金化学成分的检测 在铝硅合金的铸造生产中，一般都是通过光谱分析、直读光谱等进行化学成分分析，虽然结果准确，但只能在铸件成形以后进行，无法对炉前质量控制做出指导。有人尝试采用热分析法进行炉前化学成分分析，但由于铝硅合金中微量元素之间极易发生复杂的化学反应，给定量分析带来极大的困难。尽管如此，哈尔滨工业大学的郝启堂、华中理工大学的黄志光、美国俄亥俄州州立大学的 C.E. Mobley 和基辅工业大学都采用热分析技术来研究铝硅合金的化学成分。

2. 含气量的检测 热分析法检测液态合金中的气体含量是一种非常新颖而且是具有开创性的研究方法。目前国外基辅工业大学及国内哈尔滨工业大学从事过这方面的研究。如何评定这种新的研究方法, 尚需借助传统的方法来验证试验结果。铝液中的夹杂物有较高的热容, 在合金凝固过程中, 由于夹杂物的存在会表现出特殊的热现象。若能准确地获取某些特殊信息, 就有可能在浇注前利用热分析法对液态合金中所含的夹杂多少进行定量的评价。

3. 晶粒细化与变质处理的检测 在共晶或接近共晶的铝硅合金中, 由于存在大量的针状共晶硅而降低了合金的力学性能。对液态合金进行的大量研究表明, 晶粒细化和变质处理可显著提高铸件的综合性能。热分析法既可测试晶粒细化程度, 又可评价共晶组织的变质程度。

在铝硅合金热分析中, 对晶粒度和变质程度的研究最为深入。Argyropoulos 和 Closset 研究了 Al-Si 合金的变质情况, 利用微分法和计算潜热的方法研究了不同含量变质剂作用下合金的凝固过程和相的生成情况, 如图 8-3 所示。共晶形核

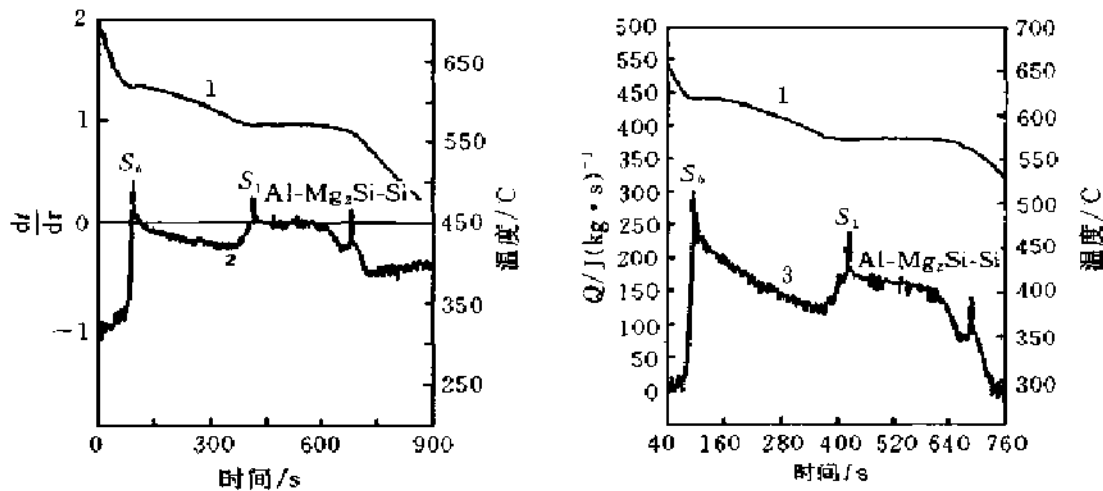


图 8-3 铝合金在加锶变质时的热分析曲线

1—冷却曲线 2—导数热分析曲线 3—凝固潜热曲线

温度、生长温度以及共晶反应所释放的潜热可以定性和定量地评价合金的变质效果。Apelian 和 Sigworth 利用 AluDelta 热分析仪对 A356、A319、Al-7Si 等合金的晶粒细化和共晶变质进行了研究, 发现可用初晶形核过冷度 $\Delta t = t_L - t_N$ 判断晶粒度的大小, 如图 8-4 所示。过冷度越小, 晶粒越细小。共晶过冷度的大小可用来判断变质效果的好坏。Apelian 后来又发现, 随着变质剂含量的不断增加, 共晶过冷度并不是单调增大, 如图 8-5 所示。只有同时考虑共晶潜热释放时间、共晶过冷时间及共晶过冷度等参数, 才能够准确地评价共晶硅的变质程度。

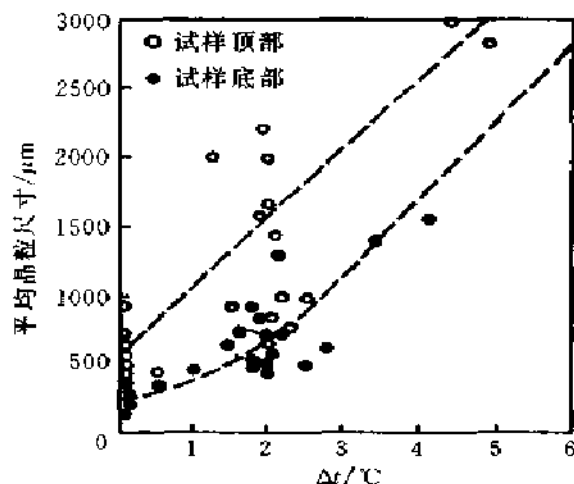


图 8-4 A319 合金平均晶粒度与
($t_L - t_N$) 的函数关系

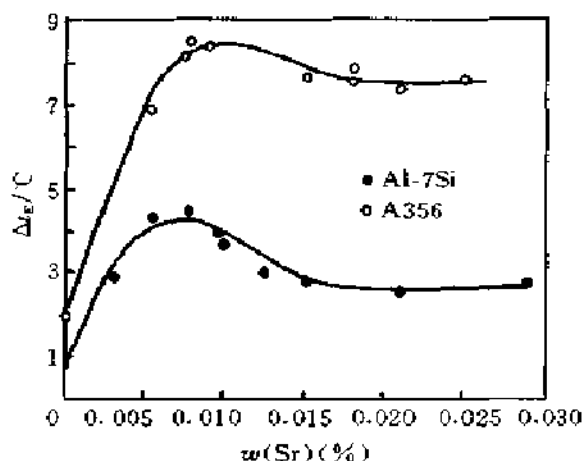


图 8-5 锶加入量对铝合金共晶
生长过冷度 ΔT_E 的影响

在用热分析法研究细化和变质时可以用共晶形核温度、生长温度及共晶反应所释放的潜热、共晶过冷度等可以定性或定量评价合金的变质效果，用初生晶的形核过冷度可以很好地判断晶粒度。Charbonnier 用 THERMATEST 2000 进行了铝合金的细化和变质研究，认为对晶粒细化程度的评价应同时考虑形核过冷度和过冷时间间隔；而对变质程度则需同时考虑共晶过冷度、共晶生长温度和共晶过冷时间间隔。

8.1.3 热分析法检测铁液的质量

1. 铁液化学成分的计算机检测 为了获得合格的铸件，对铸铁的液态质量进行检测是很有必要的。热分析法作为一种快速、简便和经济的炉前分析方法，在工业发达国家得到广泛应用，在国内也有不少工厂应用。

Moore 和 Donard 用 Te 涂料的圆柱形样杯，通过试验和数据处理，采用下式计算铁液的含碳量

$$w(C)\% = 0.01693 \times t_E^W - 0.00796 \times t_f^i - 6.05 \quad (8-2)$$

$$w(Si)\% = 86.79 - 0.07106 \times t_E^W - 0.00566 \times t_f^i - 2.45w(P)\% \quad (8-3)$$

式中， t_E^W 为白口铁的共晶温度； t_f^i 为初生奥氏体的凝固开始温度； $w(P)\%$ 为磷的质量分数。

碳含量的测量精度为 95%，误差为 $\pm 0.090\% w(C)$ 。用热分析法计算铸铁硅含量的精度比较低，误差为 $\pm 0.30\%$ 。当 $w(P)$ 在 0.05% 以下时，误差为 $\pm 0.14\%$ 。

研究表明，S、Mn、Ni、Cu、Cr 等元素对灰铸铁的液相线温度没有显著影响，而 C、Si、P、Sn 对液相线温度有较大的影响。其表达式如下

$$CE \approx w(C)\% + \frac{w(Si)\%}{5} + \frac{w(P)\%}{2} + \frac{w(Sn)\%}{4} \tag{8-4}$$

$$t_L^W = 1624.8 - 112.2 \times CE \tag{8-5}$$

式中，CE 为碳当量。

Si、P、Sn、Cr 对白口铸铁的共晶温度有显著影响，其数学表达式如下

$$t_E^W = 1143.77 - 12.47(w(Si)\% + 2 \times w(P)\% + w(Sn)\% - w(Cr)\%) \tag{8-6}$$

可以看出，白口铁的共晶温度对 Sn 和 Cr 敏感。

图 8-6 是天津 NSP—10 热分析仪对铸铁化学成分的预测结果。

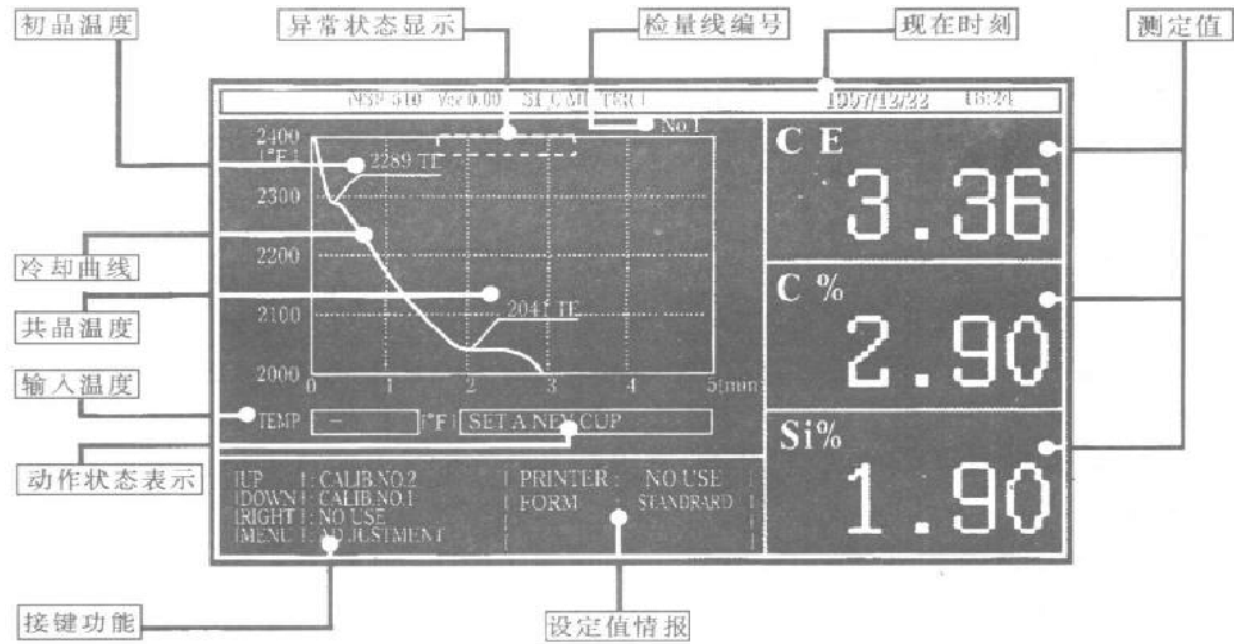


图 8-6 NSP—10 热分析仪的化学成分显示结果

2. 孕育和球化效果的评估 铸铁中石墨的形态和分布对其力学性能具有非常重要的影响。从工艺角度看，影响石墨形态的因素有很多，除了化学成分、冷却速度、浇注温度及铸件结构等因素外，还受到石墨形核能力和长大机制的影

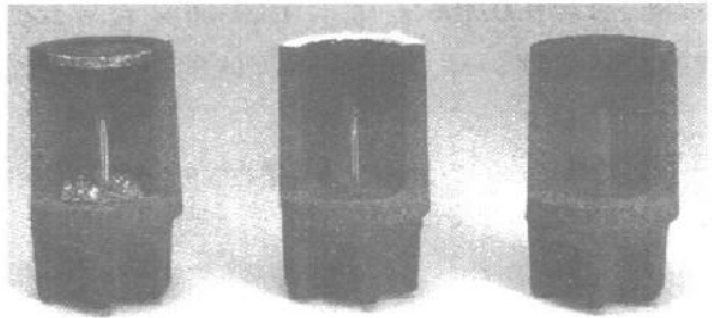


图 8-7 加孕育剂、不加孕育剂及加 Te 试杯

响。在铸件成形之前能够人为地控制石墨形态及分布的最后一道工序, 是对液态铸铁进行孕育处理和球化处理。对孕育效果的评价有四个方面, 即孕育对铸铁激冷倾向的减少程度、增加石墨球数的能力、共晶过冷度的降低和孕育衰退现象。日本 NSP 公司的 TSP (Triple Cup System) 仪器先浇铸三种试杯 (加孕育剂、不加孕育剂及加 Te), 如图 8-7 所示, 然后根据热分析曲线中的 ΔT_1 及 ΔT_3 特征值来预测铸铁的孕育效果、石墨形态及石墨化程度, 如图 8-8 所示。

8.1.4 热分析仪器

随着计算机技术的飞速发展, 热分析仪器也得到了空前的发展。很多国家都推出了自己的热分析仪器。美国 Leeds & Northrup 公司研制出 Maxilab II、III 型及 Digilab 成分分析仪, 可以用来测定 C、Si 和碳当量值, 精度较高。波兰 Mera—Zuap 公司生产的 TD10 型和 Crystal—Digraf 热分析测试系统使用 PC 微机, 能够测试铁液的含碳量、含硅量、碳当量、抗拉强度和硬度等指标。比利时 Electro—Nite 公司生

产的 Quik—Nod 和 Quik—LabII 热分析仪, 采用数字显示, 能够测试铁液的含碳量、含硅量、碳当量、过冷度、孕育效果和球化率等。英国 Kent 公司生产的 P1250 和 P1256 热分析仪, 不仅能够测试铁液的含碳量、含硅量、碳当量及含磷量, 而且也可以测温。瑞士 D. K. Ableidinger & Co. 生产的 SIC—Q 微分热分析测控系统能够测试铁液的含碳量、含硅量、碳当量、孕育效果、灰铸铁收缩倾向和白口倾向。法国 Pechiney 公司生产的 Thermatest 热分析仪采用 PC 系列微机, 可清楚地显示各种测试结果和热分析曲线, 同时存储了多种合金的热分析测试方法, 能够完成不同合金晶粒细化、变质等指标的测试与评估。日本矢作株式会社生产的 3E 热分析仪能够测试铁液的含碳量、含硅量、碳当量和球化率。美国铸造生产中使用的是休斯顿冶金公司生产的 Alu—Delta 热分析仪, 可以显示晶粒度数值和变质等级, 记录有关温度和时间特征参数。

1979 年北京工业大学研制成的热分析仪, 可以测量灰铸铁的液相线温度、固相线温度、碳当量和 C、Si 含量。徐州机械研究所、大连工学院、北京机电研究院、清华大学和第一汽车制造厂及哈尔滨工业大学等先后在铝合金及铸铁热分析系统方面进行了大量的研究及仪器的开发工作。国内外的主要热分析仪器可见表 8-1。

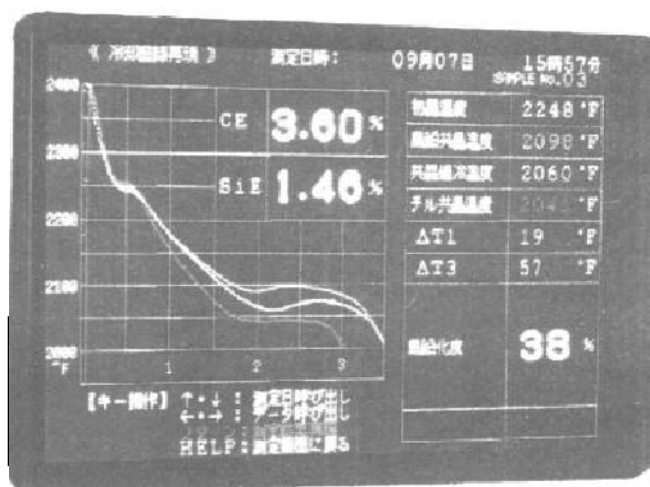


图 8-8 TSP 仪预测石墨形态及石墨化程度

表 8-1 国内外主要热分析仪器及性能

研制生产者	型 号	性 能 指 标	备 注
Leeds	Digicarb Digicarb II		数字化
L&N	Maxilab II, III	C、Si、CE、测温	数字化
	Digilab	C、Si、CE、测温	性能稳定
	Mehlalab	C、O	灰铸铁,球墨铸铁, 铝合金,CRT 显示
Electro-Nite	Quik—Nod	C、Si、CE、球化率	
	Quik—Lab III	C、Si、CE、Se、孕育效果、 球化率、测温	功能强,有反馈
Midland-Ross Electro-Nite	Quik—Lab II	C、Si、CE	软件功能强
Kozner	Detal C Detal C II	C、Si、CE、Se、球化率、孕 育效果	
Mera-Zuap	TD—10	C、Si、CE、Se、HBS	铸铁,铸钢
矢作株式会社	3E—SG	C、Si、CE、球化率	
法国	Thermatest	铝合金晶粒细化和变质	
Kent	PI250	C、Si、CE、测温	有反馈
	PI256	C、Si、CE、测温	
Mera-Zuap	Crystal-digraf	C、Si、CE、HBS	NC、NCX、PC/XT 型计算机
D. K. A. & Co	SIG—Q	成分、灰铸铁收缩、白口倾 向、孕育效果、球化率和性能	
日本 Sublance P. E. 公司	TCS, NSP3601	灰铸铁成分、白口倾向、孕育 效果、性能、球化率	
承德电子仪器厂	WHR—I, WRZ—I	C、Si、CE、HBS	
新安江铸造仪器厂	CWF	C、Si、CE	单板机
河南周口市电子仪器厂	ZHQ—401 ZHQ—403	C、Si、CE、球化率	
天津撒布浪斯公司	NSP—510 NSP—6000	CE、C、Si、球化率等	
安徽双发集团智能仪分 厂	C406 C404	成分、抗拉强度、硬度、伸长 率、碳当量、球化级别等	适用于球墨铸铁、 原铁液、灰铸铁等

8.1.5 存在的问题和发展方向

1. 制订规范的样杯使用标准 目前样杯的规格不统一，没有形成标准化。在样杯材料、结构、涂料和热电偶位置等方面缺乏系统的基础研究，这就限制了数学模型的可移植性及建立不同条件时的铁液质量数据库。

2. 热分析的测试精度 热分析的误差主要来源于样杯、仪器软硬件、数学模型、液态金属状况和取样操作等方面。样杯的误差主要指热电偶本身分度误差和热电偶因装配不合理（如热电偶节点偏移或接触不良）所造成的测温误差。热分析仪在进行热电偶冷端补偿、信号放大、模数转换、热电偶非线性校正等环节也会产生误差。此外，冷却曲线特征值识别不准确将会产生更大的误差。

3. 增加仪器的测试功能和提高测试精度 针对不同的质量指标寻找出合适的特征参数和高精度的数学模型。不仅要考虑冷却曲线的特征，还要考虑一阶和二阶微分曲线的特征。研制出具有多功能、多参数的液态合金综合质量参数测定仪。另外，还要求热分析仪能够输出反馈信号，与其他设备形成闭环控制系统。这样不仅可以检测液态合金质量，而且可以进行实时质量控制。

8.2 造型、造芯过程的计算机控制

造型和造芯在铸造生产中都是重要的工序，对铸件的质量和生产效率起十分重要的作用。在复杂铸件大批量生产的情况下，例如汽车、拖拉机行业的铸造厂，造型和造芯工序的设备是一个工厂的核心设备，如果这些设备出现故障，或不稳定，往往造成整个工厂的生产效率下降甚至停产。传统的造型及造芯设备往往采用机械结构和继电器控制，由于机械结构的长期运转产生老化、磨损等原因，造成动作不灵甚至停机。传统继电器和开关等元件可靠性差，也往往造成机器的误动作或动作不灵。带有微型计算机的可编程逻辑控制器（Programmable Logic Controller）的应用大大提高了铸造设备的可靠性，因为它的抗干扰能力强，可以实现故障诊断，因此减少了设备的故障停机时间，提高了设备的利用率。现在的造型机或造芯机，不管是单机还是流水线，几乎没有不带 LPC 控制的。随着工业控制计算机的出现和应用，使造型机和造芯机控制由继电器和 PLC 的逻辑控制提高到新一代的计算机智能化控制。

8.2.1 造型机（线）的计算机控制

造型机，特别是造型线的计算机控制，已越来越普及了。从单机的控制，到整条流水线的控制；从造型过程的控制，到与企业的生产管理的计算机信息系统连网（intranet），实现生产任务的自动调度，减少在制品，实现柔性化生产，适应市场竞争的需要，提高经济效益等等，使计算机在铸造厂发挥着越来越大的作用。

8.2.1.1 粘土砂造型机（线）的计算机控制

造型机是铸造厂的核心设备，与它配套的设备通常有翻箱起模机、合箱机、捅箱机、分箱机及移动小车等，组成一条封闭的造型流水线。大批量生产的铸造厂，例如在汽车、拖拉机制造厂，一般都有一条甚至十几条造型流水线。造型机的种类也有高压多触头、气流冲击、射压和静压等许多种。

早期的造型机和造型流水线一般采用继电器控制，到了 70 年代逐渐采用可编程控制器（PLC）来实现造型机和流水线的逻辑顺序控制。今天，许多造型机和造型流水线都配有计算机。它与 PLC 及继电器、开关、传感器等相互配合，实现了单机，甚至整条流水线的自动控制和智能化控制（图 8-9）。

造型机计算机控制的优点表现在以下几个方面。

1. 减少设备的故障率，提高设备的可靠性 由于磁性感应式开关和光电开关的出现，代替了过去的接触式开关，加上 PLC 本身具有很好的抗干扰和故障诊断功能，使得设备的故障率大大减少。而且一旦发生故障，能很快查出。过去，特别是一些国产造型机和造型流水线，常常由于触点动作反

应不灵，使设备停机，或整条线“流”不起来，降低了设备的利用率。由于采用了 PLC 控制，大大减少了设备的停机时间，从而提高了劳动生产率。

一条造型流水线由多台设备组成，是一个复杂的系统，必须随时监视各个设备的工作状态。过去的造型线监控系统都是由模拟屏通过信号灯完成。其信息量小、故障率高、灵活性小。而采用计算机来进行监控，不但灵活性大大提高，而且功能大大增强。例如，一条气流冲击造型线的计算机监控系统的显示画面可以多达 30 个，按其功能划分为操作类画面、运行状态画面、生产统计资料画面、时序图画面及资料性画面等几大类。以下介绍的是气冲造型线采用计算机监控系统的例子。

(1) 操作类画面。通过画面可利用计算机的键盘对造型线的运行方式、单机的工作方式进行选择，如手动、自动、机组运行方式、造型机工作方式及冷却线的选择等；也可控制造型线的开与停。利用这类画面的控制，可以取代过去的中央控制台。

