

前 言

本书是根据航空高等学校第二教学指导委员会审定的教学大纲编写而成的，供航空材料工程系大类专业（铸、锻、焊）教学使用。

本教材由南昌航空工业学院王寿彭副教授主编，由西北工业大学毛志英教授主审。参加编写的有西北工业大学王友序副教授（第二、三章），杨根仓教授（第七、八章），高以熹副教授（第九章）；南昌航空工业学院张绍兴副教授（第一、六章）和王寿彭副教授（绪论，第四、五章）。

在本书的编写和出版工作中，航空工业总公司教材编审室做了不少组织及指导工作，西北工业大学教材科和南昌航空工业学院教材科给予了具体帮助，在此谨表示衷心感谢。

由于编者水平有限，书中难免有不少缺点或错误，恳请读者批评指正。

编 者

1993年6月

目 录

绪 论	1
一、铸造的概念和特点	1
二、铸造技术发展概况	2
三、本课程的性质以及内容和要求	5
参考文献	6

第一篇 铸件形成理论

第一章 液态金属对铸型的充填	8
第一节 液态金属的性质	8
一、液态金属的粘滞性	8
二、液态金属的表面现象	12
三、液态金属的基本物理性质	19
第二节 充型能力与流动性	20
一、充型能力的概念、意义和测定方法	20
二、停止流动的机理	23
三、影响充型能力的因素及提高充型能力的措施	25
思考与练习	31
参考文献	32
第二章 铸件的凝固	33
第一节 铸件温度场	33
一、测温法	33
二、数学分析法	36
三、数值模拟法	44
四、影响温度场的因素	49
第二节 铸件的凝固方式及凝固方向	52
一、凝固动态曲线	52
二、凝固区域结构及特征	53
三、铸件的凝固方式及其影响因素	55
四、铸件的凝固方向	58

五、凝固方式及凝固方向与铸件质量的关系	61
第三节 铸件凝固的控制	62
一、凝固方式和凝固方向的控制	62
二、凝固的强制控制	64
思考与练习	65
参考文献	66
第三章 铸件的收缩和收缩缺陷	67
第一节 铸造合金及其铸件的收缩	67
一、铸造合金的收缩规律	67
二、铸件的收缩	70
第二节 缩孔及缩松	74
一、缩孔、缩松的形成	75
二、缩孔、缩松的容积及转化规律	77
三、缩孔、缩松的预测及防止	80
第三节、热裂	83
一、热裂的形成	83
二、热裂的影响因素及其防止	86
第四节 铸件的应力、变形及冷裂	89
一、概述	89
二、铸造应力	90
三、变形与冷裂	95
四、铸造应力、变形和冷裂的预防与消除	96
思考与练习	98
参考文献	99
第四章 液态金属结晶原理.....	100
第一节 液态金属的结构.....	100
一、物理性质的变化.....	100
二、X射线衍射分析.....	101
三、液态金属结构的特点.....	101
第二节 液态金属的结晶过程.....	102
第三节 形核过程与形核率.....	103
一、均质形核与形核率.....	103
二、非均质形核与形核率.....	107
三、晶粒细化剂.....	110
第四节 晶体的生长.....	111
一、固-液界面的原子迁移	111
二、固-液界面的微观结构	112

三、晶体生长机制与生长速率	113
四、晶体的生长形态	117
第五节 单相合金的结晶	118
一、溶质再分配与平衡分配系数	118
二、非平衡结晶过程的溶质分配	119
三、固-液界面前沿熔体的过冷	123
四、成分过冷对晶体生长的影响	127
第六节 共晶合金的结晶	135
一、共晶体中相的形态与分布	135
二、共晶合金的结晶方式	135
三、规则共晶的结晶	137
四、不规则共晶的结晶	141
第七节 铸件结晶成分的不均匀性	143
一、显微偏析	143
二、宏观偏析	144
三、比重偏析	146
思考与练习	147
参考文献	147
第五章 铸件结晶组织的形成与控制	148
第一节 铸件(锭)典型结晶组织	148
第二节 铸件结晶时的晶粒游离	149
一、熔体内部的对流运动	149
二、晶粒游离的方式	149
第三节 铸件结晶组织与性能之间的关系	152
第四节 影响铸件宏观组织的因素	153
第五节 铸件结晶组织的控制	153
一、等轴晶的获得与细化	153
二、柱状晶及单晶的获得	157
三、共晶合金组织的控制	159
思考与练习	159
参考文献	159
第六章 铸件中的气体与非金属夹杂物	160
第一节 金属液中的气体	160
一、金属中气体的种类及存在形式	160
二、金属中气体的来源	162
三、气体对铸件质量的影响	162
第二节 铸件中的气孔	163