(2) 运行监控类画面。这类画面是由全线运行图（图 8-10）、各单机的运行

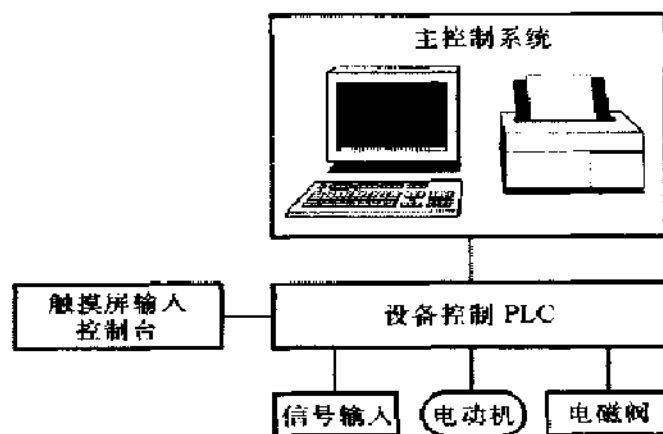


图 8-9 铸造设备的计算机控制系统组成

状态图（图 8-11）、单机动作各步分配图及液压站运行图组成。通过画面可以了解造型线的原始位置、运行机构的动作情况、全线动作的顺序与所处位置、各检测开关的状况及各台机器控制台按钮的操作情况等。

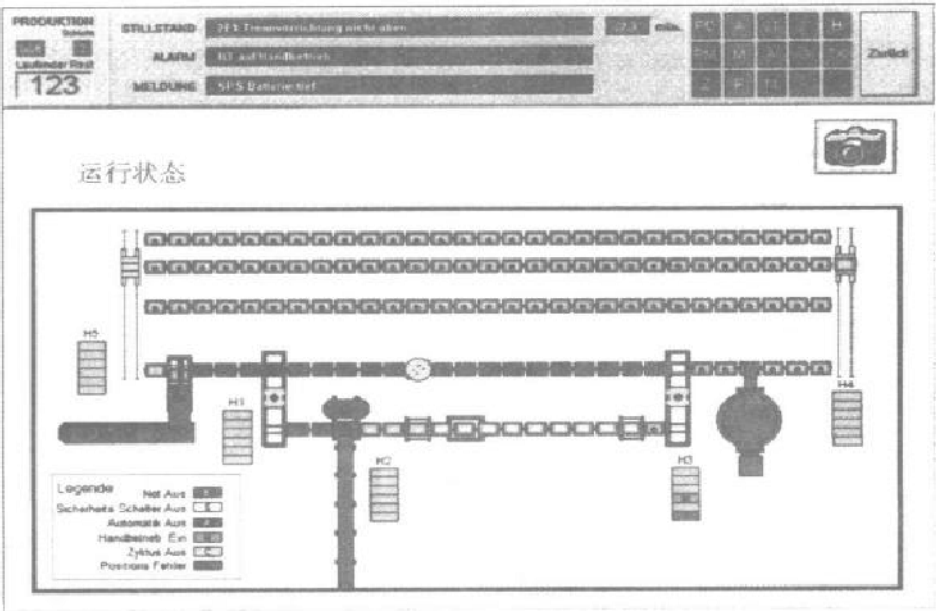


图 8-10 流水线工作状态监控画面

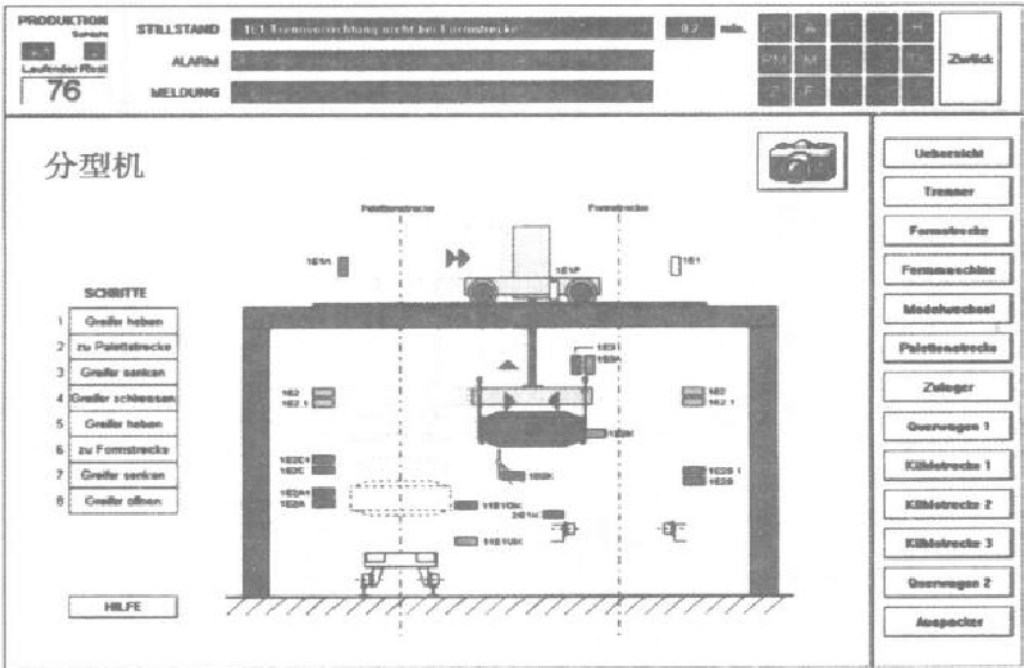


图 8-11 单机（分箱机）运行状态图

(4) 时序图画面。这样的时序图不仅可以确切地记录下每个动作机构的动作顺序及动作时间,而且可以为全线的节拍调整提供依据。

(5) 资料性画面。该类画面为设备用户提供造型线的操作规程、设备维修及保养知识,帮助用户了解造型线,以便更好地使用流水线。

2. 对造型机的工艺参数进行优化,提高砂型质量 例如,在射压造型机上,可以利用计算机对射压造型机的射砂压力、挤压板的推力和砂型厚度等工艺参数根据所造砂型的大小、复杂程度进行调整,以保证所造的每一个砂型质量都符合工艺标准的要求。此外还可以显示当时的造型数、设备的运行状态、设备维护说明等资料性的参数。

有的射压造型机还可以对模板上的编号条码进行识别,然后自动输入计算机,计算机就可以根据模板的不同和预先由人工输入计算机的该模板所要求的造型工艺参数,自动调整造型机的工作参数,保证所造的砂型符合工艺质量要求,同时记录下这个模板的造型数,当造型总数达到要求时,造型机自动停止工作,或提示操作工人更换模板。

图 8-14 是 DISA/GF 公司生产的 2110MK3 射压造型机的计算机操作键盘。显示器向操作者提供清晰的文字和图像信息、指令。控制系统可用两种语言提供指令,可根据操作者的需要选定一种。

键盘供选择逻辑菜单和向控制系统输入与生产有关的数据。

图像显示器可提供的信息包括:①任一时刻生产的运行状况。②目前和将要使用的模板数据。③机器的设定。④诊断—帮助寻查故障。

DISAMATIC2110MK3 造型系统的标准配置装有可编程控制器 (PLC),它的基本程序包括:①为快速消除故障而设置的电器元件自检系统。②根据预先输入的与模板有关的数据,自动调整机器设定。③监控运动部件的速度及精确定位,以确保系统的所有组件完全同步。④与型砂供应系统、浇注机、落砂滚筒系统互联 (图 8-15)。

在 DISA 或 GF 公司生产的高压多触头造型机上,为了保证形状复杂的砂型紧实度均匀,在压实前先根据模样的形状,利用造型机上的计算机进行编程,调整好各压实液压缸压头伸出的长短,例如模样上凹坑深 (深高比大) 的地方和模样与砂箱壁之间的地方压头伸出的长度比别的地方长。这样,当整个压头向下压

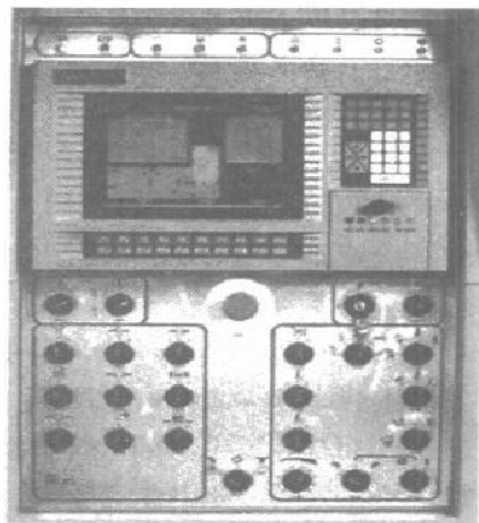


图 8-14 射压造型机的
计算机操作键盘

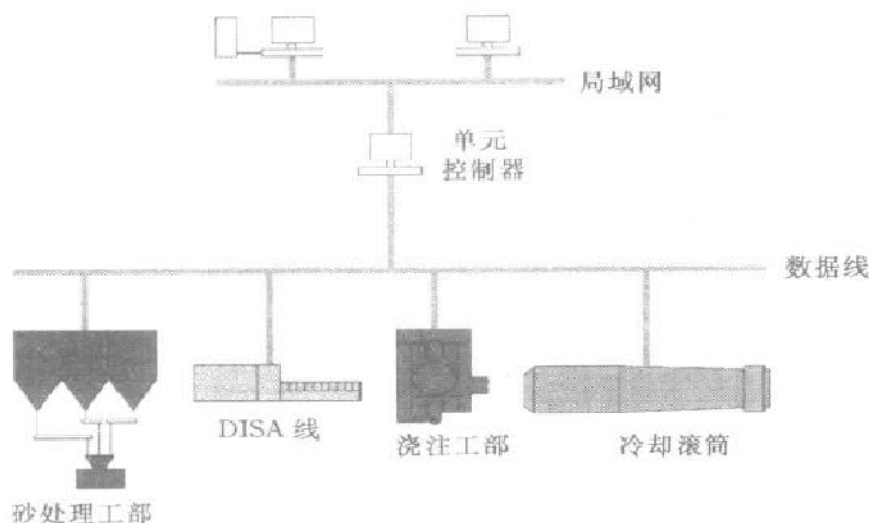


图 8-15 DISAMATIC 造型线计算机自动控制网络

时，让这些地方先压实。而且这些压头液压缸的油压还可以调节，对于一些模样深凹处，相应位置的油压力加大，使得局部地方的型砂得到更好的紧实，以达到整个砂型的均匀紧实，取得类似成形压头的紧实效果（图 8-16）。

3. 铸造厂的计算机化管理

随着计算机网络技术的发展，可以将造型机或造型流水线的控制计算机与铸造厂的企业信息管理网络连接，随时将造型机上的信息传送到网络的服务器上供其他网络单元使用。也可反过来，由生产调度室通过网络向造型机（造型线）发出生产任务的指令，实现整个铸造厂的计算机化管理。

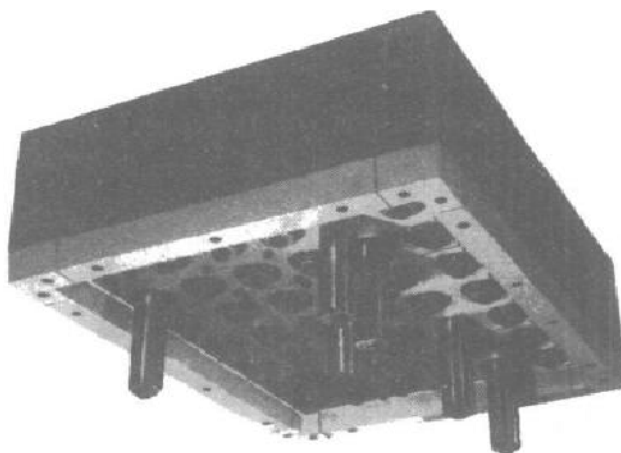


图 8-16 计算机控制可调压头压力及深度的高压多触头

8.2.1.2 自硬树脂砂连续式混砂机的遥控系统

自硬树脂砂一般用于中大型铸件的造型，多采用连续式混砂机。这种混砂机的操纵键盘一般安装在混砂臂的前部，而且混砂臂的旋转需要由人工拉动。在生产大型铸件时，砂箱的尺寸很大，长度和宽度甚至达十几米，高度可达 2~3m，在这种情况下由人工来拉动混砂臂就很费力。近年来，德国和日本的一些铸造设备公司生产了一种可以通过计算机遥控系统操纵的树脂砂混砂机（图 8-17），工人可以站在混砂机前的某一个位置不动，通过手上遥控器的手柄和按键来轻松地

调节混砂臂的转动，控制出砂口的位置（前后、左右、高低），按照需要在不同位置加砂。

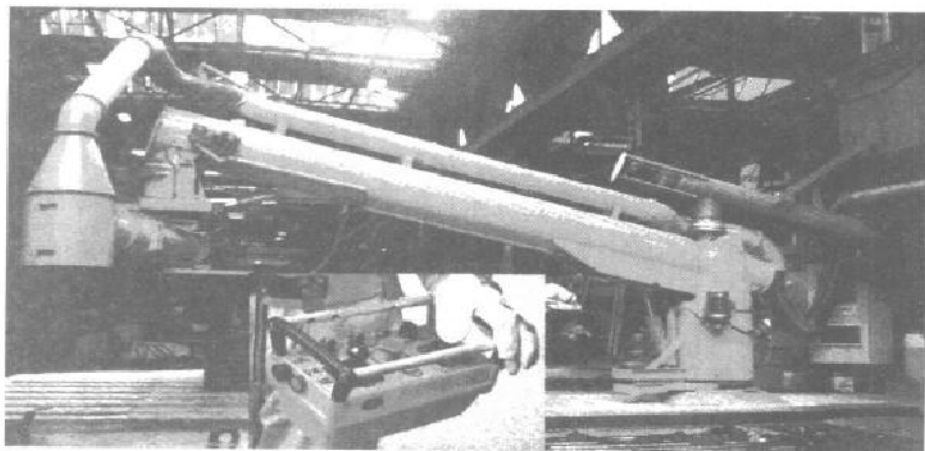


图 8-17 带有遥控系统的树脂砂连续混砂机

8.2.2 造芯过程的计算机控制

8.2.2.1 单机的计算机控制

过去的射芯机，包括热芯盒、壳芯和冷芯盒，一般都采用传感器和继电器来控制射芯机的动作和参数，例如加热温度、射砂压力、射砂时间等。自从可编程控制器（PLC）出现之后，很多射芯机采用可编程控制器控制，从而大大提高了设备的可靠性。而随着计算机技术的进一步发展，今天的先进射芯机的控制系统一般都配有计算机，射芯机的操作可以通过该系统的操作界面将射芯机的操作参数输入系统，然后由一个可编程控制器进行系统的控制和监测。Laempe 公司冷芯盒射芯机的计算机操作界面在 Windows 环境下运行，在这台计算机上储存有生产各种砂芯的工艺参数、生产任务、实际完成数量等数据。操作工人只要从计算机键盘上输入所生产的砂芯代号或名称，射芯机就可以自动调整射芯的工作参数，以避免砂芯的过吹，保证所生产的砂芯质量符合技术要求。大型的造芯机或造芯中心一般由计算机控制射芯、机械手取芯、更换模具、去毛刺和浸涂料等工作。

德国的 Hottiger 公司在 1999 年的世界铸造技术博览会（GIFA）上展出了一台现代化的柔性造芯系统，采用一个“砂芯视觉检查系统”（The Vision System for Core），实现对砂芯的质量实时检测（图 8-18）。该系统为一个图像处理系统，应用 1 个 CCD 光电摄像头对从射芯机取出后的砂芯进行摄像，摄像时砂芯的采光用 5 个高能量的闪光灯从几个不同角度照射，将所摄得的二维图像信息传入计算机，与计算机里预先储存的该砂芯无缺陷时的图像（样板砂芯的参考图像）进行对比，可以判断砂芯是否有断裂、变形等缺陷。由于摄像头也拍摄了光源从侧面

照射砂芯的图像，所以，可以得到砂芯上表面背后一些地方在高度方向上形体的阴影，可以用二维图像实现对砂芯三维物体的识别和判断。

西班牙 Loramendi 公司也开发出了一套砂芯图像识别系统，可以实现工艺过程的三维图像显示，用于对砂芯的质量控制。

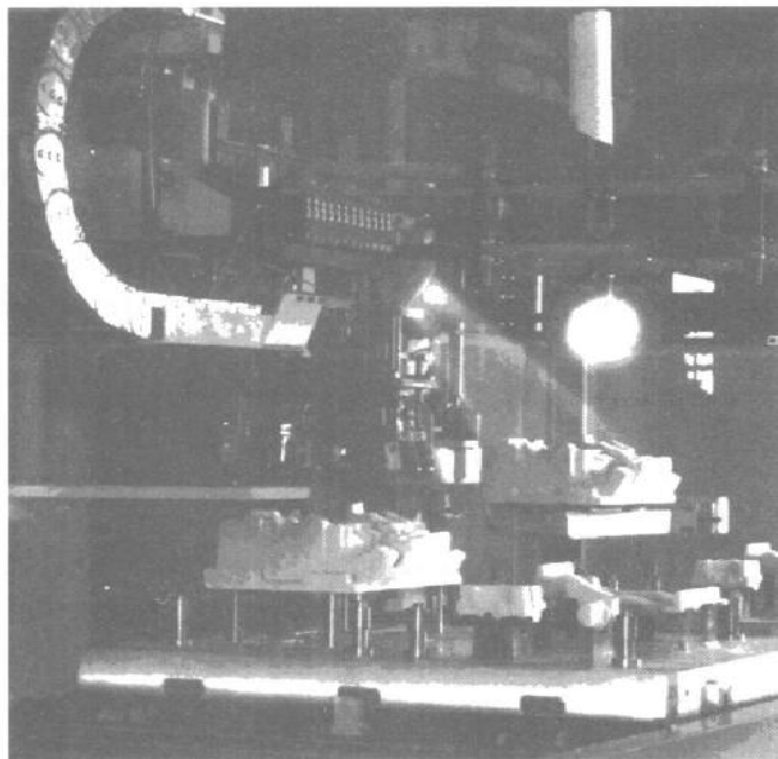


图 8-18 砂芯的质量检查视觉系统

8.2.2.2 带有机器的自动化造芯中心

现在，一般的造芯车间往往由人工更换芯盒和砂芯的组装，更换一个芯盒往往需要一个甚至几个小时，影响生产效率和组芯的精度。如汽车气缸盖砂芯，它由进气道砂芯、排气道砂芯及水套芯组合而成，它的组合通常需要 6 个操作者来完成。为了改进和加快这种操作，德国 Laempe 公司开发了一种机器人操作系统（图 8-19），由这个系统来完成砂芯的取出、去毛刺、检查、上粘结胶或固定钉、组装及上涂料，最后将组合砂芯放到存芯架或输送带上，实现了无人操作。该机芯盒自动更换的时间约 3min。

该系统采用了 ABB 公司的 6400 型机器人，其移动载荷为 120 kg，工作区域为 2800 mm，它装有一套组合夹具，可同时抓取 2 个进气道砂芯和排气道砂芯，以及 2 个水套砂芯。

首先，机器人从一台射芯机中取出 2 个水套芯，然后再从另一台射芯机中取

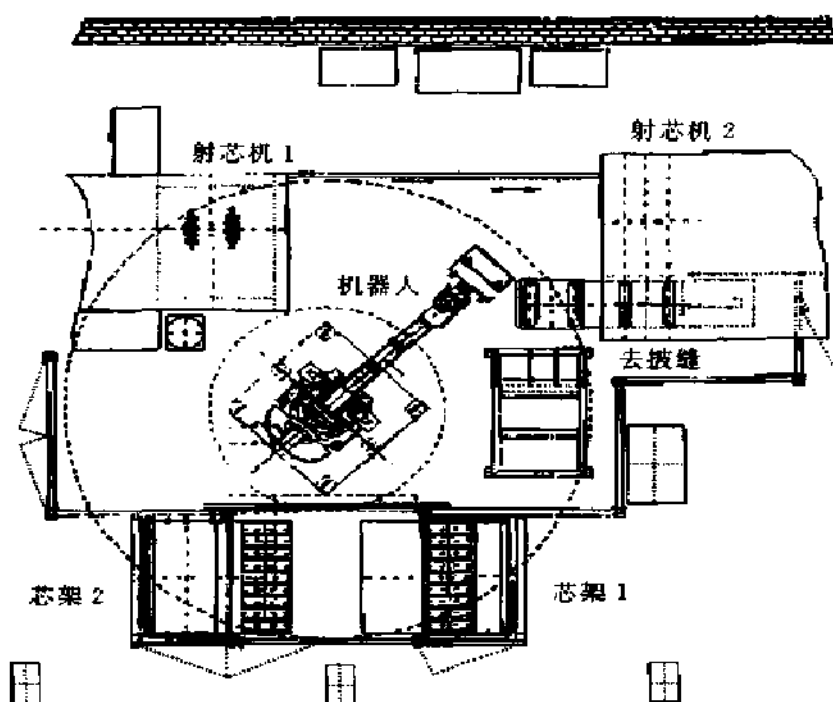


图 8-19 砂芯的机器人后处理系统

出进气道砂芯和排气道砂芯，这时共抓取了 4 个砂芯。然后将它们移到去毛刺工位，该工位装有一组毛刷和转动的圆形毛刷，它们自动将这些砂芯刷净。然后将排气道砂芯放到组芯工位（图 8-20）。

接着机器人移回到去毛刺工位取刷净的 2 个水套芯。机器人将一个水套芯插入排气道砂芯，然后移向溶胶工位在进气道砂芯的 4 个点上涂上溶胶。机器人再移回组芯工位，将进气道砂芯插入水套芯中，从而完成砂芯的组装。而另一个水套芯仍留在夹具上，待下一个循环使用。

机器人抓起组装好的砂芯，将它移至砂芯架的托盘上。每个托盘上至多可容纳 10 个组合芯。一个完整的缸盖组合芯从刷净到组装好所需要的时间不到 1min，每天可生产 1000 件。

由于配备了计算机系统，射芯机的工装更换可自动完成。这个工装自动更换系统可将芯盒与顶芯板一起卸下或装入计算机。当一套芯盒装入时，控制器读取其二进制编码，然后通过 Novell 网去读取服务器。服务器中存有造芯中心每一单元的所有参数，可使机器人识别新的工作对象，或者使气体发生器根据下一副芯盒的工艺参数操作。此系统如装有 Laempe 公司的 La Fomasy 软件，还可以进行包括质量管理的数据处理。

德国 Hottinger 的一台射芯机同时配备 3 个机器人，进行模具更换、取芯、去

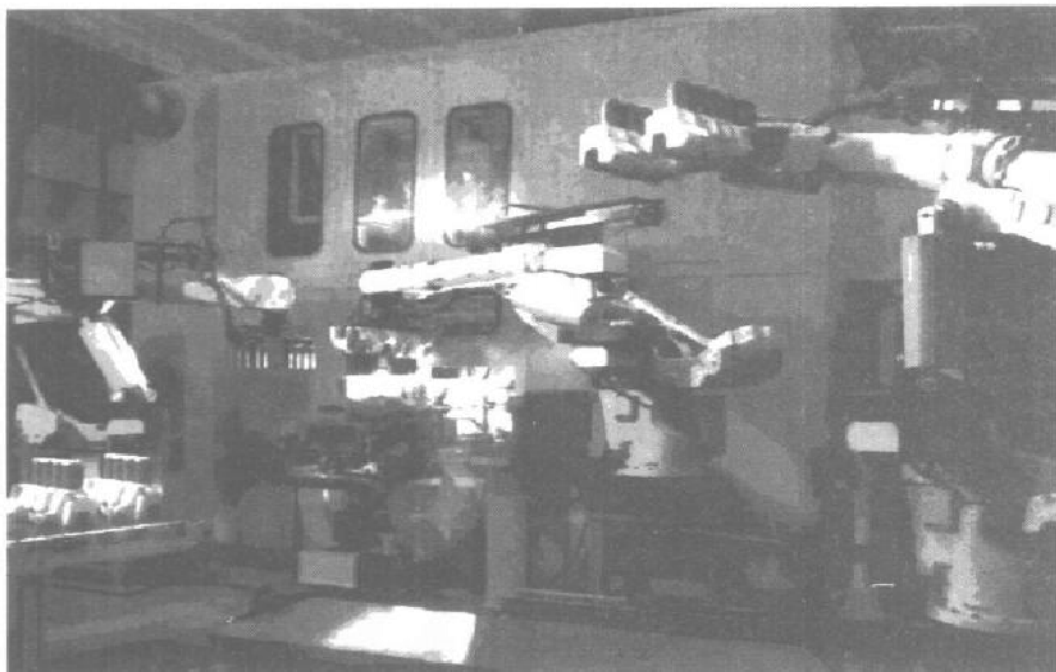


图 8-20 带有机器人的造芯系统

毛刺、组芯等动作，实现快速、柔性化造芯，以适应生产多品种、小批量铸件的要求。

8.2.2.3 多台造芯机的网络系统

在单机自动化造芯系统的基础上，还可以将多台造芯机连网，组成网络化造芯车间。清华大学与北京吉普车厂合作，在该厂的铸造车间建立了我国第一个网络化造芯车间。这个造芯车间由 3 台 Laempe 公司的 LF40 冷芯盒射芯机和 1 台 Laempe 混砂机、1 台尾气处理器组成。这些设备均由 PLC 控制，每个 PLC 通过 RS-232 串行接口与各自的上位机（计算机）通信，混砂机和尾气处理器共用一台计算机。PLC 中的数据可以实时显示在计算机屏幕上，包括在生产过程中检测到的机器故障信息，以便操作者及时监视设备运行情况。操作者也可以在计算机上输入和修改工艺参数，然后由 PLC 去执行，达到优化生产工艺的目的。以上 4 台计算机再与 1 台文件服务器（计算机）和生产评价专用计算机连网，就组成了完整的造芯车间计算机网络系统，如图 8-21 所示。网络系统采用 Novell 局域网，总线型拓扑结构，通过一根电缆实现双向数据的发送和接收。生产评价专用计算机和文件服务器一起放在中央控制室里，铸造车间的管理人员可以坐在办公室里监控和管理整个生产过程。