一、气孔的种类与特征	163
二、气体的溶入与析出	164
三、气孔的形成	170
第三节 铸件中的非金属夹杂物	173
一、夹杂物的来源与分类	173
二、初生夹杂物的形成、聚合和沉浮	176
三、二次氧化夹杂物	179
四、次生夹杂物	180
第四节 气体与非金属夹杂物的排除	182
一、吸附净化法	183
二、非吸附净化法	184
三、化学法	184
思考与练习	185
参考文献	186

第二篇 铸造工艺基础

第七章 砂型铸造	188
第一节 造型材料	188
一、粘土型砂	189
二、水玻璃砂	195
三、有机粘结剂砂	197
第二节 造型和造芯工艺	201
一、手工造型(芯)	201
二、机器造型(芯)	203
三、其他造型方法	206
第三节 铸件的浇注系统、冒口和冷铁	207
一、浇注系统	207
二、冒口	213
三、冷铁	216
第四节 铸造工艺设计简介	217
一、铸件浇注位置和分型面的选择	218
二、铸件机械加工初基准和划线基准的选择	218
思考与练习	219
参考文献	220
第八章 特种铸造	222
第一节 熔模铸造	223

一、熔模及其制备	223
二、型壳制备	225
第二节 金属型铸造	234
一、金属型的结构	235
二、金属型铸造的热规范	236
三、金属型涂料	239
四、金属型的浇注	240
五、金属型设计简介	241
第三节 压力铸造	244
一、压铸机简介	244
二、压铸型	246
三、压铸工艺	249
四、特殊压铸工艺	254
第四节 低压铸造和离心铸造简介	256
一、低压铸造	256
二、离心铸造	256
思考与练习	259
参考文献	259
第九章 铸造合金熔炼	260
第一节 铸造铝合金的熔炼	260
一、铸造铝合金的性能特点	260
二、铸造铝合金的分类及用途	260
三、铝合金熔炼过程的基本原理	261
四、铸造铝合金的熔炼与浇注	272
第二节 铸铁的熔炼	275
一、铸铁的性能	275
二、冲天炉的结构及熔炼过程	280
三、冲天炉熔炼的控制	282
四、可锻铸铁、球墨铸铁及蠕虫状石墨铸铁的生产特点	286
第三节 铸钢及高温合金的熔炼	288
一、铸钢及高温合金的类别和性能	288
二、铸钢及高温合金的熔炼	293
思考与练习	303
参考文献	304

绪 论

一、铸造的概念和特点

铸造是利用金属在液态时容易成型的原理来生产金属制品的一种加工工艺。首先，把金属或合金的原材料熔配成具有一定的化学成分和一定温度的熔液，然后在重力或外力作用下将它浇注到铸型型腔中，经凝固冷却后便形成所需要的铸件。大多数铸件只是零件的毛坯，它要经过切削加工才能成为机器零件。但是，随着少余量与无余量铸造技术的发展，有的铸件可以不需切削加工即能满足零件精度和粗糙度的要求。

铸造是多工部、多工序的生产过程。主要工部有熔化、砂处理（砂型铸造）、造型与制芯、浇注、清砂与清理等。此外，还包括热处理和表面处理等辅助工部。每个工部包括若干工序。任一工部和任一工序都将直接地或间接地影响着铸件的最终质量。它的影响因素是多方面的。其中包括金属炉料的品质，熔化过程所产生的冶金反应，造型材料的性质及铸型性能，铸型与液态金属之间的相互作用，浇注方案及其工艺参数（浇注温度和浇注速度等），以及由温度场所决定的凝固速度、凝固方向和凝固方式等。铸件绝大多数宏观缺陷，例如缩孔、缩松、气孔、夹渣和夹杂以及裂纹等，均与这些方面的因素有关。要克服铸件的缺陷，必须掌握多方面的理论知识和实践经验。

铸件的性能除了受到缺陷的影响以外，还受到液态金属一次结晶组织的直接影响。因此，铸造工作者必须对液态金属的结晶（凝固）过程十分通晓。

铸造与其他的加工工艺方法比较，其基本特点在于液态金属的抗剪应力很小，易于成型。由此而使铸造具有以下优点：

(1) 适应范围很大。首先，可供铸造用的金属（合金）十分广泛。除了常用的铸铁、铸钢和铝、镁、铜、锌等的合金以外，还有以钛、镍、钴等为基的合金。甚至不能接受塑性加工和切削加工的非金属——陶瓷之类的材料——也能用铸造的方法液态成型。其次，铸造可用于制造形状最复杂的整体零件（无论是外形还是内腔，其复杂程度原则上不受限制）。第三，铸件的重量和尺寸可以在很大范围内变化。其可铸的最小壁厚为 0.2 mm，最大壁厚为 1 m；最小长度为数毫米，最大长度为十几米；可铸的铸件重量为数克至数百吨。由此可知，铸造被誉为“没有一种其他的金属加工方法像铸造这样能给设计者们提供如此宽松的自由度”，这是理所当然的。

(2) 由于铸件是在液态下成型的，所以用铸造的方法生产复合铸件是一种最经济的方法，使铸件由不同的材质构成（例如衬套）。此外，通过一次结晶过程的控制，可使铸件的各个部位获得不同的结晶组织及性能。

(3) 成本低廉。在一般机器中，铸件重量为 40~80%，但其成本只占 25~30%。铸件成本低廉的原因，一是铸件的形状及尺寸与零件十分接近，因此材料的消耗和切削加工的费用很小（只有锻件的 1/2~1/3）；二是可以大量利用报废的零件和废料进行重新熔铸；三是容易组织机械化的大量生产，从而降低产品的单件成本。

二、铸造技术发展概况

人类文明大致经历石器时代、铜器时代和铁器时代三个历史阶段。石器时代长达约 300 多万年的漫长历史。使用金属的历史才有几千年，但它使人类文明产生了根本性的飞跃（质的变化）。而铸造技术的发明是与金属的使用分不开的。

我国是世界文明古国之一，铸造技术的发展源远流长。据历史考证，我国铸造技术开始于夏朝初期，即偃师二里头文化早期，迄今已有 5 000 多年。到了晚商和西周，青铜的铸造得到蓬勃发展，从而形成了灿烂的青铜文化，出现了以司母戊、四羊尊、大方鼎、莲鹤方壶等为代表的青铜珍品。到了春秋战国时期，音乐界出现了百家争鸣的繁荣局面，编钟成为当时的主要乐器。1978 年湖北随县出土的曾侯乙墓青铜器重达 10 余吨，其中有 64 件编钟和楚惠王赠送曾侯乙的镛钟（图 0-1）。全套编钟每件都铸有错金铭文，分别在正鼓与侧鼓部位标出不同的音名与音律，只要准确敲击标音部位就能发出与铭文相符的两音。钟架上层为音色清脆的纽钟，中层为音色嘹亮的甬钟，下层为音色浑厚的甬钟。每钟均可旋宫转调，全组音域辽阔，可以演奏现代多声部的乐曲，音色十分迷人。



图 0-1 青铜镛钟

春秋战国齐国官书《周礼·考工记》中，有世界上最早的合金配料规律——“六齐”的记载。根据青铜中含锡量的高低而可将“六齐”分为上齐（少锡）和下齐（多锡）两段。当含锡量增高到 15~20% 左右时，抗拉强度可达极大值；而含锡量增高到 30% 左右时，硬度最高。钟鼎类铸件要求有足够强度而又需避免变形和脆硬，因此“六分其金而锡居一”乃为钟鼎之齐（合金）。斧斤、戈戟、刀剑则要求既有一定强度又需一定硬度，故应逐步增高其含锡量。根据近代研究，含锡量约 30%（铜—锡半）为化合物，其硬度很高（400 HB）而强度适当（300 MPa），谓之鉴（青铜镜）燧（利用阳光取火的凹镜）之齐，表面抛光之后十分光亮平整。这种对硬度和强度要求不同的铸件，用含锡量高低分成 6 档，证明我国在 2 000 多年以前对成分与性能之间的关系已经有着深刻的了解。