该网络管理软件由基于 Windows 的 Super-Base 系统开发而成，包括生产数据自动收集、生产过程监控、芯盒管理和生产统计分析等几个模块（图 8-22）。

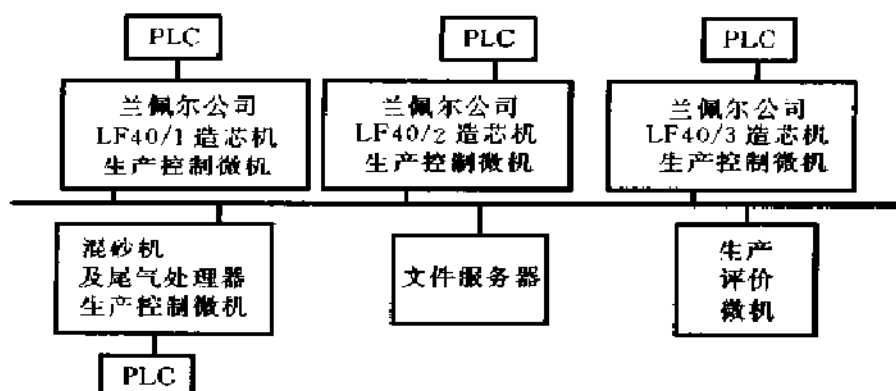


图 8-21 造芯车间计算机网络系统

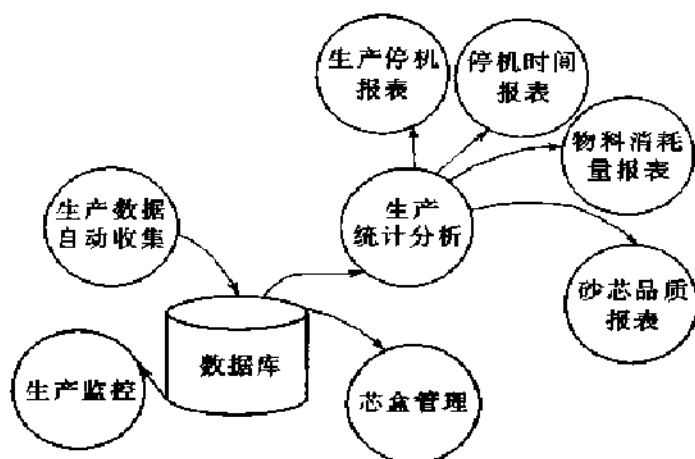


图 8-22 网络管理软件的结构

其中生产统计分析模块还包括生产信息报表、停机时间报表、物料消耗报表、砂芯品质报表等 4 个子模块。可以将这些报表随时在计算机屏幕上显示出来，或者用打印机打印出来。

8.2.3 砂型、砂芯的快速原型制造

快速原型制造技术（Rapid Prototyping）在世界上从出现到今天还只有 10 年左右，但已经得到广泛应用，从电器、轻工到人工关节，甚至进入铸造行业。已经有人应用快速原型制造技术来用硅砂和粘结剂直接制造砂芯，不需要芯盒和射芯机。这种方法对于新产品的试制特别重要，可以大大缩短试制周期，提高企业在市场上的竞争能力。1999 年在德国 GIFA 博览会上展出了一台用激光烧结覆膜砂方法造芯的快速造芯机（图 8-23）。它的基本原理是先在计算机上进行砂芯的三维造型，计算机将这个三维图像进行分层，每层大约 0.2mm 厚，然后用激光器的光束扫描每层形状的封闭截面，使这个面积里的覆膜砂烧结硬化；然后砂层下的托板下降 0.2 mm，又继续扫描下一个截面，这样一个截面、一个截面不断

向上生长，最后制作好整个砂芯。这样，做好的砂芯或砂型可以直接用来浇注铸件。还可以用激光分层切纸、粘叠的办法快速制造模板、芯盒等模具，用以缩短模具制作时间。图 8-24 是用激光快速成形技术制造的气缸体覆膜砂水套芯及铸件。

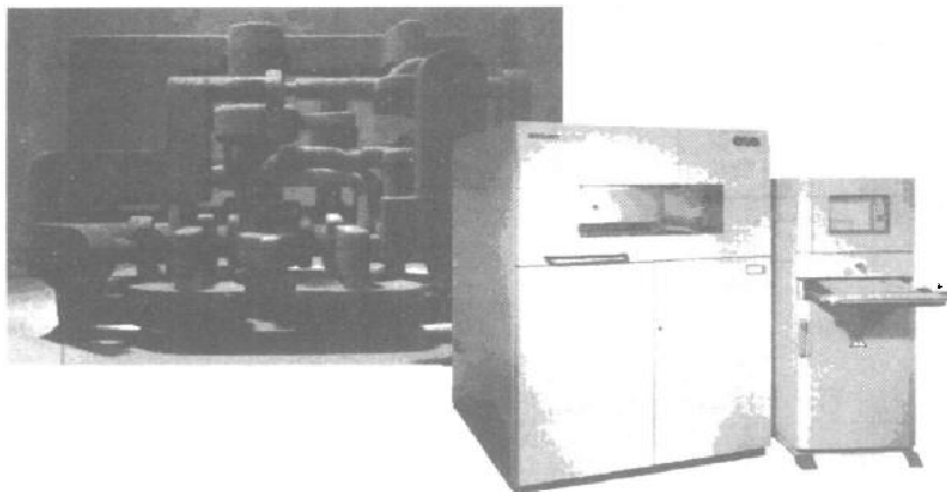


图 8-23 激光快速覆膜砂烧结造芯机（右）及所制造的砂芯（左）

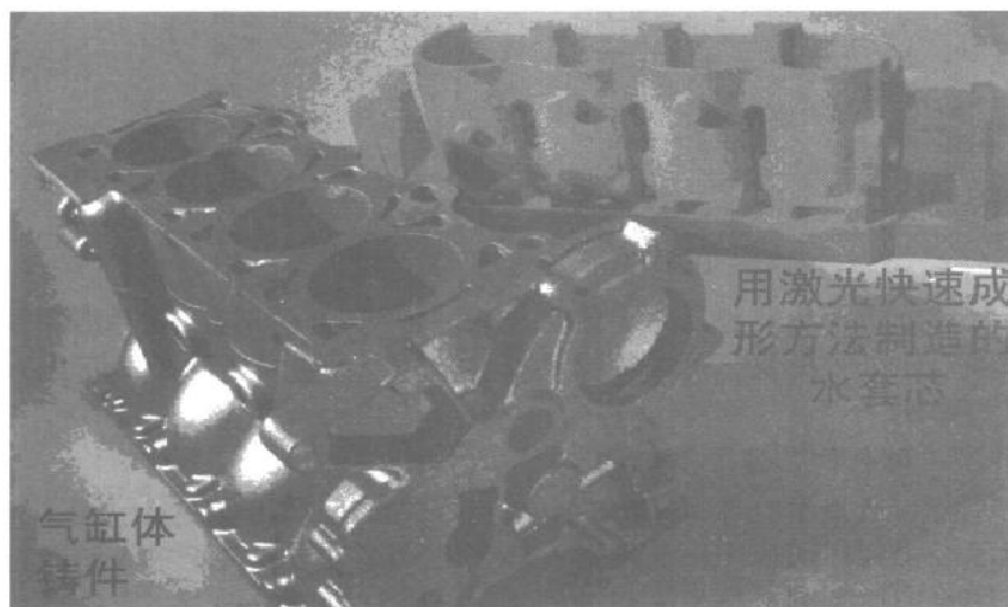


图 8-24 用激光快速成形技术制造的砂芯及铸件

8.3 砂处理系统的计算机控制

砂处理系统是一个复杂的系统，它涉及的设备多、变化因素多，所以难以控制，往往造成型砂性能的波动和铸件质量缺陷。有人进行过统计，由于型砂质量

问题引起的铸件废品占有废品总数的 60% ~ 70%。由于计算机技术以及传感技术的进步,使得铸造工作者能够由对砂处理系统的人工、事后的、凭经验控制,进入到自动的预防性控制。

砂处理系统的控制,首先是对型砂各组分物料的控制,包括原砂、粘土、煤粉、水的加入量控制,而其中水分的准确检测和控制最为困难,因为它受到型砂其他组分变化的影响,以及周围环境的影响。另外,型砂其他性能,例如湿强度、透气性、韧性的检测与控制也是十分必要的。型砂的组分还必须根据砂处理系统的变化,例如粉尘的积累、砂温的升高、芯砂的加入、原材料质量的波动、所生产的铸件不同等因素随时加以调整。所以,要实现砂处理系统的正确、稳定控制,必须采用先进的检测技术,要有丰富知识的计算机专家系统,以及可靠的执行元器件。

8.3.1 水分的自动控制系统

水分是湿型粘土砂必须控制的几个最主要的性能之一。型砂不可太干,否则膨润土不能发挥其粘结力,且型砂的韧性不足,砂型容易破碎起模困难,砂型表面强度低,铸件容易出现冲砂和砂孔等缺陷。型砂也不可太湿,否则型砂流动性差,砂型紧实不均匀,过多的水分易使铸件产生针孔、气孔、呛火和夹砂缺陷。因此,在生产中必须严格控制型砂的水分。

长期以来,我国型砂混制时的水分控制通常是由有经验的工人用手捏凭感觉判断或是在实验室进行紧实率、水分含量等的测量,根据工艺要求对混制的型砂进行控制。前种方法人为误差大,特别对于缺乏经验的年轻工人更是难以掌握;而后一种方法由于性能测试需要时间,不能直接对正在混制的型砂进行控制,因此存在滞后性。目前国内外已陆续开发出多种型砂水分在线自动控制系统,以克服传统水分控制方法的不足

8.3.1.1 水分的自动控制

要控制型砂的水分,首先必须测量原砂和旧砂中的水分,然后根据需要向混砂机中加入适量的水。型砂水分的检测在实验室里一般采用烘干法,而在线检测型砂水分的检测方法通常有电阻法、电容法、微波法及成形性控制法等。这里主要介绍计算机技术在型砂水分控制中应用的典型例子。

1. 电阻法 电阻法测量水分时是将插在混砂机型砂中的测试棒作为一极,以混砂机的底版和侧壁作为另一极。然后在电路上加上电压,测量两极之间的电压。当型砂所含水分少时电阻值大,所含水分多时电阻值小。根据这个原理,可以测得电阻值随水分变化的情况(图 8-25)。这个电阻值的变化可以通过电路转换成电压的变化,计算机里的信号采集卡将这个电压信号与事先储存在计算机里的型砂电压—水分关系曲线进行对比,就可以得到型砂的水分含量值。

采用电阻法测量型砂水分时,所测得的电压值与型砂实际含水量的对应关系

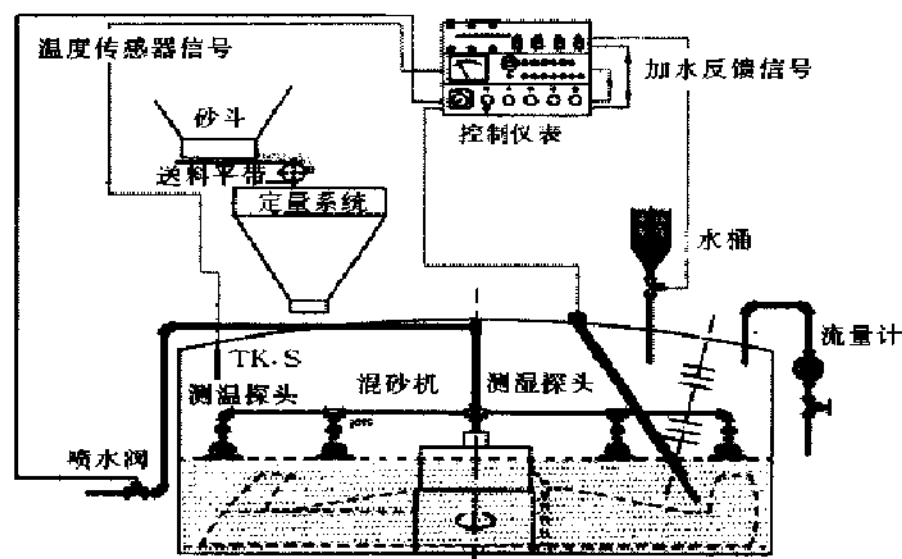


图 8-25 电阻法测量型砂水分的原理

会随型砂中组分的变化而变化，例如型砂中的灰分含量、粘土含量、新砂比例的变化，甚至砂温、环境湿度的变化都会造成电压—水分对应关系的变化。由于采用了计算机，可以根据实验室试验和混砂机旁的实际测试结果，对这个电压—水分关系曲线进行纠正，使测量结果尽可能接近实际值。

清华大学在充分吸收国内外控制领域最新成果的基础上，研制开发出新型 THMC 型砂水分自动控制系统。该系统以工业控制计算机作为主控制机，配以自行研制的电阻法湿度传感器。通过直接控制混砂机中的加水量达到水分控制的目的，可同时控制多台混砂机。该系统自成体系，对原有其他控制部分和砂处理设备无任何影响，而且安装简单，放置位置灵活，适用于各种类型的混砂机，如碾轮式、摆轮式、转子式等。

该系统采用先进的数据采集、自动控制以及软件动态仿真等技术。还根据我国铸造生产实际综合考虑了型砂成分、型砂温度、混砂机类型等多种因素的影响，进行了大量的工艺试验，因此系统不但操作简便，而且具有较高的水分控制精度和较强的可靠性及抗干扰能力，适合我国铸造生产厂家的需要。图 8-26 是 THMC 系统硬件构成示意图，用于两台混砂机的水分控制。

整个系统的核心是工业控制计算机，它是数据采集、数据处理、现场监控和水分控制的中枢；与其他工业控制机如 STD、PLC 等相比具有编程方便、操作简单等优点。系统中包括湿度、温度、流量三种类型的传感器。其中，湿度传感器直接固定在混砂机内，用于混砂机内型砂水分的测量；温度传感器固定在定量斗中，测量旧砂温度，测量结果用于监测型砂温度变化以及对水分测量值进行修

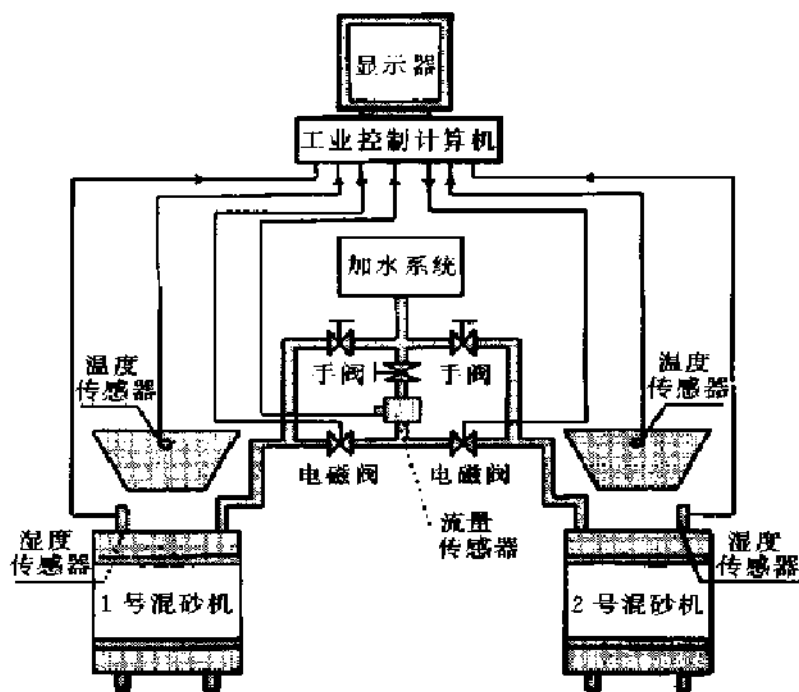


图 8-26 THMC 型砂水分自动控制系统构成示意图

正；流量传感器安装在加水管路中，主要用于加水量的计量，同时还能检测管路中水流情况，实现无水报警等功能。水分加入由计算机控制电磁阀的开关来实现。为保证湿度传感器的测量准确性，每台混砂机加料应配有定量装置。

系统工作时计算机首先通过湿度传感器、温度传感器测得所要混制型砂的初始水分含量和温度值。根据型砂温度等因素对湿度传感器的影响关系计算出型砂水分测量的修正系数，然后在实时检测型砂水分含量的同时向混砂机中加水，直至达到所需要的水分。

系统实时检测各混砂机的起停情况，当某一混砂机开始混砂时，系统自动进入加水控制状态。混砂结束后则自动退出加水控制。因此，THMC 系统的电源开启以后，操作者只需调整好水分设定值，系统即进入连续自动控制过程，无需进行人为干预。

由于工业控制计算机具有丰富的 I/O 端口，因此一台计算机可同时对数台混砂机进行控制。计算机屏幕实时显示各混砂机的工作状态以及型砂湿度、温度、加水量、水分设定值等参数，操作者可通过屏幕进行监测。

2. 电容法 电容法测量型砂水分一般在混砂机上方的旧砂斗里进行。测量电路里将测头作为一极，砂斗壁作为另一极，由这两极组成一个电容，型砂作为电容两极间的介质。根据介质对电容量的影响，即介质含水量越低电容量越大，可以根据事先测得的电容—水分对照曲线，计算出旧砂的含水量。然后根据型砂

性能的要求向混砂机里补加水（图 8-27）。

与电阻法型砂水分测量方法相同，旧砂中的组分变化也对电容—水分关系曲线产生影响，也必须根据实验室和混砂机旁的实测值对电容—水分关系曲线进行纠正。

8.3.2 型砂性能的在线检测与控制

过去只依靠在实验室里定时测定型砂性能的做法，因为不能及时、准确地反映型砂的实际性能，更无法实现生产过程中对型砂质量的及时控制和对铸件缺陷的预防，已经不能适应稳定质量的需要，所以迫切要求对型砂进行在线检测，以便及时了解型砂性能的变化，及时调整型砂组分和混制工艺，使型砂始终保持稳定、良好的性能。

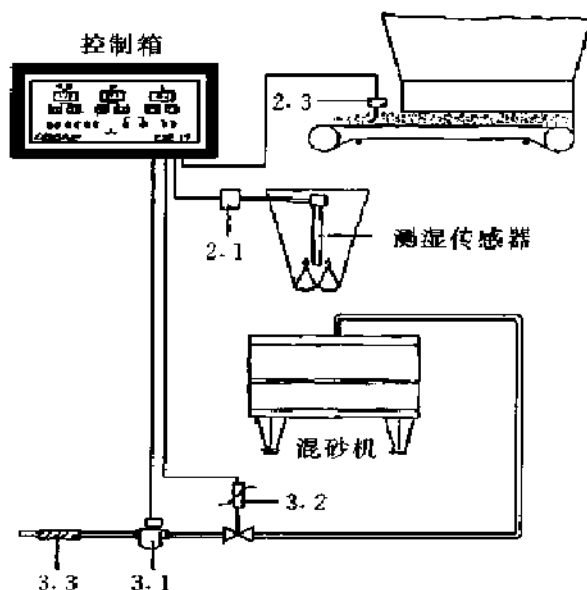


图 8-27 电容法型砂水分测试原理

近年来，国外的型砂性能在线检测技术发展很快，并已在许多铸造厂成功地得到应用，有效地提高了铸件的质量。目前，已有德国、瑞士、日本、美国等多家公司向市场推出了多种型砂性能在线检测仪器，在 1999 年德国 GIFA 铸造技术博览会上有 10 多家公司展出了他们的在线型砂检测仪器。

德国 Eirich 公司生产的 Sand master 型砂性能在线检测仪器安装在送砂带的上方，直接从送砂带上取样。Eirich 公司还开发了一套型砂质量分析诊断的计算机专家系统软件，与 Sand master 型砂性能在线检测仪器和混砂机上的测湿、测温系统配合，可以实现对砂处理的预防性质量控制。德国的 Foundry Control 公司开发的 SMC (Sand Micro-process Control) 型砂性能在线检测仪器为转盘式，执行元件为电控气动，可以测试型砂的紧实率、含水量和砂温，安装在送砂带的上方，从送砂带上直接取样。由于该仪器的取样器有 4 个工位，所以取样频率快，最快为每 10s 即可测一组砂样。该公司将这种仪器通过计算机与 Lippke 电容法水分控制仪连接在一起，可实现对湿型砂的性能控制，并可进行数据的采集、处理、显示和打印。使技术人员能及时了解型砂性能的变化。德国 ME (Minchenfeld Elektrol) 公司开发的 Sand lab 型砂性能在线检测仪器，是从送砂带上取样，可以自动检测型砂的紧实率、抗剪强度及变形量，与混砂机及双盘冷却器的测温、测湿及自动加水系统一起，可实现对型砂性能的自动控制。

瑞士 GF 公司的 SMC 型砂紧实率测试仪是世界上最早的型砂性能在线检测仪器之一，现仍有许多铸造厂采用，我国也有一些铸造厂使用这种仪器作为混碾型

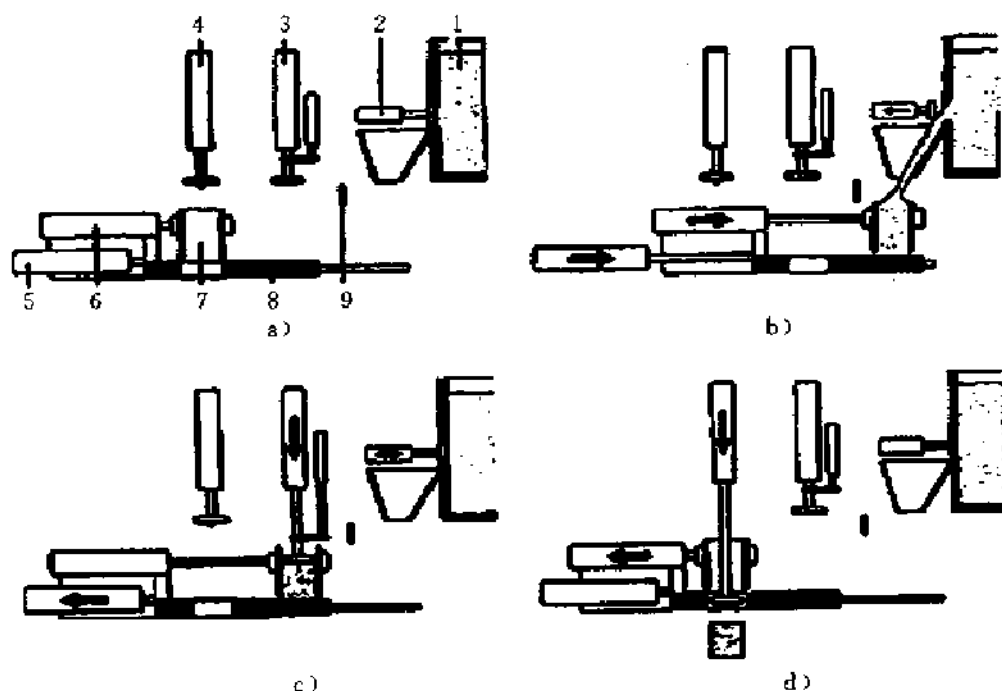


图 8-28 SMC 的工作程序图

a) 初始位置 b) 向试样筒加砂 c) 测紧实率 d) 测砂型湿强度并推出试样

1—混砂机 2—取样器 3—紧实率测试气缸 4—强度测试气缸

5、6—砂样换位气缸 7—强度测试探针 8—底座板 9—砂样刮平板

砂时，加水量的控制装置。近年开发的 SMC (Sand Multi-Controller) 型砂性能在线检测仪器 (图 8-28、图 8-29)，其工作程序是由螺旋取样器从混砂机的侧孔取样并送入加砂漏斗中，然后仪器自动测试型砂的紧实率和抗压强度。这种仪器带有与计算机进行数据通信的接口，可用计算机进行数据存储和处理。