我国从公元前的 6 世纪开始使用铁器，并完成了由低温固态还原法（块炼法）向高温液态冶铁的过渡。到战国中期，在农具和兵器等方面，铸铁逐渐代替了青铜。为了满足生产力发展而对生铁工具的大量需要，便发明了金属型（古称铁范）铸造法。1953 年在河北省兴隆县出土的铁范共 87 件，就是战国时期用来铸造铁锄、铁镰、铁斧等工具、农具和车具的。兴隆铁范是我国乃至世界最早发明和使用的金属型。金属型与泥型相比，具有快速冷却的特点而容易获得亚稳态白口铸铁的组织，铸件经过石墨化退火或脱碳退火就可以制成黑心可锻铸铁件或白心可锻铸铁件。1957 年和 1975 年分别在长沙出土的战国铁铲和在洛阳出土的空首

铁铸，经金相分析鉴定，其石墨呈团絮状，前者是典型的黑心可锻铸铁，后者是白心可锻铸铁——它们便是利用当时的金属型铸造并经热处理退火后制造出来的。尤其令人惊奇的是在河南巩县发现的西汉铁铤具有球状石墨的组织。现代球墨铸铁是对铁水进行球化处理直接获得铸态球状石墨的。这项技术于1947年由英国莫洛研制成功。它大大提高了铸铁的机械性能和生产成本。但中国的铸造匠师早在公元前1世纪就已经创造了类似现代球铁的铸件。由此可见，中国不仅是最先发明和使用金属型铸造的国家，而且也是最先发明和掌握铸铁强化技术的国家。

我国古人有“型范正，工冶巧，然后可铸”的说法。要获得优质铸件，除了有适当的合金成分和精湛的熔炼技术外，还需要有设计合理和良好的铸型，两方面缺一不可。因此，“型范正，工冶巧”这正道破了铸造生产的关键。在悠久的铸造生产历史中，古代的铸冶匠师在铸型工艺方面，有着丰富的经验和独特的创造。

泥型（古称陶范）在古代铸造中占有重要的地位。泥型可分为一次型和半永久型两类。泥型铸造至今仍有强大的生命力，为薄壁铸件（例如铁锅）生产所普遍使用。其中薄壳泥型叠型串铸工艺，系起源于西汉铸钱手工业，这项技术流传下来，可用来铸造缝纫机零件、汽车活塞环、小齿轮等小件。如果我国传统的薄壳泥型结合现代树脂砂壳型进行研究提高，很可能发展成为具有我国特点的先进工艺^[1]。

现代航空和航天发动机重要的涡轮部件——导向叶片，全世界都要用熔模铸造的方法制造。现代熔模铸造（包括各种专利）乃起源于我国古代的失蜡铸造法。举世闻名的晚商四羊铜尊（图0-2），是商代奴隶主用的盛酒器。它造型奇特，花纹十分复杂，尊身四隅有四只羊头，各长一对卷曲的羊角，尊的扇边镂空。这一作品经专家分析鉴定，是采用失蜡法铸造而成的。因此我国失蜡法的发明可推到殷商时期，而文献记载始于唐代（《唐会要》）。公元340年左右（日本仁德天皇时期）失蜡法和铜镜一起传入日本及四邻国家。经过不断完善，最后发展成为现代的熔模铸造工艺。



图0-2 商代四羊铜尊

据英国李约瑟博士在《中国科学技术史》书中所著，中国古代传入欧洲的重大科技成果共22项，其中属于铸造方面的就占有5项。在1974年前后，我国出土文物（其中相当大的部分是青铜器）曾在欧洲一些国家展出，其优美的艺术构思和精湛的铸造技巧使各国铸造专家叹为观止。

我国铸造技术有着悠久的历史，并在人类文明进步的过程中作出了不可磨灭的贡献。发掘、整理、研究和提高我国的传统铸造技术，使其古为今用，无疑具有重要的现实意义。

人类文明和进步是广大劳动人民共同创造的结果。在回顾铸造史时，不能忘记历史代表人物的名字，其中包括春秋战国著名铸剑家莫邪、干将，汉代发明水排鼓风的杜诗，蜀国造刀3000口的蒲元，三年造刀1770口而双目失明的阮师，北朝造宿铁刀斩甲30扎的綦母怀文，南朝刀剑家陶弘景，为武则天铸造高35m“天枢”的唐朝毛婆罗，沧州“天狮子王”的

铸造匠师李云，宋朝去日本修铸奈良大师像的陈和卿兄弟。他们的业迹，代表着中华民族的勤劳和智慧，他们的精神值得后人学习和发扬。

铸造技术经过几千年来演变和发展才达到现代铸造技术的水平。尤其值得注意的是最近二三十年来，由于一些边缘科学和工业领域中有许多突破性的发展，整个铸造行业发生了许多深刻的变化。其中，以金属凝固理论和凝固技术的发展和计算机的应用尤为突出。

传统的观点认为合金结晶过程中的过冷现象仅与冷却速率有关。1953年，查尔默斯等人提出成分过冷理论，接着杰克逊提出界面结构原理并以 α 因子作为划分结晶界面形态的相似准则。从此使理论研究从宏观转入微观原子尺度的研究，加深了人们对结晶过程的认识，揭示了结晶过冷现象的本质及其对结晶组织与铸件性能之间的关系，丰富了人们控制铸件结晶的手段。这二三十年以来，由于凝固理论向更高层次的发展，而推动了定向结晶和复合材料的生产应用。

计算机在铸造中的应用之一是作为一种有效的信息处理手段用来模拟铸件的凝固过程。所谓计算机数值模拟，是指对表征凝固过程的数学模型用计算机进行解析。它可以形象地显示铸件任一截面在凝固过程中的温度分布（CT技术）。这是计算机辅助设计和优化工艺的前提。目前已经可以用自动设计系统来预测铸件的缩孔、气孔、夹杂物以及应力分布的情况，并将经过优化的工艺方案自动录成工艺卡。

计算机的另一重要应用是作为生产过程的一种控制手段。对于铸造这样工序繁多、劳动条件恶劣、影响因素复杂的行业，一些国家的铸造厂商纷纷认识到在生产中应用计算机控制将会给他们创造利润和保证质量。目前新一代造型生产线基本上已采用微机控制的自动化系统。例如，德国KW公司的真空压实造型线，荷兰Rademker铸造厂和法国Peug Cor汽车厂的燃气冲击造型生产线，丹麦Disa公司垂直分型无箱射压造型线以及我国第二汽车厂的高压造型线都采用微机控制系统。采用微机控制之后，可提高生产率60%，最先进的造型生产率可达550型/h。以微机为基础的微电子技术应用于压铸机上的应用，已实现了压铸过程的自动化。全自动压铸机，在日本已占压铸机总数的80%。以计算机为基础的自动化系统也应用于砂处理和熔化和浇注及质量检测等方面。此外，铸件的清理是工作繁重及环境比较恶劣的工序。因此，在铸件清理工序中采用以计算机为基础的机械手或机器人是十分必要的。目前机械手能够清理的铸件重量已达800 kg，整个清理过程在全封闭的隔音室内完成。此外，在蜡模涂挂涂料的工作中，采用机械手可以做出尺寸为800~1000 mm的大型熔模精铸件。

最近二三十年来，在铸件的材质性能方面也取得了长足的发展。球墨铸铁作为高强度工程材料已有40多年的使用历史，但它的性能获得大幅度的提高还是近一二十年才实现的。目前采用等温淬火技术而制成的贝氏体或奥贝体球铁，其抗拉强度已达900~1300 MPa，延伸率已达5~15%。用它代替锻钢制造汽车齿轮，既能降低成本又能提高性能。

铸铁中的蠕虫状石墨曾经长期地被认为是球化处理不良的产物。从60年代开始才发现蠕墨铸铁的应用价值。目前它已作为新型的一种工程铸铁而被广泛使用。其特点是具有与灰铸铁相媲美的铸造性能与切削加工性能，它和灰铸铁一样具有良好的吸震性与抗缺口敏感性，不同之处是其机械性能优于灰铸铁。它与球铁比较，虽然机械性能不如球铁高，但成本低于球铁，而且耐磨性和导热性比球铁好，所以很适用于制造内燃机的缸头和缸套之类的零件。

铝镁锂系合金是目前引人注目的一种轻合金。它的优点是密度特别小（约2.5 g/cm³），因此比强度和比弹性模量特别高，此外还有良好的耐腐蚀性能，很适用于制造海陆空的载运器。