混砂机内型砂由旋转取样器旋出后经松散后进入样筒 (图 8-28 b)，通过光栅测量到样筒砂满信号后，由下面一个换位气缸将样筒反应板移至图 8-28c 位置。与此同时，样筒上口经砂样刮平板将多余砂刮去，随后测试紧实率。气缸复位后由上面一个换位气缸将样筒移至图 8-28d 位置，强度测试气缸前的探针在同一试样上进行强度测试，同时将试样由底板上升孔处推出。经另一小型松砂机松砂后废弃。复位后进行下一个循环。SMC 型砂性能控制仪的循环周期可根据需要自由设定，一般设定在 20 ~ 40s。

SMC 工作的基本原理为通过测定紧实率与输入 PLC 的给定紧实率的比较计算出加水量，通过电子加水系统调整加水量。同样，通过测定强度与给定强度的比较调整辅料的加入量。由于型砂的紧实率、强度、水分三者密切相关，紧实率和强度在首次设定时，必须将测量结果通过型砂实验室的手工测量进行比较调整

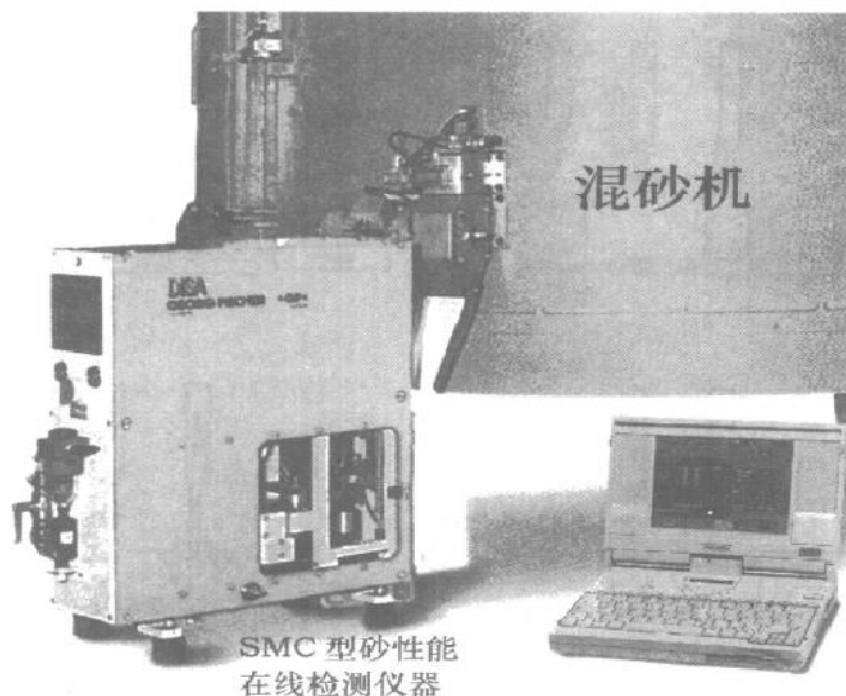


图 8-29 SMC (Sand Multi-Controller) 型砂性能在线检测仪器外形

后确认。紧实率上下值的波动约为 4%，强度上下值的波动约为 $2\text{N}/\text{cm}^2$ 。

日本早板理工株式会社生产的 GSTR (Green Sand Testing Rob) 型砂性能在线检测仪器的结构和性能与瑞士 GF 公司的产品相类似，只是它用手工采样和检测。这种仪器可以在 40s 内测量出型砂的温度、紧实率、含水量、透气性及抗压强度等 5 个性能。日本新东工业株式会社开发的多功能在线检测仪器是从混砂机侧孔取样的，用于测试型砂的紧实率、水分和砂温。日本太阳铸机株式会社生产一种 KCB 型砂紧实率控制仪，可根据检测的紧实率值来控制混砂机内的型砂加水量。

从以上这些国外的型砂性能在线检测仪器所测试的型砂性能项目看，不管哪一种仪器，紧实率都是必测的性能，因为紧实率较好地反映型砂的造型性能，因而混砂时的加水量应按固定的紧实率范围来控制；而且由于紧实率与水分的关系对于一种型砂来说一般呈线性关系，所以可由紧实率值推算出型砂的含水量。

近年来，国内许多单位对型砂性能在线检测技术进行了多方面的探讨和研究，如沈阳工业大学、东南大学、清华大学等都进行过这方面技术和设备的研究，其中有些已有产品提供。国内已有些铸造厂从国外引进了湿型砂性能在线检测仪器。

由于计算机技术在近十多年来得到了迅速发展，型砂性能在线检测仪器除用

可编程控制器（SPC）来实现自动运行外，目前一般都直接与计算机连接，实现数据的自动采集、存储、处理和传输，而且还与砂处理系统的其他控制部分连接，配以 SPC 和专家系统软件，实现整个砂处理系统的智能化控制。这不但可以提高铸件质量，也可提高铸造厂的管理水平。可以预料，型砂性能在线检测仪器将在我国和世界范围内得到推广应用。

8.3.3 物料加入量的计算机控制

型砂在循环过程中，由于各种因素的影响，成分会发生变化，例如膨润土、煤粉会由于铁液的高温而烧损，芯砂会混入型砂系统，除尘器随时吸除灰尘及新砂的补加等。在各种成分加入量的控制中，膨润土的添加量控制是一个关键环节，因为它对型砂性能的变化最敏感。另外，煤粉、新砂等物料添加量的控制也很重要。在目前大多数铸造厂中，型砂各组分的添加量一般是根据车间型砂实验室的性能测试结果来调整。由于反映型砂组分的性能检测周期长，操作者不能及时地监视到物料的百分比变化，或者即使得到反馈信息，也只能依据调节以后的型砂组分，属于“事后”控制。

根据“预防性控制”理论，要作好砂处理系统的型砂组分的加入量控制，首先必须对铸造厂的生产纲领、砂铁比、芯砂混入比例、膨润土及煤粉烧损等因素进行分析，建立起与所浇注的铸件种类有关的物料添加公式。一些先进的造型机在更换模板后，计算机软件系统就可以及时地调节补加量，真正达到预防性控制的效果。

8.3.4 旧砂冷却系统的自动控制

在旧砂冷却系统的控制方面，日本的新东公司和德国的 ME 公司已有成熟的仪器提供，其中德国 ME 公司的双盘冷却器喷水降温控制系统一直与美国的 Simpson 公司的双盘冷却器配套出售，使旧砂达到良好的降温效果。

连续式双盘冷却器是常用的对粘土砂系统旧砂进行冷却的装置之一，它能在刮板的强烈搅拌下，通过加水、鼓风、抽风，促使水分蒸发以达到降温的效果，并使旧砂各种组分均匀化。

目前，国内许多铸造厂安装有双盘冷却器，但大都缺少配套的加水装置，所以基本上起不到降温的作用，影响着后序混砂工序的混砂质量。

为了切实解决热砂问题，清华大学机械工程系和青岛天泰机械有限公司合作，在充分吸收国内外控制领域最新成果的基础上，研制开发出一套新型双盘冷却器喷水降温控制系统。它通过检测旧砂的温度、水分以及双盘冷却器电动机电流来控制喷水量，使经过冷却后的旧砂温度低、水分均匀。该系统自成体系，对原有设备及其控制部分没有特殊要求。安装简单，可以同时控制一台或多台双盘冷却器。

由于采用了先进的计算机技术、自动控制技术和高精度的传感器检测手段，

使得系统具有操作简便、可靠性高、稳定性好和易维护等特点。

8.3.4.1 系统组成及相应硬件

双盘冷却器喷水降温自动控制系统主要由工业控制计算机、检测模块、加水机构三大部分组成。系统结构如图 8-30 及图 8-31 所示。

1. 工业控制计算机 工业控制计算机 (IPC) 是整个控制系统的核心, 负责实现数据采集、转换、分析、处理和发出控制命令。

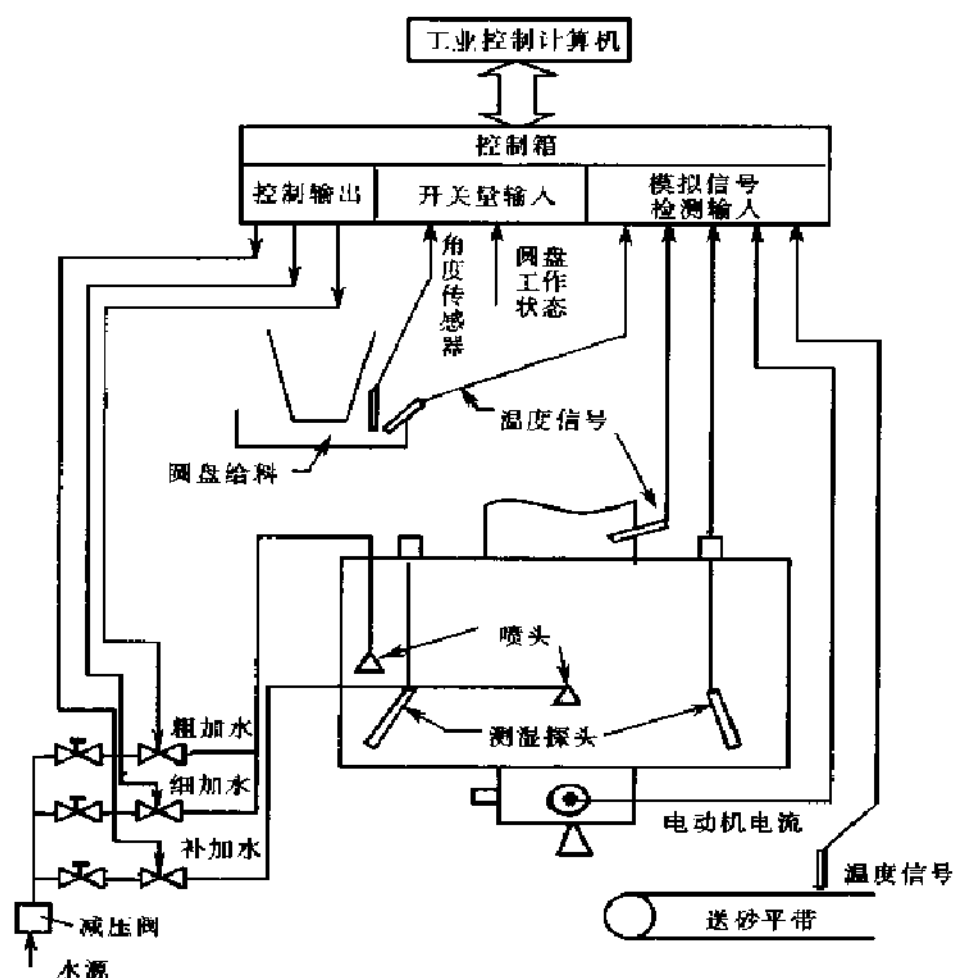


图 8-30 双盘冷却器喷水降温自动控制系统接线示意图

2. 检测模块 系统检测的模拟信号有: 双盘冷却器中旧砂的湿度、双盘冷却器主电动机电流、入砂口旧砂的温度、双盘冷却器内抽风口位置空气温度以及出砂口下方输送带上砂温。为了判断入砂口是否有砂, 在入砂口位置通过角度传感器判断给料机构中是否有砂。

控制系统根据检测到的热砂温度以及双盘中旧砂湿度电压值和电动机电流值以确定加水量, 从而启动不同大小的电磁阀加水。加水量主要是由湿度传感器所

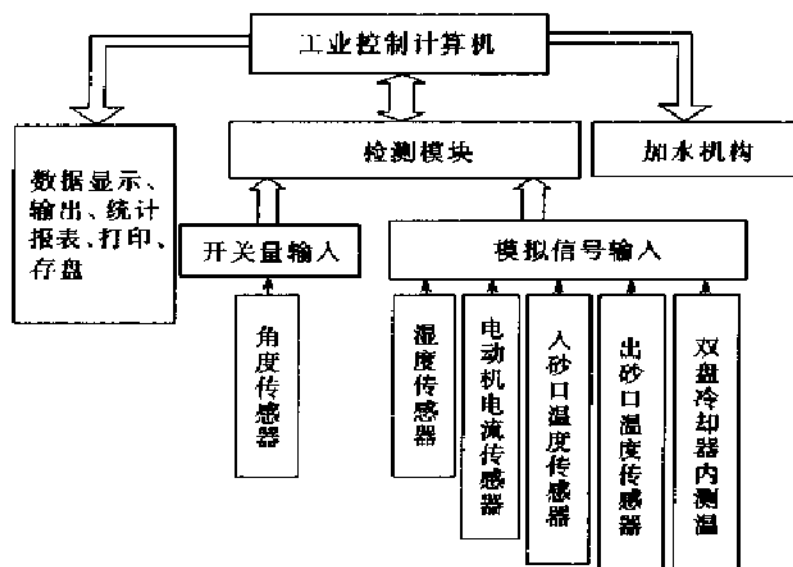


图 8-31 双盘冷却器喷水降温自动控制系统组成框图

测得的电压值控制的，因此湿度电压值检测的准确性、稳定性直接影响着系统的可靠性。旧砂湿度是通过自行研制的电阻法测湿传感器来检测的，它直接安装在双盘冷却器中。

工厂一般采用在旧砂斗上安装料位计的办法来判断给料机构中是否有砂。由于现场条件比较复杂，工作环境比较恶劣，料位计往往由于种种原因会给出错误的信号，导致错误的加水动作。因此本系统使用了新型的角度传感器来检测给料机构中是否有砂。角度传感器被安装在双盘冷却器的人砂口位置，避免了各种干扰的影响，可靠性高，使用寿命长。

3. 执行机构 执行机构完成的任务是加水。它是由三种型号的电磁阀组成：1.5in 的大阀、1in 的中阀和 0.5in 的小阀。大阀为粗加水，中阀为细加水，小阀为补加水。大阀和中阀的加水位置在双盘冷却器的加砂口，直接将水喷洒在旧砂上。小阀的加水位置在双盘冷却器中间位置，用来调整旧砂的湿度。

8.3.4.2 控制软件

该系统的控制软件是基于 Windows 环境的，开发控制软件所用的编程语言为 Visual Basic 和 Visual C++。VB 主要用来实现用户界面的编程，VC 则在 VB 环境和工业控制 IO 板卡之间提供了接口，使 VB 环境能够直接访问 IO 板卡。控制软件的结构如图 8-32 所示。

系统参数保存各种信号的 IO 通道地址，当需要更换通道时由系统修改模块实现。数据区实时存储各种信号的检测值，由检测模块实时刷新。控制参数区存储的是控制软件处理和分析时使用的数据。

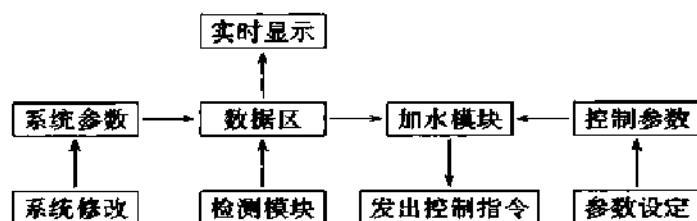


图 8-32 控制软件结构框图

控制软件具有以下特点：

- (1) 实时动态显示各种信号的曲线，便于操作工人操作观察和及时发现故障。
- (2) 通过计算机屏幕提供系统的状态指示，如加砂状态、加水电磁阀开关状态等，提高了系统的可靠性。
- (3) 图形界面美观，操作简单，参数调整方便（图 8-33）。

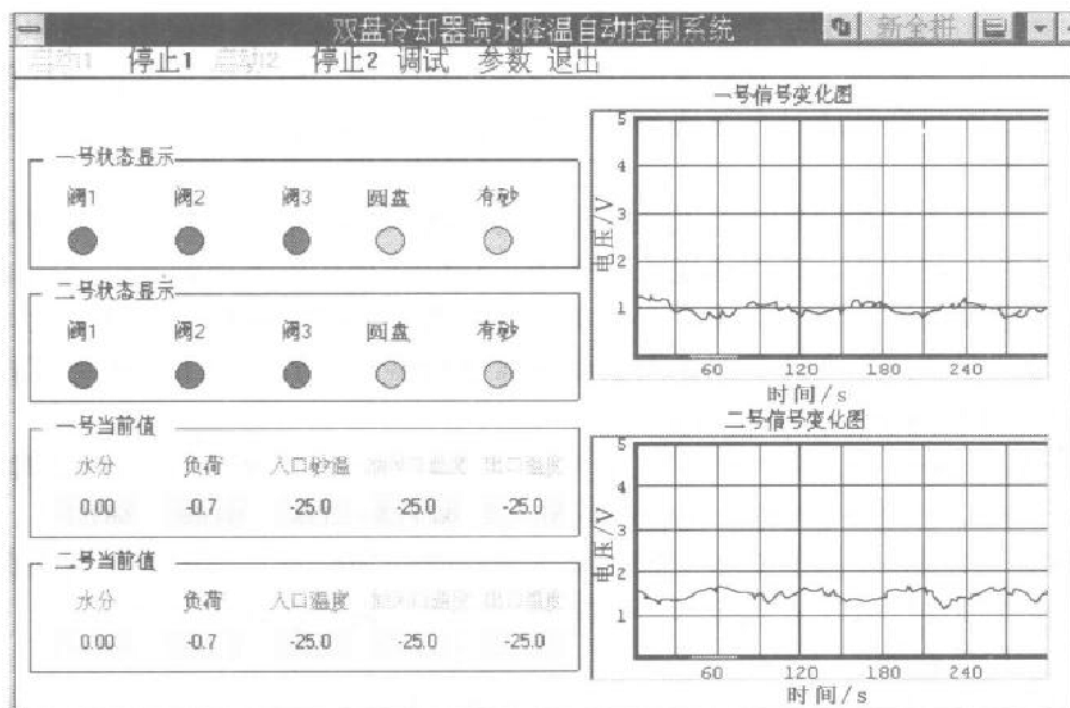


图 8-33 控制软件主界面

- (4) 软件采用模块化编程，使用定时器中断技术大大提高了软件的灵活性，无需退出控制状态即可实现参数的修改调整。

图 8-34 是某铸造厂安装使用了该自动控制系统后，热砂经过双盘冷却器后的降温情况。从图中可以看出，当入口旧砂温度在 80°C 以下时，出口处旧砂温

度可降至 50°C 以下。当入口旧砂温度达到 100°C 时，出口处旧砂温度可降低至 60°C ，降温幅度达 40°C 。

在双盘冷却器卸砂口随机采样检测水分，在双盘加砂口处旧砂水分约为 0.7% （质量分数），经双盘冷却器处理后的旧砂湿度都在 $2\% \pm 0.3\%$ 之间。

从本系统投入实际应用以来的情况看，经过了夏天最热和最潮湿的气候，设备一直运行正常，起到了良好的降温作用，使双盘冷却器真正发挥了作用。

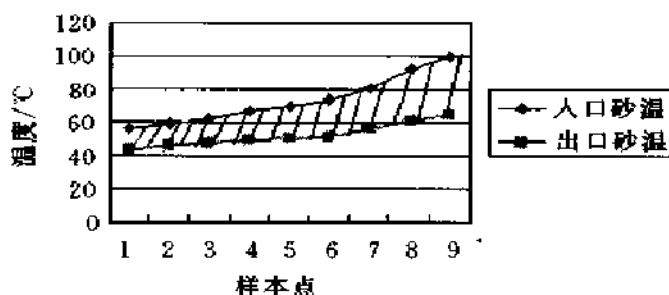


图 8-34 双盘冷却器热砂降温情况示意图

8.3.5 型砂质量分析与控制的计算机人工智能系统

型砂质量对于铸件的质量有十分重要的作用。影响型砂质量的因素很多，例如原材料的质量、型砂各种组分的加入量、型砂中的粉尘含量、旧砂温度、落砂时芯砂的流入量、铸件的大小和壁厚等等。因此，必须随时根据具体情况调整各组分的加入量，以及混砂工艺，以保证型砂所必须的各种性能。以往传统的型砂质量控制方法一般根据经验和实验室的测试结果对型砂的性能进行调整。由于计算机的出现、以及型砂性能在线检测仪器的应用，使得人们能够将过去的经验和现场采集的各种性能数据输入计算机，然后根据计算机输出的结果及时调整各种组分，实现型砂性能的实时控制，这就是型砂质量分析与控制的计算机人工智能系统。人工智能在型砂系统质量控制中的地位日益显著，以水分控制为例，其控制系统示意如图 8-35 所示，它用于对间歇式混砂机的水分控制，根据旧砂温度及对型砂湿度的要求，控制加水量。

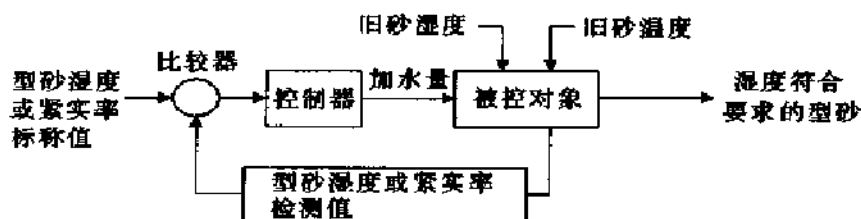


图 8-35 型砂水分控制系统示意图

目前，人工智能在型砂质量控制中经常采用的有人工神经网络、专家系统、模糊控制等。

8.3.5.1 人工神经网络在型砂控制中的应用

人工神经网络技术近年来重新成为人们研究的热点,应用范围非常广泛,如模式识别、柔性制造、图像处理,乃至股票市场预测等领域。作为智能控制重要分支的人工神经网络控制,在过程控制中也发挥着越来越重要的作用。美国 John Deere 铸造厂与 Neural 应用公司合作,将这项技术引入到型砂质量过程控制中。

John Deere Foundry 铸造车间的高压造型线配有两台连续式碾轮混砂机,其最大混砂能力为 230t/h,可供 120 型/h 的用砂要求;生产线实际混砂能力 210t/h,供给 110 型/h。该生产线主要生产中、大型铸件,平均重量约 214kg,最大铸件可达 540kg。

研究人员采用该厂原有的 SQL 数据库作为建模的基础。每隔 90s 从两台混砂机采集一组与型砂性能有关的变量数据,包括湿压强度、紧实率、混砂机电流、旧砂温度等等。神经元模型的输出只有湿压强度和紧实率两项。输入变量为旧砂温度、传导率、加水量、粘土加入量及混砂机电流等多项内容的组合。此外,对于动态系统的控制,除了使用当前的输入输出信号外,还要使用过去的输入输出信号,因而在选择动态映射网络的学习方法中,还涉及到系统时间常数分析的问题。