钛合金也是一种发展较快的轻质结构材料，除了比强度和比弹性模量高之外，还有相当高的耐热、耐腐蚀性能。目前在世界钛产量中大约有 10~15% 用于航天和航空工业，在日本则有 80~90% 的钛用于化工机械制造业。值得注意的是正在研制中的钛基金属间化合物将有可能成为涡轮元件的优异材料。

在这二三十年中，复合材料作为新型的一种工程材料有了很大进展。自从 50 年代末和 60 年代初展现钨纤维强化复合材料以来，至今复合材料的类型已有几十种之多。用铸造方法生产复合材料已经成为铸造技术发展的重要分支。比强度和比弹性模量是衡量结构材料承载能力和机器特性的重要指标之一，尤其是对高速运动的动态结构更是这样。碳纤维铝复合材料的比强度和比模量为钢的 3 倍。长纤维增强（铝）基复合材料还具有优良的高温强度、吸震能力、抗疲劳能力以及防止零件突然性破坏的能力。但因成本昂贵，故只用于宇航等少数工业领域。目前发展最快的是短纤维型或粒子型铸造复合材料。这些复合材料是汽车、电机等工业中最经济而有效的耐磨和耐腐蚀材料，用来制造轴承、活塞、汽缸、集电器等零件。复合材料具有单一材料所不能及的许多重要的性能，无疑是材料发展的一个重要方向。据日本技术调查株式会社的预测，21 世纪将要确立复合材料优先发展和应用的地位。

工艺和设备方面的发展，主要围绕着铸件的优质、精化、高产以及生产过程的无害或少害而进行的。目前，砂型铸造虽然仍以粘土砂型为主，但化学硬化砂的使用范围正在不断扩大。树脂砂造型材料及其工艺方法有了不少的创新，使铸件的质量和尺寸精度有了新的提高，生产环境有了新的改善。此外，50 年代使用广泛的震击式或震压式造型机，因其噪声大、生产率低、紧砂质量和尺寸精度差，目前已由气动微震压、高压、射压以及真空造型和气流冲击造型等新一代造型设备逐渐代替。

随着产业结构以及世界经营环境的发展和变化，压力铸造在整个铸造行业中将占有日益重要的位置。目前在发展大型压铸机的同时十分重视发展 5~20 t 的热室小型压铸机，用来生产薄壁、高精度的小型-微型压铸件。例如 DM100 型压铸机注料重量只有 100~200 g，生产率为 1 000 型/h，一型多腔。其铸件可直接用来组装灯具、相机、音响设备、计算机和各种仪表。锌压铸合金和镁压铸合金的使用也在不断发展和扩大。

我国已经建立了教学、科研和生产的完整体系，并拥有一支具有相当水平的铸造科技队伍。铸件年产量已居世界第三位（仅次于独联体和美国），每年可以为机床、汽车、农机、动力、冶金、化工、纺织机械、飞机、船舶以及重型机械等工业部门提供数量充足的铸件，而且有不少铸件已进入国际市场，标志着我国悠久的铸造生产在现代工业化进程中已经占有举足轻重的地位。

三、本课程的性质以及内容和要求

本课程是热加工专业的一门主干课。它的教学应安排在物理化学、冶金传输及金属学原理等课程以及经过金工实习之后。

本教材共分两篇。第一篇是铸件形成理论，它包括以下内容：液态金属的结构与性质；液态金属对铸型的充填；铸件凝固；液态金属的结晶原理以及结晶组织的控制；铸件在结晶过程中伴生的缺陷及其预防等。铸件的质量与性能在很大程度上取决于铸件的结晶与凝固过程，因此铸件的凝固与结晶原理是铸件形成理论的基础。一个优秀的铸造工作者应对“凝固与结晶”十分精通，同时又应十分重视生产实际经验，这样才能不断提高分析问题和解决问题的能力。