实践表明,尽管许多因素都会影响输出量的变化,但只要抓住主要影响因素,合理选用时间间隔,神经网络动态预测的湿压强度、紧实率与实际检测值之间的偏差就会减小。

John Deere Foundry 原有一套 PID 控制器是用来完成水和粘土加入量的控制,该控制器利用安放在混砂机旁边的高速取样测试仪 (Auto-lab) 每隔 90s 取得的测量值作为反馈信号。后来在 PID 前端串联了神经元控制器 (Neural Controller),神经元控制器通过在线的动态学习调整权值,可以给出未来 90s 以内的紧实率、湿压强度目标值,从而作为 PID 的前馈控制端。实际上,二者构成了一个随动系统。系统中的神经网络控制器属于预测型而非反应型。

研究人员后来又对以上系统进行了改进,建立了如图 8-36 所示的控制系统。其中新增的确认器 (Input Valuator) 的功能是将硬件测试错误导致的不合理数据扔掉。神经元模型 (Neural Muller Model) 的建立是基于以下考虑:

- (1) 结合实验室测量值,对 Auto lab 实测值进行修正。
- (2) 增加报警、置信度显示等辅助功能。

采用神经网络控制器以后,对生产过程控制有很大提高,如用神经网络的实时紧实率预测值代替了实测值,因而系统响应时间由 90s 减少到 1s;新的控制器具有自适应功能,可以根据型砂系统的状态变化而变化;新控制器可以根据混碾条件变化而变化,使得对任何偏离紧实率设定值的状态有最快的响应。

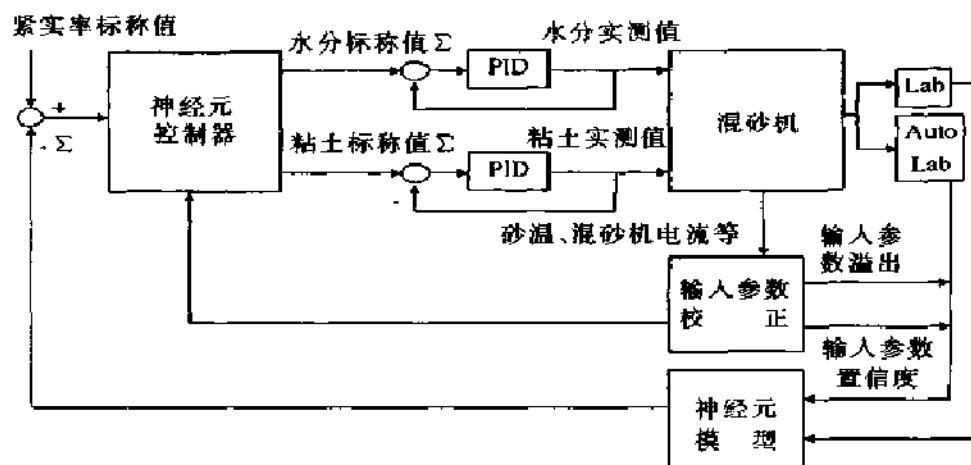


图 8-36 增强型 NNC 型砂性能控制系统

最近，这项研究又有了新的进展，其工作原理如图 8-37 所示。它与图 8-36 的工作基本思路是一致的，不同之处在于，其前馈控制器采用了模糊控制。型砂系统具有了很好的一致性，对其进行的评价结果显示，型砂紧实率变化降低 7%，有效粘土变化降低了 33%，水—粘土比变化降低了 21%。

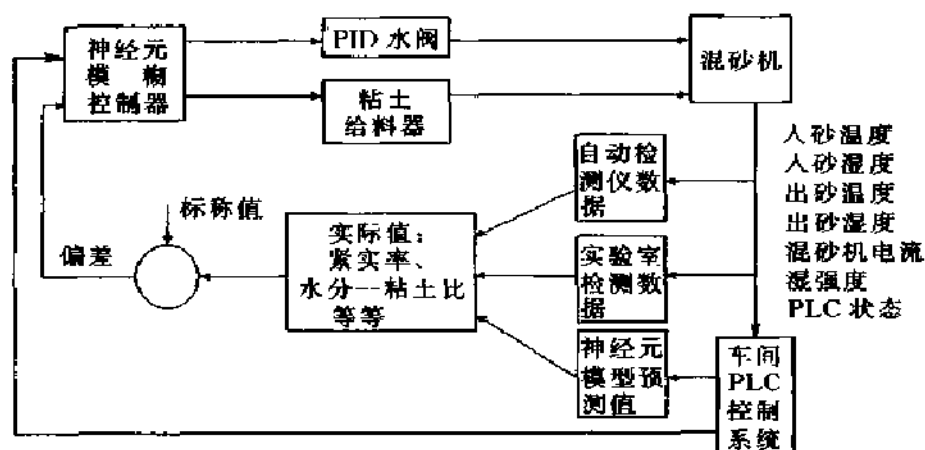


图 8-37 控制系统自动化控制器结构框图

德国 Erich 公司开发了型砂辅助质量控制系统（Computer Sand Quality Control），如图 8-38 所示，它将专家系统技术引入了型砂质量实时控制。

Erich 公司实时专家控制系统（Sand Expert），在工艺原则上兼顾了组分控制与性能控制两个方面，根据预防性控制理论，将造型线模板号与砂处理车间的物料补加量之间建立了一一对应关系，同时充分考虑了在线性能检测值与目标值的差别。该系统采用了先进的人工智能技术，使得相关模块具有自优化（Self-Optimizing）功能。

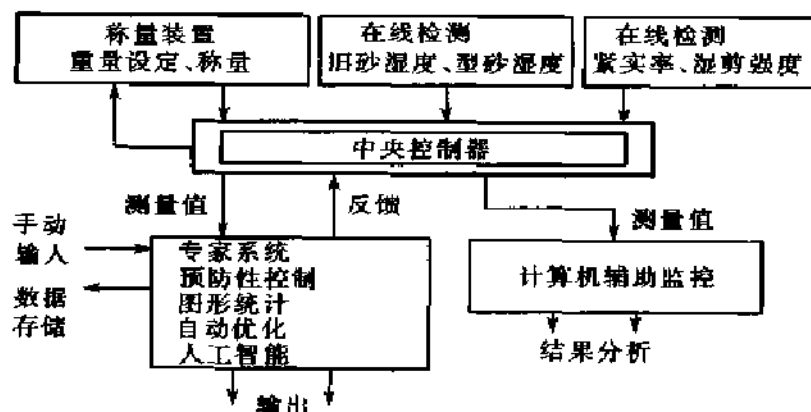


图 8-38 Erich 公司的 CAQ 系统

8.3.5.2 型砂质量的专家系统

清华大学曾与长春一汽集团、东风汽车集团合作研制了一套型砂质量管理的专家系统，它的主要功能如下：

(1) 型砂质量评估。根据提供的某种型砂的性能以及生产条件、铸件参数，指出这种型砂存在的问题及改进措施。

(2) 铸件缺陷原因分析及对策。当铸件因造型材料质量引起缺陷时，根据所提供的缺陷种类、型砂性能及其他有关参数，指出缺陷产生的原因以及应该采取的措施。

(3) 性能数据库。它包括原材料、型砂、铁液有关性能以及废品统计等数据。

(4) 型砂性能变化趋势图。即根据数据库所提供的数据，显示、打印出型砂性能每日或每月的变化趋势图，供型砂质量管理人员进行综合分析用。

MSES 的组成主要包括数据库（又分为动态数据库和静态数据库）、知识库、逻辑推理权、自动学习机和解释系统等。各部分的功能如下：

(1) 静态数据库。分为两部分：一是日常检验性能数据库，二是作为个别型砂进行质量评估和铸件缺陷分析时所用的数据库，这些数据还可供以后计算机的自动学习用。

1) 日常性能检验数据库包括型砂日常检验数据库、型砂定期检验数据库、型砂硬度数据库、电炉及浇铸温度数据库、原砂及型砂粒度数据库、型砂原材料检验数据库、型砂性能合格率的计算、芯砂发气量数据库及焊补铸件统计数据库。

关于型砂的性能测定（包括日常检验和定期检验的项目），规定了检测频率：

①每半小时一次：透气性、温压强度、紧实率、紧实率样重。②每小时一次：型砂含水量、型砂温度。③每班二次：破碎指数。④每周两次：热湿拉强度、型砂

吸蓝量。⑤每周一次：型砂发气量、型砂含泥量、型砂粒度分布。另外，规定在造型机上方取砂样，测试方法应按有关规定执行。

2) 个别型砂质量分析用数据库，对某个个别型砂质量进行分析及对铸件缺陷原因进行分析时，需要向计算机输入型砂性能数据，除了当时的分析使用外，还可供日后计算机的自学习使用。

(2) 动态数据库。是用以存取系统在推理过程中，由用户提供及推理所得的中间结果及数据等信息（包括文字说明以及一些数据）和推理的最后结论。

(3) 知识库。知识库是专家系统所涉及的所有知识的综合，型砂专家系统的知识库是以框架和规则相结合的方式表示的。

型砂质量管理专家系统根据问题的性质和特点建造了许多不同类型的框架。每个框架的顶层是固定的，表示框架的性质，如粘砂框架、夹砂框架等。其下层是由许多不同的槽所组成，每个槽可以按实际情况被一定类型的实例或数据所填充，一个槽被填充就表示这一支结构被确定。不同的框架具有不同的槽，如粘砂框架具有发气量、原砂细度、砂型硬度等槽。气孔框架则具有含水量、发气量、透气性等槽。同样的框架，若槽值不同，则框架的状态不同，即框架状态是槽值所表示的。而槽一般还可进一步分为子槽和子子槽等，即高一级的槽可作为低一级的框架，如铸件结构是粘砂的槽，同时又是铸件壁厚、热节大小、压头高度及铸件重量的框架。此外，对于同一类问题，如粘砂，又分为不同的框架，主要是适用于不同的条件，框架的选择要利用规则。

规则是将知识以二元推理形式表示，即采用“条件+结论”形式表示的。按照规则专家系统的知识表示方法，结合型砂质量系统的特点，型砂专家系统的规则是采取如下的形式

IF (条件表达式) THEN (结论表示部分)

知识库的建立是按照造型线不同及多件缺陷种类而分别建立的。造型材料性能对铸件质量的影响并不具有明显的阈值，例如人们很难说型砂透气性大于 100 就会出现粘砂，而透气性小于 100 就不会出现粘砂，这种影响只是一个渐变的过程，而且多种因素是互相影响、共同作用的。由于所研制的专家系统采用了系统分析和模糊数学的方法，尽可能地考虑了各种影响因素，以及这些因素的综合作用，使所得到的结论更符合实际结果。表 8-2 为某造型线的型砂性能与铸件缺陷相互关系的权系数。

(4) 逻辑推理机，是推理及控制策略的实现部分，其内容主要包括：

- 1) 求解任务的选择，例如型砂质量综合评估或是铸件缺陷原因分析。
- 2) 框架选择，即确定对该求解任务应选择哪种推理框架合适。
- 3) 框架评定，即在混合推理过程中，通过任务的不断求解而得到框架的评定。这里的推理包含“不精确推理”，推理的结论往往带有可信度因子。

表 8-2 某一造型线的型砂性能与铸件缺陷相互关系的权系数

项目 \ 缺陷	夹砂	砂眼	气孔	粘砂	胀砂
紧实率	0.25	-1	0.67	0.17	1
透气性	-0.25	0.5	-0.67	0.17	-0.25
湿 压	-0.25	-1	—	0.17	-0.5
湿 拉	-0.25	-1	—	—	—
热湿拉强度	-1	-0.5	—	0.33	-0.33
有效煤粉	-0.25	0.5	0.33	-1	0.7
有效粘土	-0.5	-1	0.33	-1	0.7
含水量	1	-1	0.67	0.17	0.17
合泥量	0.5	1	0.33	-0.33	0.5
砂型硬度	1	-1	0.67	-0.33	0.5
原砂粒度	-0.5	0.5	0.33	-0.33	-0.33
浇铸温度	-0.5	0.5	-0.33	0.67	1
型砂温度	0.25	0.5	-0.33	0.33	0.33

注：表中数值为权系数，数值大小表示型砂性能对铸件缺陷产生的影响程度：正号表示设性能值的增加使缺陷产生的倾向增大，负号表示性能的增加使缺陷产生的倾向减小。

该专家系统采用数据驱动（正向推理）与目标驱动（反向推理）相结合的混合推理策略，即首先由用户提供型砂日常检验性能数据，如湿压强度、透气性等，将这些数据送入数据库中，该系统根据数据库所存的信息，调用相应的知识库的规则，从中选择一条规则并使用，然后把相应的结果作为新的信息送入到数据库中。若数据库中有此项目的数据，重复上述过程，直至达到一定要求为止。然后专家系统根据所得到的信息，确定出一个可能解决的目标（由数据库确定或由用户提供），将所有在结果部分含有此目标的规则找出来，选择一条，考查其条件部分是否被数据库所满足。若能满足，则该目标被证明，否则，将条件部分作为新的目标，重复上述过程，直到无规则可用为止。此时若目标尚不能被证明，则查看此目标是否可问，若可问则向用户提问，让用户回答，系统根据所推得的结果，最后综合所有过程，得到最终结论。

（5）解释系统为专家系统提供跟踪推理步骤，记忆推理路线以及推理内容和人机对话环境等。如分析粘砂缺陷涉及许多因素（也可称之为待求解任务），计算机每次只能处理一个待求解的任务，其他待求解的任务以及已求解的任务及任务值应该清晰地保持其独立性。此外，计算机在推理过程中要与人进行对话，询问有关信息，但计算机处理的是符号，如何将符号转换成人可以理解的语句，尤其是汉语语句，这是解释系统的必备功能。

(6) 输出系统是将推理结果形成输出结果显示和打印,即向用户提供答案、图表及文书文件。例如型砂检测性能表及各种型砂性能变化趋势图。

(7) 自学习系统是为知识库更新及修改而建立的。从系统思想出发,专家系统所对应的生产系统不是静止的,而是随着生产条件等多方面因素而发生变化的,自学习系统就是为了专家系统进行自身修改与增添知识而设计的。型砂专家系统的自学习系统中,包括评判矩阵、判断域值的自动学习及型砂性能控制范围的自动确定等。

8.4 结束语

(1) 本章介绍了计算机在金属液快速质量检测、造型、造芯和砂处理过程中的应用,计算机不但可以使铸造生产过程及设备的可靠性、生产效率得到提高,而且使设备具有人工智能。计算机技术的应用给传统铸造行业带来深刻的变化,从金属液的熔炼,直到铸件的清理,计算机将给铸造厂带来质量、效益和洁净。

(2) 铸造厂对生产经验的依赖程度会因计算机以及各种计算机控制的仪器、设备的应用而逐渐降低,人们完全可以利用计算机技术来控制生产过程,把铸件的缺陷降到最低的程度。今天铸造企业技术进步的主要标志就是计算机技术的应用程度。

(3) 可以预计,由于计算机技术,特别是信息技术的飞速发展,明天的铸造厂将更紧密地融入世界大市场,向人们提供品种更多、质量更好的铸件。

参 考 文 献

- 1 P. B. Crossley and L. F. Mondolfo. The Modification of Aluminum Silicon Alloys. *Modern Casting*, 1966, 49: 53 ~ 64
- 2 S. L. Backerud. Method for Checking and Regulating the Conditions of Crystallization in the Solidification of Melts. Canadian Patent No. 951519 (1974), U.S. Patent No. 4046509 (1977), and Swedish Patent No. 350606 (1970)
- 3 S. L. Backerud, G. K. Sigworth. Recent Development in Thermal Analysis of Aluminum Casting Alloys. *AFS Transaction* 97, 1989: 459 ~ 464
- 4 B. Lee Tuttle. Definitions in Thermal Analysis. *Modern Casting*, 1985, 39 ~ 41
- 5 郝启堂. 铝硅合金液态质量计算机辅助热分析: [博士学位论文]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 1994
- 6 孙业赞. 铸铁碳硅含量及其力学性能的计算机辅助热分析: [博士学位论文]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 1996
- 7 黄志光, C. E. Mobley. 热分析法预测过共晶铝硅合金的含硅量. *特种铸造及有色合金*, 1986 (4): 1 ~ 8

- 8 J. M. 斯浮博达, R. W. 海尼, P. K. 特罗江, P. F. 威塞, R. L. 内罗. 铸造金属中的气体. 北京: 机械工业出版社, 1984
- 9 许庆彦. 铝合金中夹杂和含气量的热分析检测: [硕士学位论文]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 1995
- 10 S. Argyropoulos, B. Closset, J. E. Gruzleski, H. Oger, The Quantitative Control in Al-Si Foundry Alloys Using a Thermal Analysis Technique. AFS Transactions 91, 1983: 351 ~ 358
- 11 D. Apelian, G. K. Sigworth, K. R. Whaler. Assessment of Grain Refinement and Modification of Al-Si Foundry Alloys by Thermal Analysis. AFS Transactions 92, 1984: 298 ~ 307
- 12 D. Apelian et. al., Effect of Processing Variables on the Grain Refinement and Eutectic Modification of Al-Si Foundry Alloys. International Molten Aluminum Processing Conference, Feb., 18, 1986, California USA
- 13 J. Charbonnier, Microprocessor Assisted Thermal Analysis Testing of Aluminum Alloy Structures, AFS Transaction 92, 1984: 908 ~ 922
- 14 A. Moore. Measurement of Carbon Equivalent Liquidus Values in Hyper-eutectic Flake Graphite Iron. BCIRA Journal Report, 1971, 9 (3): 231
- 15 庞凤荣. 铸铁热分析技术的国内外现状和展望, 球铁, 1990 (1): 17
- 16 李言祥, 胡晓. 冷却曲线人工智能识别与新一代铸造合金熔体质量评估技术, 铸造, 1999 (7): 4 ~ 6
- 17 张云启. 微机热分析仪的研制与应用: [博士学位论文]. 北京: 清华大学, 1989
- 18 黄志平等. 气流冲击造型线计算机监控系统. 中国铸造装备与技术, 1998 (2): 41 ~ 42.
- 19 DISA/Georg Fischer. Computer Integrated Manufacturing—The DISAMATIC Link to Information. Nov. 1997, No. 5409/E - 2.
- 20 Werner Tilch. Freiberg, GIFA 99-Form- und Kernherstellung mit chemisch gebundenen Formstoffen. Giesserei, 1999 (10): 31 ~ 43
- 21 Mohammed Seiraffi, Thomas Winkel, Vision System und Springer—Loesungen fuer die Kernmacherei der Zukunft, CIATF Technical Forum, 1999: 48 ~ 55
- 22 周标等. 冷芯盒造芯车间的自动化和网络化. 铸造技术, 1999 (4): 3 ~ 6
- 23 刘立东等. THMC 型砂水分自动控制系统. 中国铸造装备与技术, 1997 (5)
- 24 黄天佑, 刘立东, 胡永沂等. ISO9000 标准系列与型砂性能在线检测. 铸造, 1996 (5): 42 ~ 45
- 25 张国景. 型砂性能在线控制的国内外发展简况. 热加工工艺, 1999 (4): 59 ~ 60
- 26 吴兴穆等. SMC 型砂性能控制仪. 中国铸造装备与技术, 1998 (6): 46 ~ 48
- 27 王家雁等. 双盘冷却器喷水降温控制系统研究. 中国铸造装备与技术, 1998 (4): 41 ~ 45
- 28 陈浩等. 人工智能在型砂质量过程控制中的应用. 中国铸造装备与技术, 1998 (4): 3 ~ 6
- 29 吴浚郊等. 型砂质量计算机集成控制系统. 中国铸造装备与技术, 1998 (4): 41 ~ 45
- 30 黄天佑等. 型砂质量分析和管理的专家系统. 铸造, 1992 (5): 1 ~ 6

第9章 铸造企业的计算机信息管理

计算机在铸造企业中有着广阔的应用天地，企业管理信息系统是其中的重要方面之一。企业管理信息系统 MIS (Management Information System) 在社会各行业中正在逐步得到应用，而在铸造企业中研究应用的还很少。当今国内、国际市场中，用户需求日趋个性化、多样化，使产品生产呈现多品种、小批量的趋势。白热化的竞争迫使企业必须追求卓越，其产品价格、产品质量、服务质量成为市场竞争的热点；变化已成为市场的本质特征之一，变化普遍且连续不断，其速度也越来越快。中国加入 WTO 以后我国铸造企业既面临着巨大的挑战，同时也存在着机遇，铸造行业要走向世界，参与国际竞争。企业要面对这一局面，除了技术过关外，还必须提高管理水平，而当前提高企业管理水平的重要指标就是企业管理信息系统的应用程度，管理信息系统不仅仅是现行管理体系的计算机化，而是融汇了先进的管理思想、网络技术、数据库技术、通信技术的集成系统。在新世纪来临之际，铸造企业如何利用先进的计算机网络技术、信息技术、先进管理思想等提高管理水平是一个重大的课题，铸造企业推行企业管理信息系统是必由之路。

9.1 企业管理信息系统发展概述

先进的计算机技术和信息技术 (IT)，如高性能的计算机、服务器、Internet/Intranet 技术、数据库管理软件和开发工具软件、远程通信技术等，为企业管理信息系统的发展奠定了基础，并使管理信息系统不断向更高的层次发展。企业管理信息系统的发展经历了从解决制造问题的物料需求计划 MRP (Materials Requirements Planning)，到能够解决企业生产能力问题的闭环式 MRP，直到与企业财务相结合的制造资源计划 MRPII (Manufacturing Resource Planning)、企业资源计划 ERP (Enterprise Resource Planning)，现在新的发展方向不断涌现。

企业管理信息系统借助产品和部件的构成数据 (即物料清单 BOM)、工艺数据和设备状况数据，把市场对产品的需求转变为对加工过程和外购原材料、零部件的需求，从而在一定意义上实现了优化的科学管理。用计算机完成生产计划、物料需求计划、能力平衡计划、采购库存和控制、生产成本核算及供应链计划控制等，使原来需要大量人力、大量时间也难以做到的计划优化和调整成为可能，从管理角度提高了企业对市场的应变能力。

工业经济时代竞争的特点就是产品生产成本上的竞争，规模化大生产是降低生产成本的有效方式。而同时大生产给制造业带来了许多困难，主要表现在：生产所需的原材料不能准时供应或供应不足；零部件生产不配套，且积压严重；产品生产周期过长和难以控制，劳动生产率下降；资金积压严重，周转期长，资金使用效率降低；市场和客户需求的变化使得企业经营计划难以适应。总之，降低成本的主要矛盾就是要解决库存积压与短缺问题。为了解决这个关键问题，1957年，美国成立了生产与库存控制协会（APICS），开始进行生产与库存控制方面的研究与理论传播。随着60年代计算机的商业化应用开始，物料需求计划MRP软件开始面世并应用于企业物料管理工作中。物料需求计划的核心是：确定各种物料的需求量、需求时间，解决企业生产什么、需用什么、现有什么、还缺什么及何时需要等基本问题。

在70年代，人们在此基础上，一方面把生产能力、作业计划、车间作业计划和采购作业计划纳入MRP中，同时在计划执行过程中加入来自车间、供应商和计划人员的反馈信息，并利用这些信息进行计划的平衡调整，从而围绕着物料需求计划，使生产的全过程形成一个统一的闭环系统，这就是由早期的MRP发展而来的闭环式MRP。闭环式MRP将物料需求按周甚至按天进行分解，使得MRP成为一个实际的计划系统和工具，而不仅仅是一个订货系统，还是企业物流管理的重大发展。

闭环式MRP系统的出现使生产计划方面的各种子系统得到了统一。只要生产计划真正制订好，那么闭环式MRP系统就能够很好运行。但这还不够，因为在企业的管理中，生产管理只是一个方面，它所涉及的是物流，而与物流密切相关的还有资金流。在许多企业中，资金流是由财会人员另行管理的，这就造成了数据的重复录入与存储，降低了效率，浪费了资源，甚至造成数据的不一致性。因此还应建立一个一体化的管理系统，去掉不必要的重复性工作，减少数据间的不一致性现象和提高工作效率。实现资金流与物流的统一管理，要求把财务子系统与生产子系统结合到一起，形成一个系统整体，这使得闭环式MRP向MRPII前进了一大步。最终，在80年代，人们把制造、财务、销售、采购和工程技术等各个子系统集成为一个一体化的系统，并称为制造资源计划系统MRPII。典型MRPII的功能流程图如图9-1所示。MRPII可在周密的计划下有效地利用各种制造资源，控制资金占用，缩短生产周期，降低成本，但它仅仅局限于企业内部物流、资金流和信息流的管理。它最显著的效果是减少库存量和减少物料短缺现象。

到90年代中后期，现实社会开始发生革命性变化，即从工业经济时代开始步入知识经济时代，企业所处的时代背景与竞争环境发生了很大变化，企业资源计划ERP系统就是在这种时代背景下产生的。在ERP系统设计中考虑到仅靠自

己企业的资源不可能有效地参与市场竞争，还必须把经营过程中的有关各方，如供应商、制造工厂、分销网络、客户等纳入一个紧密的供应链中，才能有效地安排企业的产、供、销活动，满足企业利用一切市场资源快速高效地进行生产经营的需求，以期进一步提高效率和在市场上获得竞争优势；同时也考虑了企业为了适应市场需求变化，不仅组织“大批量生产”，还要组织“多品种、小批量生产”。在这两种情况并存时，需要用不同的方法来制订计划。

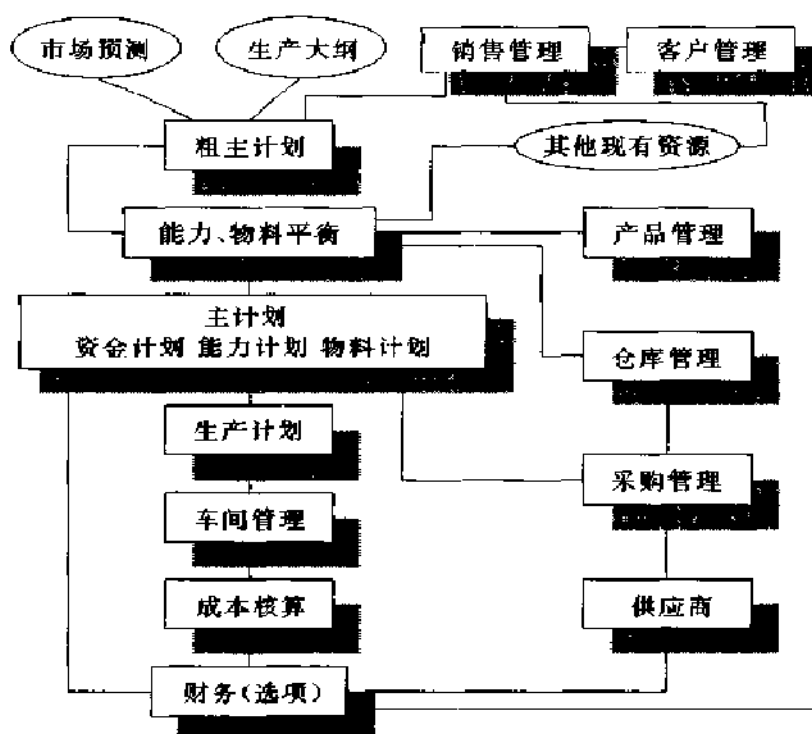


图 9-1 典型 MRP II 的功能流程图

9.2 铸造企业管理信息系统发展现状

MRP 和 MRP II 在制造业中应用越来越普遍，也在铸造企业中逐渐开始应用。铸造企业的计算机辅助管理，开始表现为铸件生产质量计算机管理，后来逐渐结合 MRP 和 MRP II 等管理思想开始进行较为全面的铸造企业管理信息系统的开发研究。徐建林等以兰州炼油厂铸铁厂为样本开发了铸造车间生产管理信息系统，系统框图如图 9-2 所示。清华大学吕志刚、闫守忠等人在精铸企业管理信息系统方面做了许多研究，归纳了企业管理信息关系图，如图 9-3 所示。他们为鲁昶精铸公司开发的精铸企业管理信息系统功能模块如图 9-4 所示，系统包括了订单、生产、库存、销售、工资及人事等，功能齐全，应用后取得了很好

的效果。他们开发的精铸企业管理信息系统流程图，如图 9-5 所示，模块包括：辅助报价、辅助工艺设计、生产管理、缺陷分析及质量控制。崔助柏等人针对机床集团的铸造厂的管理信息系统进行了规划和实施方案的研究，提出了基于 Novell 网络的企业管理信息系统。以前管理信息系统开发多采用 FoxPro 软件，系统规模较小，单机运行或只有少量节点，没有基于 Intranet 技术。

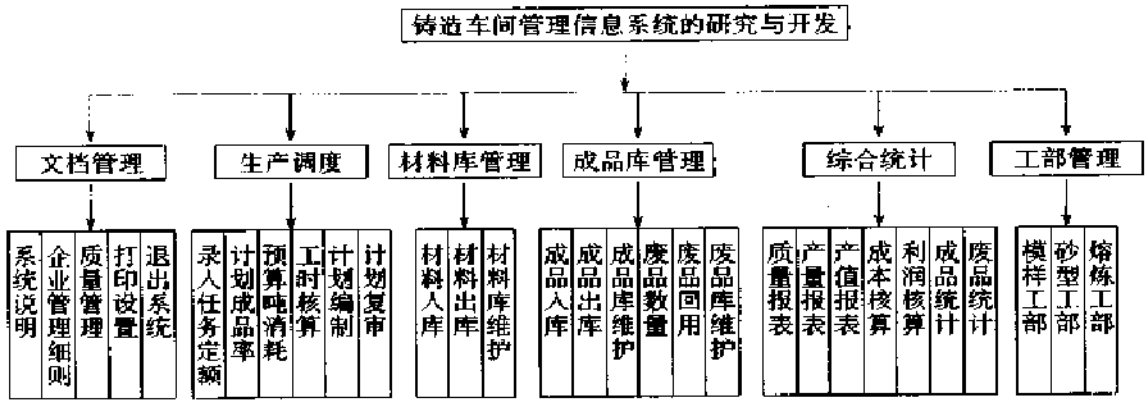


图 9-2 铸造车间管理信息系统的研究与开发系统框图

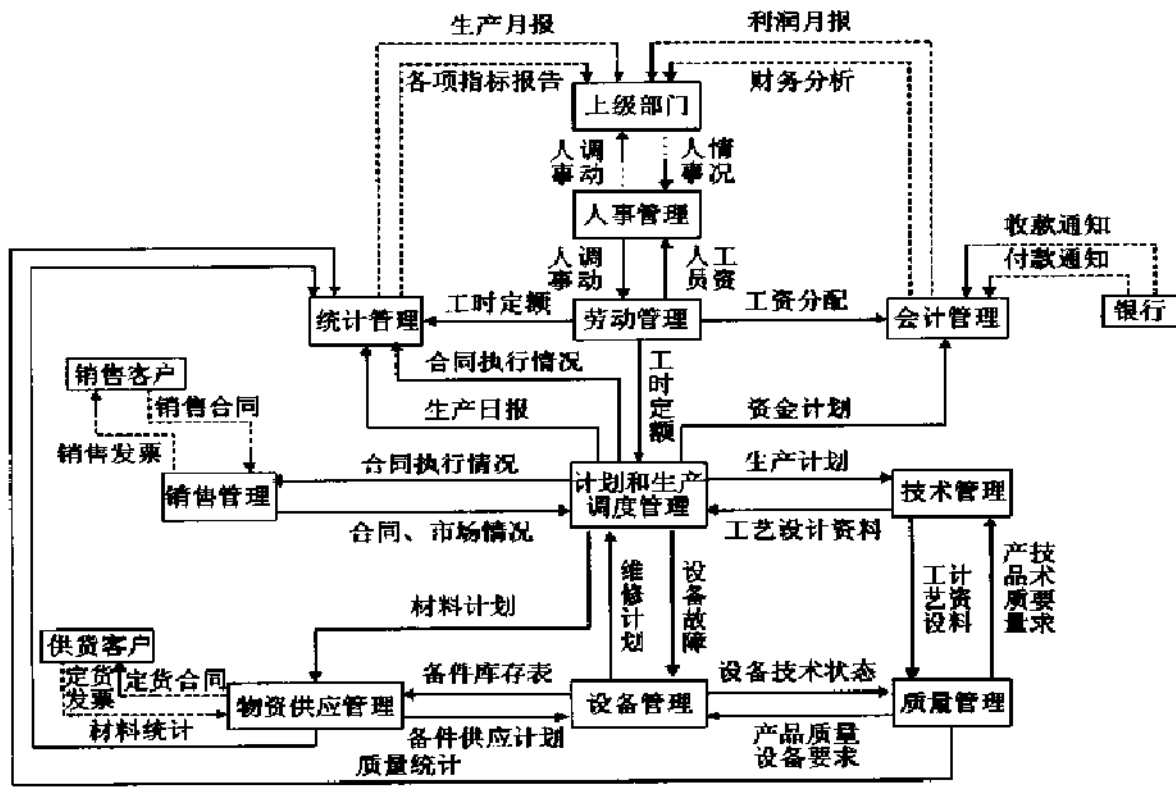


图 9-3 企业管理信息系统关系图

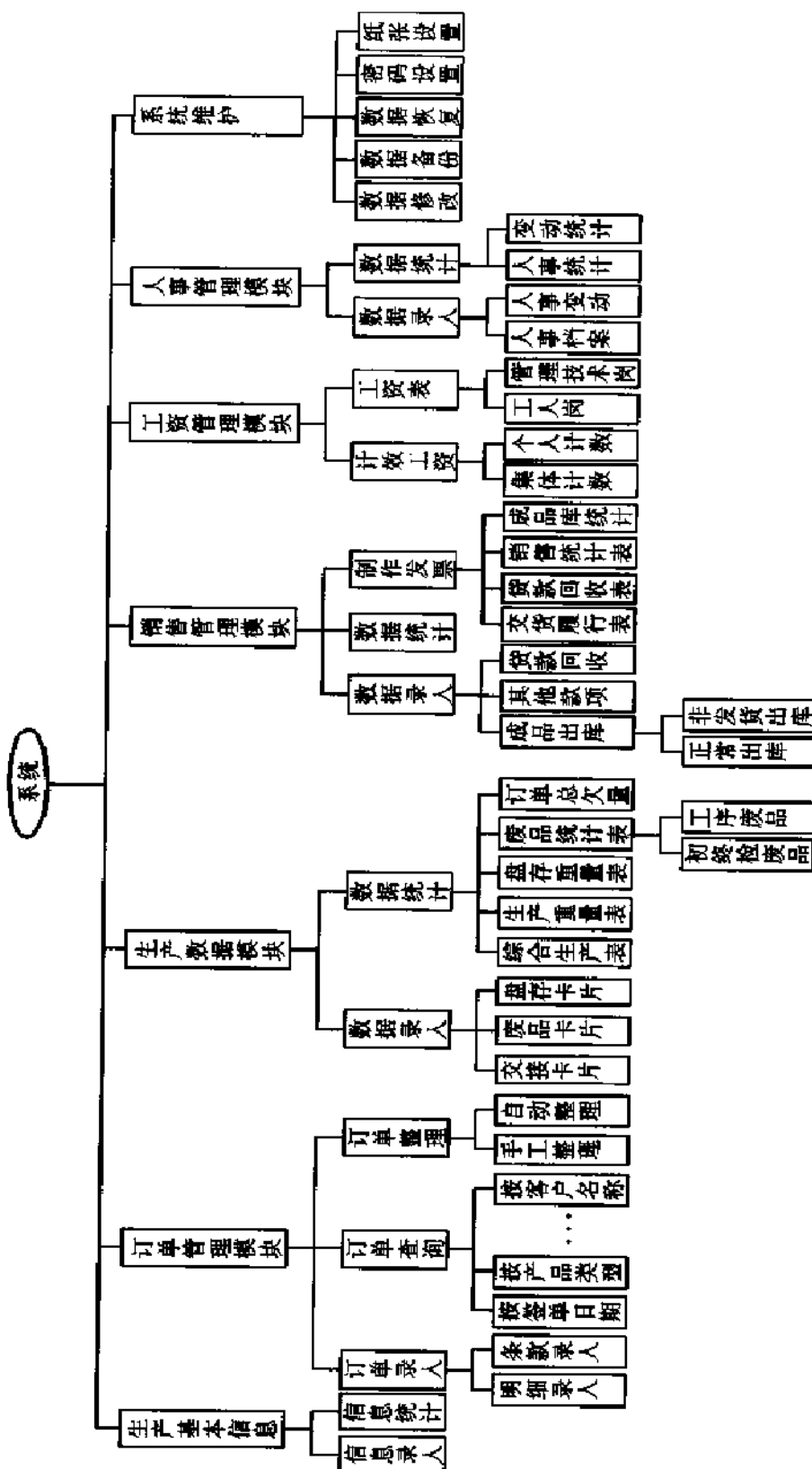


图 9-4 熔模铸造厂的系统功能模块框图

国外也进行了一些铸造企业管理信息系统的研究和应用。文献介绍了美国 B&L 信息系统公司开发的专门适用于铸造厂的企业管理信息系统 BLIS—400 及其在 Kirsh 铸造厂的应用和实施。BLIS—400 系统包括：订单处理、运输和发票管理、生产计划、生产控制、库存控制、成本估算、劳动成本、劳动效率、机器效率、设备利用、质量控制、工艺文件、认证、工具管理、维护管理、预测、能力计划、物料采购、成本会计和纳税等。

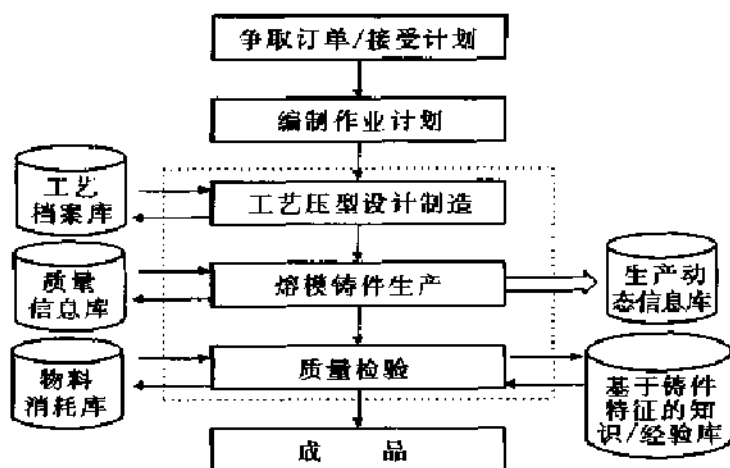


图 9-5 精铸企业的系统流程图

文献介绍了 JBA 公司企业管理信息软件在 Birimid Holdings 有限公司三家汽车零部件铸造厂的应用，系统包括顾客订单、分销、生产计划和物料采购等，其中顾客订单系统实现了客户与汽车装配厂的电子数据交换 EDI，生产计划可以处理批量生产和重复生产、多种造型线（包括金属型铸造、砂型铸造、重力铸造、低压铸造和压力铸造）、数控机床控制单元和热处理等复杂的生产过程。文献还提到 Smart Economics Plus 经济模拟系统软件（亚什兰化学公司开发）用来计算铸造厂的成本，包括制造成本、劳动成本和材料成本及铸件的总成本；Waterloo 制造业软件公司开发的 Tactic 3.6 软件，包括有限能力计划和实时车间控制系统。

企业管理信息系统可提高企业整体管理水平，使在生产、经营、管理等方面获得许多有形和无形的效益。具体表现为：

- (1) 使计划编制的准确度和速度提高，更新频率较高。
- (2) 准确控制生产数量及生产进度。
- (3) 采购提前期缩短，采购成本降低，产品成本降低。
- (4) 最大限度地降低原材料、零部件的库存量，减少库存资金占用。
- (5) 最大限度地消除生产中的缺料现象，停工待料减少。
- (6) 提高设备负荷均衡率。
- (7) 缩短生产周期，拖期交货现象减少。
- (8) 信息数据标准化和规范化，数据处理、统计报表的制作效率和准确率提高。

文献中提到：鲁昶精铸公司实施企业管理信息系统取得了很好的经济效益，生产安排更贴近订货量，降低了发货裕量，减少了成品积压；减少了统计工作人员，节省了工资开销；及时的废品统计分析功能促进工艺技术调整改进，废品率

下降 5%；加上间接效益每年可为公司节约 21 万元。一汽精铸厂应用质量管理信息系统后，废品由 18% 下降 13% 左右，全年节约 72 万元。洛阳拖拉机厂精铸分厂应用企业管理信息系统后，废品率降低，每年节约 17.95 万元。实施管理信息系统后，工厂领导能即时了解生产情况，可以进行任意时间段的分类统计，便于进行决策。

9.3 铸造企业管理信息系统的内容

铸造企业管理信息系统处于起步阶段，还没有结合 MRP 和 MRPII 进行过系统的研究，下面作者主要结合 MRP 和 MRPII 的原理及铸造生产的特点，阐述铸造企业（主要是针对生产线批量生产铸造企业）的管理信息系统的主要内容。

铸造企业管理信息系统就是应用当代先进的管理思想方法如 MRPII、JIT、TQC 等，同时，又充分考虑我国的国情、政策法规、管理体系以及铸造企业的特点，充分利用先进的计算机技术和网络通信技术，而建立的企业综合管理信息系统。企业管理信息系统既要考虑系统的先进性又要考虑实用性。系统可分为领导查询和经营决策、销售、生产、人事、财务、库存、质量、生产数据和车间作业管理等。

企业的核心就是供、产、销，其工作流程为：市场和销售部门管理销售合同；生产部门根据生产预测和订货合同制定生产计划、物料需求计划 and 能力需求计划，安排生产；库存管理负责物料采购和库房管理与库存控制；财务部门处理物料采购资金、物料消耗和铸件产品的回款等。

9.3.1 生产技术数据

生产技术基础数据是生产管理所用到的基础数据，包括：产品数据、物料主文件、工艺路线、工作中心和工厂日历等。生产技术基础数据是生产计划、成本核算、车间作业运行的先决条件，生产基础数据是否准确对企业管理信息系统的可靠性起着决定性作用。

工作中心是用于生产产品的生产资源，包括机器、人和设备，是各种生产或者能力加工单元的总称。一个工作中心可以是一台设备、一组功能相同的设备、一条自动生产线、一个班组、一块装配面积或者生产某一单一产品的封闭车间。对于外协工序，对应的工作中心则是一个协作单位的代号。工作中心属于能力的范畴和成本范畴，而不是固定资产和设备管理的范畴。通过工作中心的成本数据和工艺路线中相应的工时定额和能源消耗定额可计算工作中心的成本和费用。

铸造企业中的工作中心主要包括：熔化设备、造型线、造芯设备、混砂设备、清理设备（如抛丸机）和其他主要设备以及该岗位的人员等。

工作中心能力数据主要指人力和设备能力。工作中心的能力一般用一定的时

间周期内完成的生产率表示，如标准小时（时间）、公斤或吨（重量）、米（长度）、件数（数量）等。

9.3.2 生产管理

生产管理的主要功能有：生产计划、车间作业管理和生产统计等。生产计划一般包括多个层次：生产经营计划、生产计划大纲和主生产计划，此外还包括物料需求计划 and 能力需求计划等。典型的生产管理流程如图 9-6 所示。

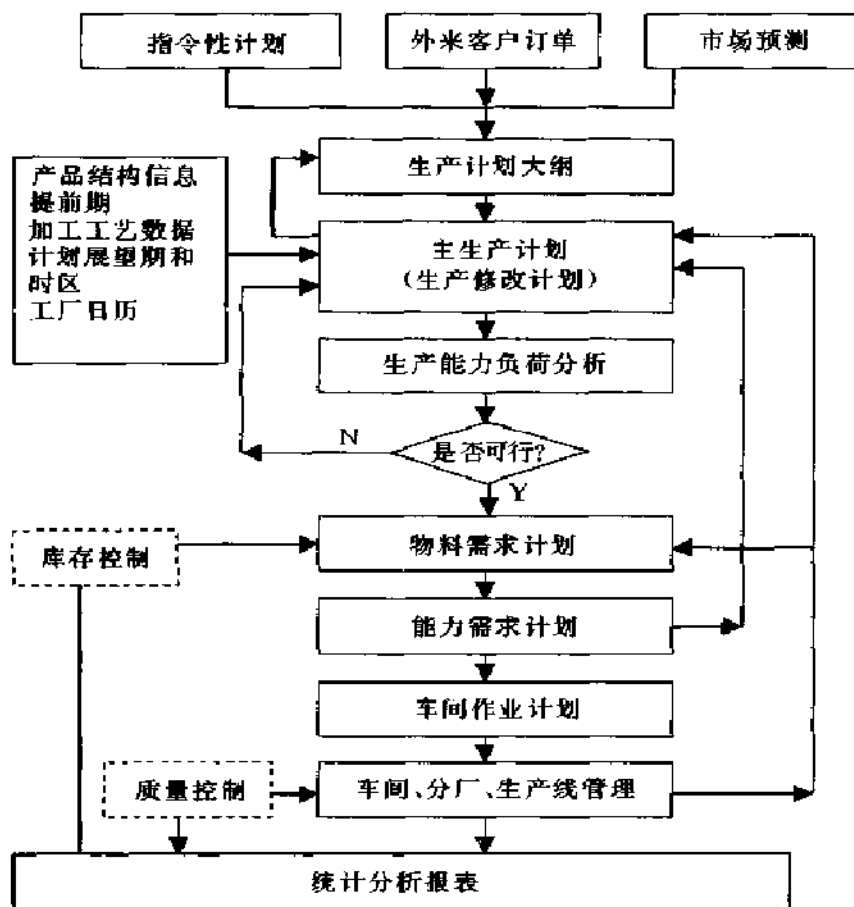


图 9-6 典型生产管理流程图

生产经营计划是企业的战略规划，确定企业中长期的经营目标和策略，如产品开发、市场占有率、质量标准、技术改造或企业扩建、职工培训和队伍建设、销售收入和利润等，为企业的全面发展，特别是在财务和经济效益方面作出规划，通常以货币金额来表达。这是企业的总体目标，是各层计划的依据。

生产计划大纲，又叫生产规划，是为具体体现企业经营计划而制定的产品生产大纲，把经营计划中用货币表达的目标转换为用产品产量来表示。它要确定各种产品系列品种的搭配必须符合经营规划要求实现的销售收入和利润。它还确定

逐月的生产率，做到均衡地利用资源，保持稳定生产。

主生产计划（MPS），粗略地说就是关于“将要生产什么？”、“生产多少？”、“什么时间生产？”的一种描述，它起着承上启下、从宏观计划向微观计划过渡的作用。主生产计划是生产部门的工具，因为它指出了将要生产什么。同时，主生产计划也是市场销售部门的工具，因为它指出了将要为用户生产什么。主生产计划是物料需求计划、能力需求计划、财务人事、车间管理的依据。所以，主生产计划又是联系市场销售同生产制造的桥梁，使生产活动符合不断变化的市场需求，又向销售部门提供生产和库存的信息，起着沟通内外的作用。主生产计划是根据生产计划大纲和产品结构信息、提前期、加工工艺数据、计划展望期、时区及工厂日历等因素制订的。

9.3.3 物料采购管理

物料需求计划指导车间、物资采购部门在适当的时间加工或采购适当数量的材料和零部件，按时、按质、按量地组织物资供应，以最小的物料储备满足最佳的供货状态，避免物资积压和短缺，保证生产正常进行。

采购管理系统可以帮助处理采购申请及采购订单询价以及快速接收，供给跟踪及质量检验的处理；支持采购指令、采购订单的下达、到货、验收入库、收对方发票、付款情况等各个环节的管理；确定采购策略，在物料需求计划的基础上考虑采购批量和物料的提前期生成物料采购计划；进行供应商、往来函件管理；监控采购计划和采购合同的实施，采购成本的变动和供应商交货履约情况。

9.3.4 财务管理

财务管理一般由总帐、应收帐、应付帐、工资、成本管理、现金管理和固定资产等组成，如图 9-7 所示。财务管理与原辅料供应具有材料帐和应付款的接口；与销售管理具有应收、开票、回款接口；与人事劳资有工资、人工成本的帐务接口；与设备管理具有固定资产管理、折旧接口等等。财务管理要符合财政部对会计软件的要求，以及中国用户对财务管理的需要，按照《中华人民共和国会

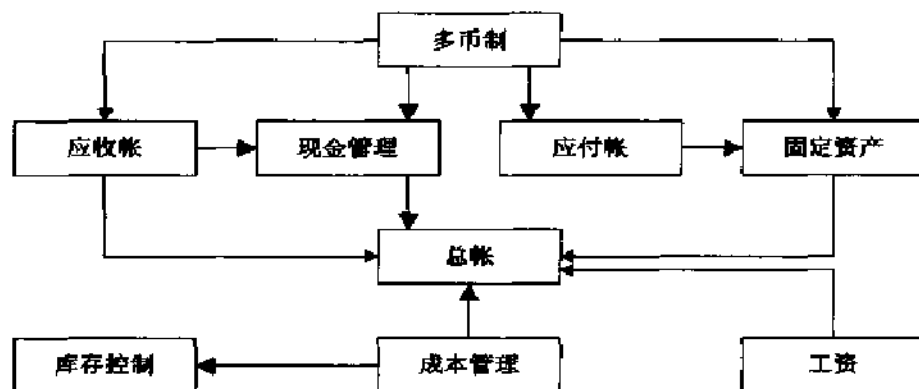


图 9-7 财务管理的构成

计法》和《会计电算化管理办法》规定设计和开发。

9.3.5 市场营销与销售管理

市场营销管理的主要功能包括新产品开发、客户管理、合同管理、来电来函管理、订单管理、提货单管理和销售统计分析。

9.3.6 综合查询与决策支持

厂长查询与决策支持的目标是使厂领导能够及时、准确、方便地查询全厂有关生产的动态信息,掌握工厂生产现状,以便更好地进行决策。使之成为厂级领导了解生产状况的重要途径,是经营决策的助手。

信息主要包括两部分:企业内部生产情况和外界市场信息。信息显示非常关键,除了最简单的数字和表格显示之外,更重要的是用图和曲线的方式显示,包括直方图、饼型图以及各种曲线等,使查询结果直观易懂,便于比较分析。查询的结果要便于保存和打印。综合查询与决策支持可采用客户/服务器或浏览器/服务器或两者相结合的方式。

9.3.7 人事管理

人事管理主要包括全厂职工情况管理、定员管理、劳动工时定额管理、工资管理、出勤情况统计分析及社会统筹等。

9.3.8 质量管理

质量管理的系统目标是建立合理、快速、高效的质量管理体系,严格质量管理,及时处理客户质量问题,减少铸件废品率。

质量管理主要包括质量检查、质量考核、质量体系管理、质量技术服务和质量统计。例如,铸件检查包括内外废检查、划线检查等,填写废品单、外废单和合格单。

9.4 企业网络建设与软件开发

随着网络技术的发展,企业内部的网络建设已经从原来的局域网发展到企业内部网 Intranet,即实现了企业内部 Intranet 技术,而且可以和 Internet 相连接,具有很好的安全性。

9.4.1 企业内部网络

企业内部网络 Intranet 是利用 Internet 的各项技术建立起来的,主要包括 www、电子邮件、数据库和网络操作系统。其中 www 是 Intranet 的核心,可以用图形界面和超文本链接方式组织信息页面。www 技术和数据库管理能够相结合,在 www 网页中可以嵌入 SQL 语句直接检索数据库中的数据,用户通过动态主页输入的信息也可以自动传送到数据库中进行处理。Intranet 技术为企业管理信息系统的开发提供了基础。Intranet 上拥有企业内部信息,依靠防火墙与 Internet 相

连接，同时也进行安全性分离。保障合法用户正常跨越防火墙访问 Intranet，同时阻挡未授权用户的非法访问 Intranet。Intranet 上的用户可以通过代理或拨号的形式进入 Internet，充分利用 Internet 的庞大信息资源。

由于企业种类繁多、规模各异，所以企业计算机网络一般根据企业的体系结构分成多个层次，一般分为小组级、部门级、校园级以及企业级网络。一般铸造企业专业化比较强，规模相对较小，因此一般到校园级，很多铸造企业属于主机厂的一个专业厂，因此主机厂可以建设企业级网络。下面介绍企业计算机网络的各个层次的特点。

1. 小组级网络 企业中最底层的小组级网络组成的概念模型可以概括为：

(1) 小组级网络主要是依据本组的实际需求建立的。

(2) 根据实际的需要，小组级网络既可以采用传统的 10Base—2，10Base—5 或 10Base—T 技术来建立，也可以采用 10/100Base—T，100Base—T 等技术来建立。

(3) 小组级网络的计算环境一般应以客户机/服务器的模式建立，服务器的选择依实际需求而定，少则可同其他小组共同合用一台服务器，多则可用一台或多台服务器。

(4) 小组级网络既可有与同级小组网络互联的端口，也可有与上一级部门网络互连的端口。通常仅建立和上级部门网络的互连端口，而与同级的小组网络的互连是通过上一级部门网络来实现。

2. 企业中的部门级网络 部门级网络 (Department Network) 是由部门内部业务联系密切的小组级网络互连建立的。其主要的目标是资源共享，例如：激光打印机、彩色绘图仪、扫描仪的共享，同时还有系统软件资源、数据库资源、公用网络资源的共享。

对于部门级网络，应根据部门的业务特点和总体需要（基于部门的需求分析，如：各个小组网络间的数据流向、信息流量的大小、具体的地理条件等），综合考虑部门网络的网络技术和具体结构，当然还主要取决于部门的实际需要。

与小组级网络不同的是，部门级网络可能在不同的建筑物中，因此涉及到光纤、中继器、桥等连接的问题。

3. 企业中的校园级网络 校园级网络 (Campus Network) 其范围一般在几公里至几十公里，校园网是由企业中各部门网络互连组成的，部门网络之间的互连网应为带宽较高的干线网。

校园网络有与广域网络的连接部分，包括与企业的局域网间的互连、接入本地区公用网络的连接以及进入全球性网络的互连系统。

校园网络中的技术问题较为复杂，管理任务较为繁重，因此校园网络管理中

心的建设尤为重要。网络管理中心除了要提供共同需要的服务器资源外,还应提供对整个局域网络的常规运行管理,如记录和统计网络运行的有关技术参数,及时发现和处理网络运行中影响全局的问题等,同时根据全网运行统计资料的定期分析,调整和改进校园网络的拓扑、网络设备等。

网络建设中要考虑网络升级、扩展以及网络安全性和保密性。一个安全的网络需要有防火墙将其与 Internet 隔离开,以保护企业内部网络的资源。

9.4.2 网络互连技术

建设大型企业信息网需考虑的网络互连技术主要包括主干网技术、工作组级和底层网段技术及广域互连技术。

目前可供选择的主干网技术主要有 ATM、高速 Ethernet 和 FDDI。上述三种技术中,ATM 技术最先进,网络传输速率也最高,但价格昂贵;FDDI 价格次之,100Base-T 以太网价格低廉,但在重负荷下通信性能会急剧下降,企业根据实际需求选择合适的主干网技术。其中高速 Ethernet 有 100Base-VG、100Base-T 两种,它们的传输速率均可达 100Mbps。100Base-T 还采用 CSMA/CD 协议,设备相对廉价,是应用的主流。

工作组级和底层网段技术可首选 Ethernet 技术,主要是 100Base-T 快速以太网。

广域互连技术是大型企业信息网不可缺少的部分。分布在不同地区的分支机构和员工需要通过广域互连技术相互交流信息。广域互连技术包括 DDN、帧中继、X.25 和拨号网等。DDN、帧中继、X.25 适合于相隔距离较远的部门之间连接,它们都需要采用专线连接,通信带宽以 DDN 为最高,帧中继次之,X.25 最低,它们使用费用也是逐级递减。拨号访问方式适合相互通信量非常小的分支机构之间连接,该方式不需申请专线,通信费用也非常低廉。值得一提的是,拨号访问方式能实现对移动通信的支持,奔波于各地的员工借助它能随时随地与企业取得联系。

例如,某工厂网络拓扑结构图如图 9-8 所示,整个网络分为校园级(主干网)和部门级(子网)两级,包括三层,第一层为与 Internet 连接的 Web 服务器、代理服务器,第二层为中心交换机层,第三层为内部各小网。

网络干线采用 6 芯 62.5/125 μ m 多模光缆,传输速率可达 500Mbps 以上,所有与计算机网络相连的布线硬件(如信息插座、快速跳线、双绞线电缆等)均为 5 类(100Mbps)产品。

Web 服务器、代理服务器、NT 服务器和中心交换机在厂办公楼计算机房。网络设计选择广泛应用的 TCP/IP 协议,在厂内按职能和部门,将网络划分成不同的“子网”,实行集中管理。各小网之间采用 100M 快速以太网连接,10M 带宽到桌面,有些部分 100M 带宽到桌面以满足个别需要。

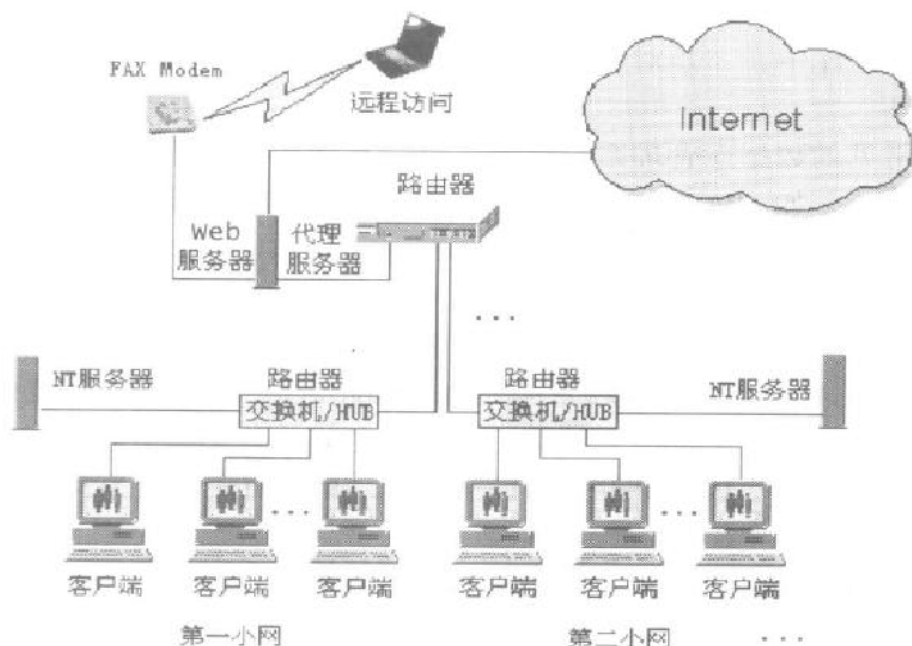


图 9-8 网络拓扑结构图

用数据专线的方式实现与 Internet 的接入，厂内部网用户可以方便快速地在互联网上查询所需信息。为保证内部数据的安全性，实现业务数据和对外发布信息的分离。对内部网中的每个客户机进行总流量的控制，从而实现对网络流量费用的控制。提供 www 服务（主页浏览服务）、SMTP 服务（发送邮件）、Pop3 服务（接受邮件）等。

9.4.3 网络操作系统

在 MIS 应用的发展过程中，先后出现了四种平台：主机模式（M/T 模式）、文件服务器模式（F/W）、客户 / 服务器模式 C/S（Client/Server）、客户 / 浏览器模式 B/S（Browser/Server）。客户 / 服务器和客户 / 浏览器模式是当今先进的 MIS 平台。很多系统采用客户 / 服务器与浏览器 / 服务器方式相结合，构建企业的 Internet/Intranet。在客户 / 浏览器模式中，应用是以客户为中心，所有的客户都是请求服务器提供服务。

目前最流行的服务器操作系统有 NetWare、Windows NT、Unix 和 OS/2。Windows NT 具有现代操作系统许多优点，如微内核结构、面向对象技术、与 Internet 技术集成等，因而迅速发展成为一般企业管理信息系统应用的主流。与此相应地，企业信息网内部的通信以 TCP/IP 协议为主，并兼有 IPX/SPX、NetBEUI 等协议。客户方操作系统多使用 Windows 9X。

9.4.4 网络数据库系统及其开发工具

数据库管理系统（DBMS）是计算机管理信息系统中最重要的组成部分。数

数据库管理系统的含义有两层：一是数据库功能，即将管理信息系统采集和加工的数据存储在数据库中；二是对这些数据的管理功能，即保证数据操作和存储的完整性和安全性。

目前，常见的数据库管理系统有两大类：基于文件管理的小型化、简单化的数据库管理系统，如 dBASE、FoxBase、FoxPro 等；基于数据管理的大型化、功能完备的数据库管理系统，如 Oracle、Sybase、Informix、DB2、Microsoft SQL Server 等。其中 Microsoft SQL Server 已经成为 Windows NT 平台上最流行的数据库平台，随着 Windows NT 平台可伸缩性的不断提高，Microsoft SQL Server 已经能够满足从高端到低端的需求。因此一般较常采用 Microsoft SQL Server。这些数据库软件有自己的开发工具，而且大部分支持第三方开发工具。数据库开发工具软件有 Delphi、Visual Basic 6.0、PowerBulider、FoxPro 等，其中前三种较为常用。

9.5 企业管理信息系统的规划与实施

企业管理信息系统的规划与实施是企业管理信息系统建设的重要步骤，是系统建设成功的关键之一。

9.5.1 企业管理软件的规划

用户需求分析是企业管理软件规划的重要步骤，帮助企业管理人员，从厂长、总经理到各科室部门的负责人，从仓库的管理员到车间班组长，对企业中大量的、动态的、错综复杂的数据和信息进行及时准确的分析和处理，提出适合企业自身的管理信息系统方案，使企业管理真正由经验管理进入到科学管理。

在进行企业管理软件规划时，应从以下几方面加以考虑：

(1) 要用全局、集成和发展的观点看问题。企业管理软件是管理思想的载体，管理软件的思想应具有一定的先进性和超前性。

(2) 注意管理软件的层次是否与企业管理层次和企业硬件环境相适应，管理软件是否与企业管理所追求的目标相一致。

(3) 先进的计算体系结构。Client/Server 结构是目前先进的计算模式，一方面有效地解决了连接异种数据库问题，另一方面能完全支持 Internet/Intranet，因为 Internet/Intranet 的计算模式本质上也是 C/S 结构的。因此，软件系统是否为 C/S 体系结构是选择大型企业管理系统的重要指标之一。

(4) 是否有良好的服务保证。管理软件的成功实施必须有软件厂商和企业的全力协作。软件开发商服务支持水平体现在是否有一套完整培训体系、一支强有力的软件实施队伍和一套健全的售后服务体系上。

(5) 选择管理软件时，其他需要考虑的因素还有：软件是否适合中国国情、软件质量是否可靠、是否有众多的成功客户、操作界面是否方便直观、是否采用

了先进的程序开发技术等等。

9.5.2 系统的实施

管理信息系统软件成功实施的先决条件是正确的指导思想,实施成功还是合适的软件与有效的实施方法共同作用的结果。对软件系统所包含的管理思想要有准确而深入的了解,对本企业所存在的问题和管理的思路要非常明确,企业必须了解自己的管理体系,对预期的新的管理系统要有清晰的描述,企业对于实施所要达到的目标要明确。管理信息系统项目实施的成功与有关人员观念的转变是相辅相成的,接受管理信息系统所包含的管理方法与管理观念,是决定实施成败的关键之一。因此要建立实施队伍,这支队伍能够准确理解和贯彻企业管理思路,既懂软件又懂管理,要有管理信息系统实施经验,而且了解系统实施规律。

其具体过程包括:

- (1) 建立项目领导小组及相应的功能小组。
- (2) 从领导到中层、基层人员的相关培训。
- (3) 编制切实可行的实施计划和经费预算,按计划有步骤执行。

(4) 将实施与生产实际相结合并进行原型测试,实施的过程即解决管理难题的过程。

9.5.3 实施中的注意事项

(1) 企业管理信息系统不是 IT 项目,不能没有企业的最高决策层和管理层的参与,否则系统实施的过程往往不能促成管理的转变,只能在计算机系统上模拟实施系统的运行状况,只是原管理方式的计算机化。要将企业管理信息系统项目作为经营管理项目来对待,要求企业全体人员参与项目的实施工作。在选型时,以企业管理人员为主,依据企业的需要,选择合适的软件。

(2) 项目的组织遵循“第一把手工程原则”。厂长的远见卓识是使企业管理向现代化转变的保证。厂长任项目经理,直接参与到项目实施过程中去,便于解决实施过程中的各种矛盾。

(3) 有效的授权和人力资源的合理安排。各部门之间要相互合作。

(4) 部门经理直接参与对项目的成功具有十分重要的作用。在实施项目时,将每个模块能否在相关部门实施成功作为对相关部门经理的重要考核指标,并由部门经理参与部门内业务流程重组。

(5) 系统使用分工要严格和明确,基础数据录入和维护唯一,各负其责,不能随意修改系统时间。

(6) 铸造企业常常涉及到与集团企业的关系,因此要保留和集团企业的接口。

(7) 数据备份。提供多种备份方式,如增量备份、差分备份和全备份。支持多种备份手段和策略,如磁带、光盘、硬盘等,备份策略如 GFS (Grandfather-Fa-

ther-Son) 备份, 即不同时间周期内进行不同程度的备份。

(8) 生产计划的制定时段视具体企业生产情况确定。

(9) 分步实施, 以点带面。对实施过程中出现的问题, 由企业高层牵头, 相关部门进行研究, 找出最佳解决方案。

(10) 企业管理信息系统不是现成的“产品”, 基础数据建立、软件的使用必须经过企业员工之手才能完成。

9.6 相关管理技术

9.6.1 计算机集成制造系统 (CIMS)

计算机集成制造 (CIM) 是一种组织、管理与运行企业生产管理的新哲理, 它借助计算机软硬件, 综合运用现代管理技术、制造技术、信息技术、自动化技术、系统工程技术, 将企业全部生产过程中有关人、技术、经营管理三要素及其信息流与物流有机地集成并优化运行, 以实现产品高质、低耗、上市快, 从而使企业赢得市场竞争。计算机集成制造系统 CIMS 就体现了这一思想, 包括计算机辅助设计 (CAD)、计算机辅助工艺过程 (CAPP)、计算机辅助质量管理 (CAQ)、柔性制造 (FMS) 和计算机辅助管理 (MIS)、决策支持系统 (DSS)、办公自动化 (OA)、专家系统 (ES) 等。企业管理信息系统就是计算机辅助管理中的重要组成部分。MIS 与 CIMS 系统中其他部分具有接口。

9.6.2 其他相关管理技术

企业管理信息系统还和看板管理 (适时生产 JIT)、电子数据交换 (EDI Electronic Data Interchange)、供应链 (SCM)、先进计划系统 (APS)、条码扫描 (BCM) 和办公自动化 (OA) 等有密切的联系。

(1) 看板生产是日本汽车行业科学管理的精华。它认为制造过程中一切不能增加产品附加值的因素都属于浪费。因此装夹时间、在线存储、搬运时间及等待时间等这些 MRPⅡ 能够接受的因素, 在这些方法里都被视为浪费。采用由下游工序决定上游工序的“看板生产”方式, 使存储大大减少, 降低了生产成本, 缩短了生产周期。JIT 不允许生产线上存在瓶颈, 也无需作详细的能力平衡计划, 它用增加能力的方法来消除生产线上的不平衡, 因此生产线的能力总是过剩的, 这会增加初始投资。

(2) 电子数据交换是一种将商业信息以标准化的格式在不同商务组织的计算机系统之间进行自动数据传递的系统。这种数据传递是通过计算机网络进行的, 它可以在不同国家、地区、行业之间进行。应用了 EDI 将会加快数据交换的速度, 加强了与客户/供应商的联系, 增加了交易机会, 扩大了业务范围, 提高了销售额, 保证了准时交货和资金流动。EDI 已成为未来管理中不可缺少的手段。

目前西方发达国家已普遍采用 EDI。

(3) ERP 向更高层次和更广的企业管理领域发展,其中包括先进计划系统和供应链管理。先进计划系统取代了 ERP 中的物料需求计划、能力需求计划和主生产计划,将物料和其他资源集成起来,一次产生一个完整的计划,制订计划的过程中就考虑了生产目标、资源和限制条件,生成的计划不需要进一步调整。该系统可以用于铸造厂或整个企业,也可以跨越企业,如供应商、客户、仓库和运输等。

企业为了适应飞速发展的社会和激烈竞争的环境,逐渐注意到了企业经营的外部环境和与本企业相关的供应者、销售者、甚至用户,并开始与之建立起相互协作的战略合作伙伴关系。在这一过程中,总是有一个企业充当发起者,成为供应链中的核心。核心企业与供应商、供应商与供应商,乃至一切向前的关系以及核心企业与用户、用户的用户及一切向后的关系所形成的链网结构,即供应链,如图 9-9 所示。供应链管理就是对由供应商、制造商、分销商、零售商到顾客所构成网络中的物流、信息流、资金流进行管理。

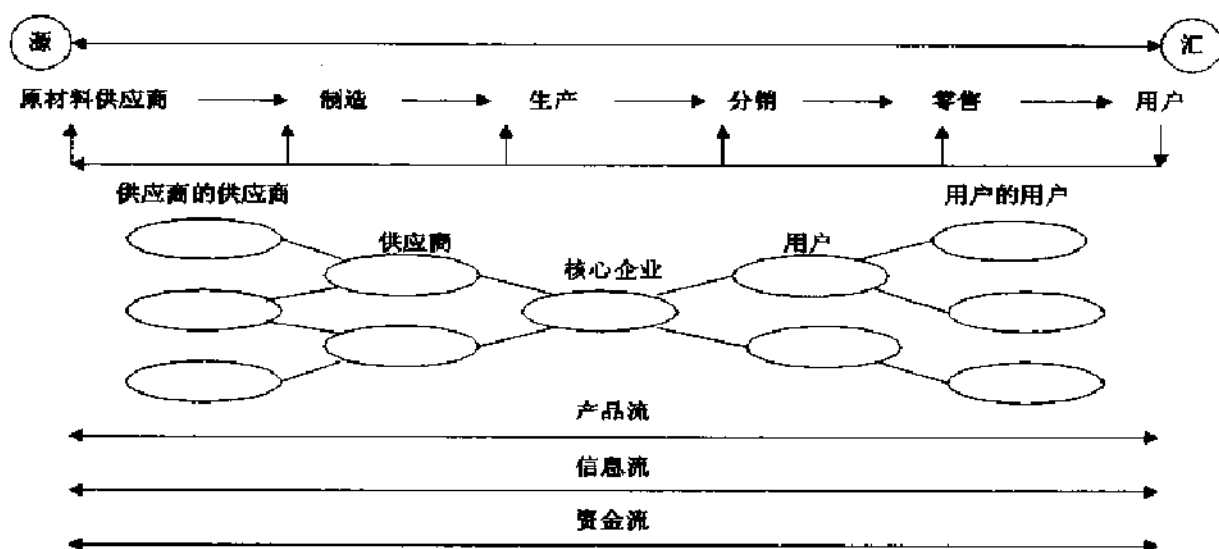


图 9-9 供应链网链概念模型

(4) 条码扫描接口可将车间任务生成产品条码、物料条码,实现各工序条码扫描,便于生产完工统计和生成装箱单。

(5) 办公室自动化系统可实现办公室无纸办公和办公室管理自动化,它包括:公文管理、档案管理、邮件管理、会议管理、公告版、Internet 管理、文件审批流程管理与工作流。具有集成的电子邮件系统,使各部门之间、人与人之间的电子邮件以无纸方式进行信息的传递,提高企业的办公效率。

9.7 应用实例

以下以清华大学机械工程系为某铸造厂开发的企业管理信息系统软件为例子进行说明。

9.7.1 企业生产经营状况

该铸造厂是我国大型铸造厂之一，也是某汽车公司的铸造专业厂，不具有独立的法人资格，但独立核算。该厂产品以汽车发动机毛坯为主，生产卡车及轿车的缸体、缸盖、曲轴、进/排气管等数十种铸件。产品主要供给总公司的发动机厂，此外还为 OEM 客户提供铸件。该厂年产合格铸件八万余吨，有些产品出口。有国内先进的熔化和造型、造芯设备，如 KW、DISA、GF、IMF、BP 等进口铸造造型线。在质量管理方面，工厂已经通过了 ISO9000 质量体系和美国汽车工业的 QS9000 体系认证。

该厂和总公司有密切的联系，厂内各职能部门都有对应的上级领导部门，有很强的业务隶属关系。总公司给工厂下达年度经营计划、月生产计划以及新产品的生产准备通知。生产计划的制订主要根据总公司装车计划拆分为铸件生产计划，并分配到每条生产线上。此外还考虑市场部从总公司以外获得的订单即临时要货计划。在生产数量的基础上制订日历造型计划、日历入库计划和发交计划。总公司还给工厂生产的铸件产品定价。总公司向工厂提供绝大部分原材料和能源。采购大部分以总公司供应为主，自行采购的原材料较少。随市场经济的发展，自行采购的原材料将越来越多。各专业厂之间通过总公司内部合同进行订货。总公司对工厂进行考核。工厂向总公司各直属职能部门汇报各项生产指标等。工厂和总公司存在大量的信息交换，多为报表，还有一些采用报盘（软盘）形式。

厂内各部门都有一些计算机，个别部门有局域网，但没有覆盖全厂的局域网络。工厂各职能部门基本上都具有一个或几个小型管理程序，这些程序开发都较早，多在 DOS 系统下，多为总公司相应的职能部门开发推广的软件。各个部门的软件一般仅处理部门内一小部分业务，其他大部分功能还要手工完成。财务部有自己的财务软件，应用效果较好，但和总公司的财务软件不统一，因此上报盘时需要数据格式转换。此外这些部门之间的软件没有集成，个别部门之间的某些数据库经过专门程序转换后才可实现共享。

总之，该厂具有较好的管理基础，为了进一步适应市场经济发展的要求，企业迫切需要实施具有先进管理思想并且实用的企业管理信息系统，从而实现合理配置和利用资源，降低成本，缩短生产周期，提高劳动生产率，提高客户服务质量，增强参与国际市场的竞争力。

9.7.2 总体规划设计

1. 管理信息系统实施的目标

(1) 采用计算机、ERP、MRPII、Intranet 等先进技术和方法,实现企业生产制造过程管理信息的集成与共享,大量储存和快速传递信息,扭转信息不畅的被动局面;为厂领导提供及时、准确、全面的信息,改善经营决策条件;以MRPII思想为指导,实现生产计划与控制的动态科学管理;实现对销售、供应、库存、财务、设备及产品质量跟踪的计算机辅助管理。同时改进原有企业管理中不合理的流程,进行初步和可行的业务流程重构(BPR),以提高企业的管理水平。

(2) 建立快速反应机制,提高企业经营能力;提高铸件质量管理水平,减少铸件废品率。加强企业管理的基础建设,进一步规范与完善企业管理的基础数据与信息。培养一批既有实际工作能力又具备一定的管理理论知识,同时掌握必要的计算机管理技术的队伍,从而提高企业员工的综合素质及管理水平。

(3) 实现开放式的系统结构,不仅实现企业内部信息的共享和传输,同时能与总公司、国内外用户及协作单位进行数据传输、信息发布和信息往来。

2. 总体设计的原则与技术路线

(1) 总体设计充分考虑企业总体发展战略及当前企业管理状况,采取总体规划、分步实施、阶段见效的方针。系统硬件及软件配置具有可扩展性。

(2) 采用动态总体设计、结构化方法、原型法及面向对象等设计方法。既保证总体系统的正确性,又加快系统设计开发的速度。

(3) 根据系统进展各阶段的需要,有计划地对企业有关人员进行培训。使各层领导及管理人员的对该系统设计、实施方法和步骤有所了解,争取在系统需求分析、初步设计、详细设计、编程及测试各阶段,企业方面能提供有效的支持与配合。

(4) 从实际情况出发,尽量利用当前已有资源,做好已有系统的改造;实现并行运转及数据转换等工作。对现有的软件采用三种不同的处理方法,主要有:重新开发;全部保留,新系统提供和该部分的接口;部分使用,加以改造利用,进行扩展和完善,集成到新系统中。

3. 系统总体结构 系统开发工具选择 Power Builder 6.0,数据库采用 Microsoft SQL Server 7.0,服务器操作系统采用 Windows NT 4.0,客户机操作系统采用 Windows 9X。将系统划分成 14 个子系统,系统总体结构如图 9-10 所示。

系统总的输入为市场订单、总公司生产计划、总公司提供的原材料和工资以及厂外信息。厂外信息包括传统方式获得的信息和通过 Internet 网络获得的信息。系统在国家的政策法规、标准规范、工厂经营目标、总公司管理体制和总公司考核指标的控制下,主要输出是各项生产技术指标、财务指标、职工构成和职工社

会统筹等。

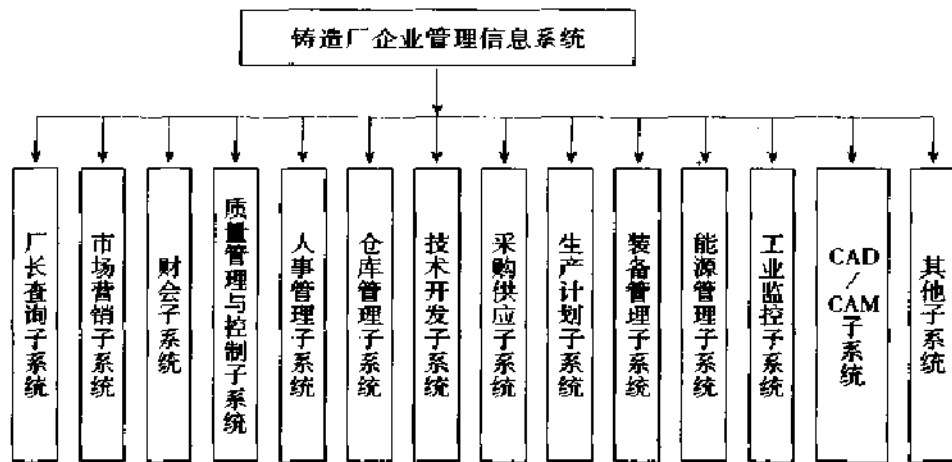


图 9-10 系统总体框图

系统功能采用 IDEF0 图表示，方框表示功能，方框左侧表示输入信息，右侧为输出信息，上面为控制条件，下面为系统的支持要素。

系统的子系统考虑到了企业当前的管理部门设置，而系统的功能可以按照管理的规律进行划分。系统总的功能划分为厂长查询、市场营销、生产组织、财务会计、技术开发、发展计划、人事管理和质量管理等功能，系统的 IDEF0 图如图 9-11 所示。由于子系统的划分和功能划分的标准不同，因此功能的划分和子系统的划分并不完全一致。这些功能基本上覆盖了与生产有关的所有功能。

(1) 厂长查询子系统的目标是使厂领导能够及时、准确、方便地查询全厂有关生产信息，掌握工厂生产现状，以便更好地进行决策。

(2) 市场营销接受外来市场订单，将新产品信息转给财务会计和技术开发等，财务会计在此基础上进行成本核算，并反馈给市场营销；技术开发负责提供铸件可行性分析和模具制造周期给市场营销。市场营销将客户订单和市场预测转换为要货计划发给生产管理，同时生产管理要给市场营销提供成品库存情况。

(3) 财务子系统具有很强的专业性，有严格的国家标准，而且财务部门自行开发的软件适合本厂的实际情况，使用效果较好，因此在新的企业管理信息系统中要开发和现行财务软件的接口，将新系统和现行的财务软件集成起来。

(4) 生产组织的功能是在总公司的生产计划的控制下，输入为原材料供应、统计生产技术指标、制订生产计划、统计在制品和成品数，并将在制品和成品数传给财务会计、发展计划和质量管理部门。生产组织功能又划分为生产管理、采购供应、装备管理、仓库管理、能源管理和生产线监控等功能，其 IDEF0 图如图 9-12 所示。生产计划的功能是根据总公司生产计划以及市场营销提供的市场

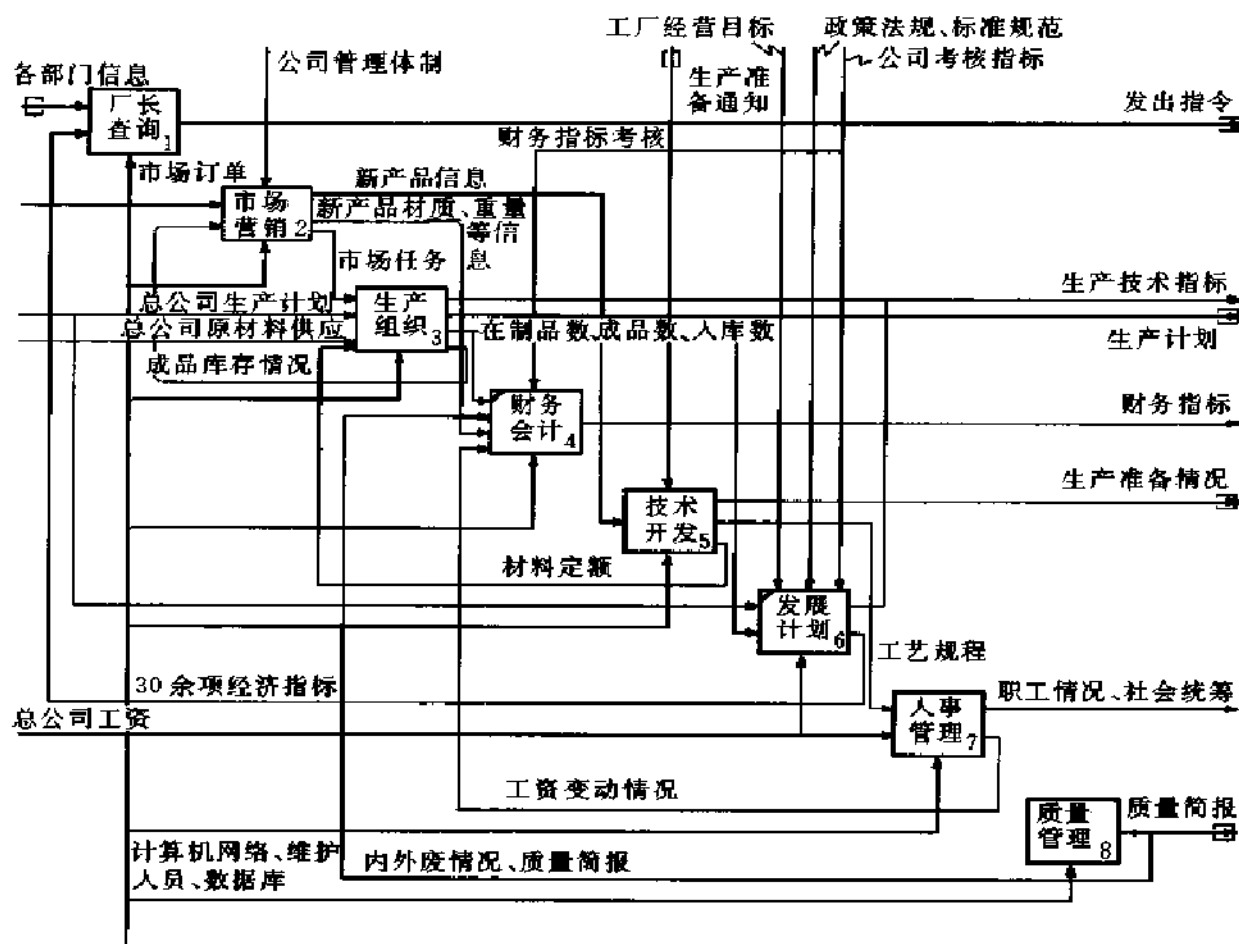


图 9-11 系统总的功能框图

订单、开发意向和成品库存信息等制订工厂的主生产计划，并统计在制品和成品数以及主要生产技术指标。采购供应的功能是根据总公司原材料供应、材料消耗定额以及原材料库存情况等制订物资采购计划、物资采购资金计划，并统计原材料消耗情况和固液能源消耗，负责采购物资的入库。装备管理的功能是根据生产计划制订设备采购计划、备件采购计划、复制模计划、采购资金计划、设备预检修计划及预检修资金计划。能源管理的功能是根据生产计划和总公司年度耗能计划制订工厂季度和月能源消耗计划，制订能源消耗定额，统计全厂所有能源消耗。生产线监控的功能是监控主要生产线（如 KW、KY、GF、IMF）的生产情况，并将结果报送生产计划。

(5) 质量管理的功能主要包括质量检查、质量考核、质量体系管理、质量技术服务、质量统计和计量管理，统计铸件内外废情况，并编写质量简报。

(6) 发展计划的功能是指在国家的政策法规、标准规范、工厂经营目标和总公司考核指标的控制下，制订工厂长期经营目标和年度经营目标，统计各部门的

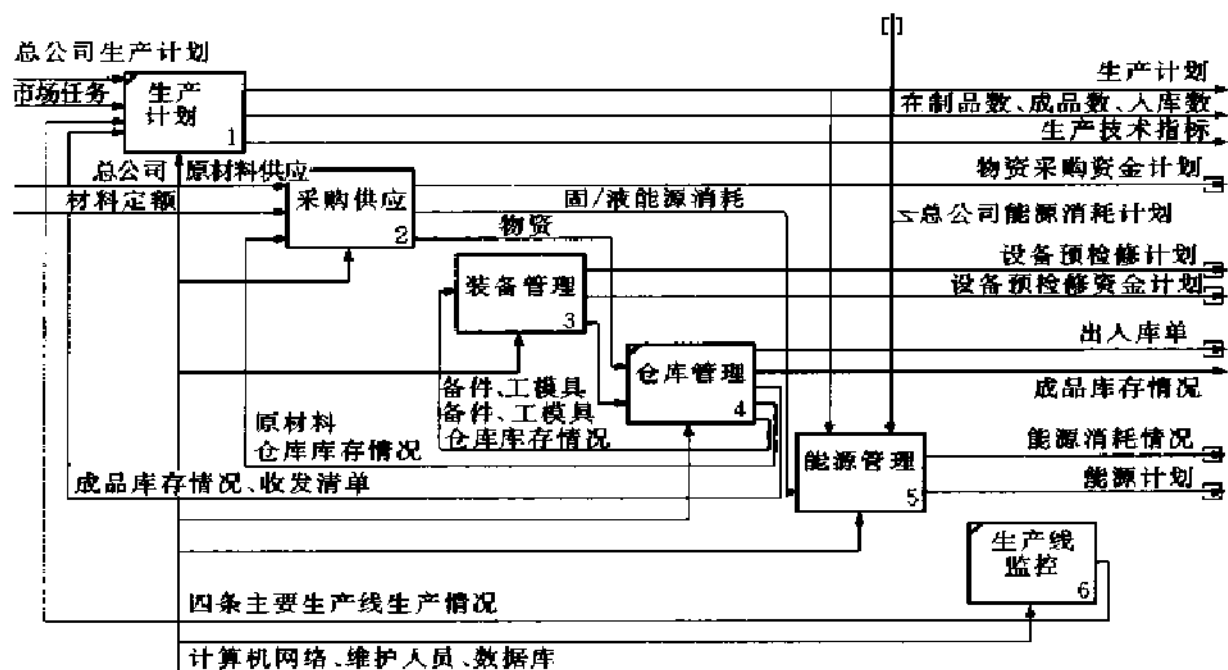


图 9-12 生产组织的功能

主要经济技术指标。

(7) 人事管理的功能是在总公司工资计划的控制下,根据财务会计上月的工资发放情况,进行工资发放情况统计,并将工资变动情况通知财务会计,此外还统计职工构成和社会统筹等。

(8) 能源管理子系统的主要管理目标是电、水、煤、气、油等能源,有效地制订能源消耗计划和能源消耗定额,统计能源消耗和能源经济技术指标完成情况。

(9) 由于工厂已有工业耗电和造型线监控系统及工装 CAD/CAM 系统,因此只需在新系统中开发与工业监控系统和工装 CAD/CAM 系统的接口,将两个子系统集成到企业管理信息系统中。

9.7.3 系统主要功能

系统的开发与实施则分阶段逐步进行,大致可以分为三个阶段。第一阶段主要完成厂长查询子系统、市场营销子系统、生产计划子系统、技术开发子系统和仓库管理子系统。第二阶段主要完成人事管理子系统、发展计划管理子系统、质量管理子系统、能源管理子系统、财务会计子系统、采购供应子系统、装备管理子系统、工业监控系统和 CAD/CAM 系统。第三阶段为车间管理子系统和后勤行政管理子系统等其他系统。

第一阶段开发的系统界面如图 9-13 所示。第一阶段的关键技术如下:

(1) 网络与数据库的合理构架与设计(实用性、可靠性、可扩展性、先进



图 9-13 某铸造厂企业管理信息系统界面（第一期）

性、安全性及保密性)。

(2) 基础数据与信息编码的标准化、规范化及实用性。

(3) 生产计划的一体化及有效性。

(4) 库存管理与控制的合理化。

(5) 市场营销管理的有效性与实用性。

(6) 领导咨询与服务系统的有效性和实用性。

(7) 系统实施过程的协调与配合（人员之间、新旧系统之间、各子系统之间等）。

1. 厂长查询子系统 厂长查询子系统采用客户/服务器系统和浏览器/服务器相结合的方式，可以通过企业内部网的 E-mail 功能发出指令等。

厂长查询子系统的企业内部信息为厂内生产方面的主要信息、部门上报总公司的主要经济技术指标、总公司下达的生产任务和考核指标等。具体包括库存及资金控制信息、生产计划、发交计划、造型计划及生产统计数据、技术开发子系统的零件信息、材料消耗定额和工艺工时定额、市场营销子系统的新产品开发、销售及销售统计。

此外还可以查询外界市场信息，包括国内、国外铸造行业信息以及其他相关信息。

2. 市场营销子系统 市场营销子系统按常规的市场营销模式设计,并结合了该厂的特点。市场营销子系统的主要功能包括新产品开发、客户管理、合同管理、来电来函管理、订单管理、提货单管理、销售统计分析、加工成品管理和市场信息查询。加工成品管理主要针对工厂供应给客户经过加工后的铸件的情况,并管理铸件外协加工及库存。市场信息查询提供与铸造市场有关的 Internet 站点列表,允许用户浏览 Internet 站点,并允许用户编辑站点列表。

3. 生产管理子系统 生产管理子系统尽量采用 MRPⅡ 的原理,又结合工厂实际情况。生产计划子系统具体分为生产数据维护、生产计划、调度计划、发交计划、统计报表五个功能模块。生产管理子系统功能关系如图 9-14 所示。

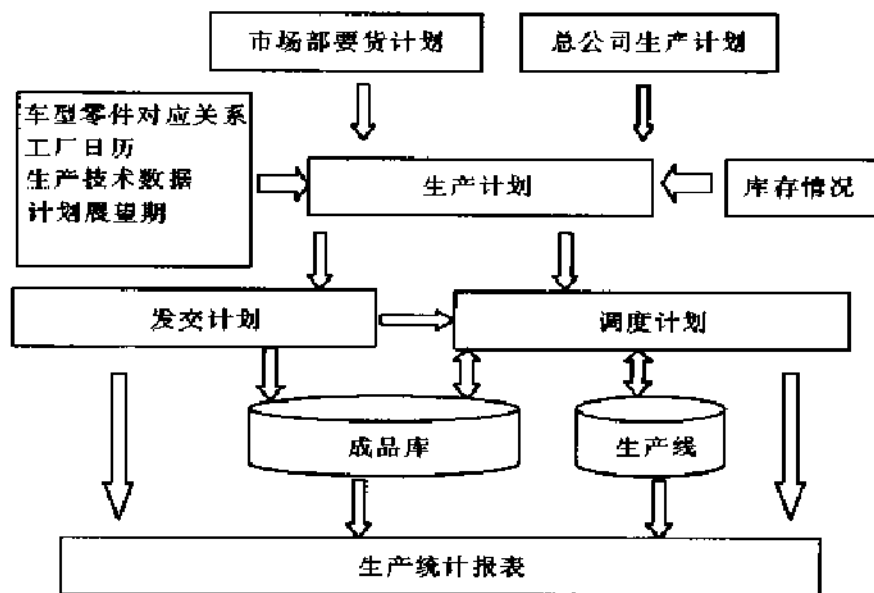


图 9-14 生产管理子系统功能关系图

4. 技术开发子系统 技术开发子系统的功能主要包括生产技术基础数据、生产准备、科研项目管理和科技档案管理。

5. 仓库管理子系统 仓库管理子系统包括生产部的成品库、采购供应部的原材料仓库和装备部的备件库和工模具库。根据工厂的实际情况和管理信息系统的原理,仓库管理子系统功能如下:库存数据维护、仓库物资计划、出入库管理、库存物资的分类与控制 and 库存统计与分析等。

9.8 结束语

(1) 本章介绍了铸造企业管理信息系统的发展状况。计算机在铸造企业管理中的应用还处于一个较低的层次上,和企业管理信息系统的要求还有一定的距

离。但是企业管理信息系统在铸造企业中具有广阔的前景,是铸造企业提高管理水平的必由之路。

(2) 就铸造企业管理信息系统的主要内容、项目实施、系统开发环境与工具、企业 Intranet 平台建设及相关领域等作了介绍。

(3) 以某铸造厂的企业管理信息系统为实例,介绍了铸造厂企业管理信息系统中的厂长查询、市场营销、生产管理、技术开发和库存管理五个子系统的功能设置。

参 考 文 献

- 1 徐建林,王智平,路阳等.铸造车间管理信息系统的研究与开发.铸造,1999(10):22~24,44
- 2 吕志刚,张先波,姜不居等.基于信息系统的精铸行业计算机应用.特种铸造及有色合金,1996(4):37~40
- 3 吕志刚,张先波,闫双景等.精铸厂计算机质量管理系统.铸造,1997(3):18~20
- 4 闫守忠,吕志刚,张先波等.熔模铸造厂的计算机管理信息系统.铸造技术,1998(3):30~33
- 5 崔助柏,徐卫敏,周继扬.铸造工厂管理信息系统规划的探讨.铸造,1997(12):44~47
- 6 James T. Kirsh JR. Putting A Computer System in Your Foundry. Foundry Management & Technology, 1998(5):94~101
- 7 Ryan P. Modermott. Software Solutions. Foundry Management & Technology, 1999(6):28~40
- 8 Mark Morgan. Case History of Information Technology Used within Birmid Holdings to Support and Improve Foundry Management. Foundryman, 1997(12):401~403
- 9 周玉清,刘伯莹,刘伯钧编著.MRP II 原理与实施.天津:天津大学出版社,1994
- 10 温咏棠主编.MRP II 制造资源计划系统.北京:机械工业出版社,1994
- 11 徐茂阳编著.电脑化生产管理资讯系统:理论与实务.台北:松岗电脑图书资料有限公司,1985
- 12 饶文军编著.怎样使用企业内部网 Intranet.北京:电子工业出版社,1997
- 13 张毅编著.制造资源计划 MRP—II 及其应用.北京:清华大学出版社,1997
- 14 铸造车间和工厂设计手册编委会编.铸造车间和工厂设计手册.北京:机械出版社,1995
- 15 陈启申编著.MRP II 制造资源计划基础.北京:企业管理出版社,1997
- 16 初壮著.MRP II 原理与应用基础:揭示制造企业提高生产率的秘密.北京:清华大学出版社,1997
- 17 David Turbide. What Is ERP?. Foundry Management & Technology, 1999(8):94~101