能力。第二篇是铸造工艺基础，它包括砂型铸造与特种铸造以及铸造合金熔炼等三个部分。砂型铸造不仅应用最广，而且它的工艺方法和工艺设计原理最有代表性，它是掌握特种铸造工艺的基础。随着工业的发展和科技的进步，特种铸造方法和种类日益增多，各种特种铸造有各自的特点和适用范围。但是，只要掌握好砂型铸造的工艺原理，就不难掌握和开拓其他的特种铸造的工艺。本篇对常用的特种铸造方法：熔模铸造，金属型铸造，压力铸造，以及低压铸造和离心铸造都作了深浅不同的叙述。铸造合金的种类繁多，但是它们的熔炼工艺原理是大同小异的，而它们的某些熔炼原则，诸如对炉料的要求、合金的精炼与防氧化夹杂、成分与温度的控制等都应该共同遵循。本篇介绍的铸造合金只包括铝合金、铸铁、铸钢及高温合金等四类。其中的铝合金和高温合金是航空工业中应用最多的合金材料；而铸铁与铸钢则是整个铸造行业中普通应用的合金。只要把这几种合金的熔炼工艺及熔炼原理真正掌握好，就不难解决其他合金的熔炼问题。

学生在学完该课程的各部分内容之后，应对铸造过程有比较全面的了解，并应对其中的原理和工艺基础知识予以深刻掌握，以便为从事铸造工作，具备必要的知识。

参 考 文 献

- [1] 凌业勤等，《中国古代传统铸造技术》，科学技术文献出版社，1987年。
- [2] 曾建民，《特种铸造及有色合金》，No. 2, 1987年。
- [3] Die Cast. Eng., Vol. 1, No. 2, 1987.
- [4] 林明清，《铸造及其经济性》，机械工业出版社，1986年。

第一篇 铸件形成理论

本篇内容共分成6章：液态金属的性质，液态金属对铸型的充填，铸件的凝固，铸件的收缩及收缩缺陷，液态金属的结晶原理，铸件结晶组织的形成与控制，以及铸件中的气体与非金属夹杂物。这6章内容突出地反映出铸造这一成型方法的特点——金属在液态条件下成型。它以金属的凝固与结晶为核心，围绕这个核心展开对伴随产生的铸造缺陷的讨论。

本篇内容为下篇铸造工艺基础提供必要的理论准备。

第一章 液态金属对铸型的充填

铸造乃液态金属成型法，是将液态金属直接浇入铸型并在其中凝固和冷却而得到铸件的方法。由于液态金属的形状随容器而定，使这一方法能够成为现实。铸造生产中既然要将液态金属浇入铸型，就需要使其能充满设计的所有空间，这便牵涉到液态金属在铸型中的流动，即充型过程。这一过程对铸件质量的影响很大并影响到以后的凝固过程。

充型过程可能造成各种类型的缺陷，如冷隔、浇不足、夹杂、气孔、金属豆、夹砂、粘砂等缺陷，都是在充填条件不利的情况下产生的。有些缺陷不能修复只有将铸件报废。所以这里需要研究金属液对铸型的充填能力以解决浇不足、冷隔等问题，研究金属液在浇注系统及型腔中的液态以减少夹杂、气孔、夹砂等问题。

浇注系统的引入方式及引入位置对铸件质量的影响也是很大的，如疏松的形成即与其有密切关系。所以铸造工作者十分注意确定合理的浇注过程并提高合金充填铸型的能力。

金属液充填铸型过程中，液态金属的性质对充型能力、流态以及合金液的净化、凝固及其伴生现象均有重要影响，有必要先介绍一下这方面的内容。

第一节 液态金属的性质

这里主要介绍液态金属的粘滞性、表面现象以及基本物理性质。

一、液态金属的粘滞性

液态金属的粘滞性对于液态金属在铸型中的流动特性、充型能力以及金属液中的气体、渣滓、氧化物和其他非金属夹杂物的排除，以至对于铸件凝固的补缩都有明显的影响，亦即粘度的大小是与能否获得健全的铸件有着密切关系的。粘度的大小是由该液态金属的结构状况决定的。而结构状况又因温度、压力、含杂质情况及其他因素的变化而变化，故关于粘度理论的研究是建立在液态金属结构的基础上的，而同时又常把粘度的测定作为分析研究某种液体结构特点的方法之一。

(一) 粘滞性的一般概念

在自然界中，真实流体都具有粘性。粘性是当流体流动时在流体内部显示出的内摩擦力。若有两层液态金属因某种外力而引起了其中一层相对于另一层发生相对平稳运动时，则另一层会有一摩擦阻力作用到引起运动的那一层上。这一阻力的大小与两层间的速度梯度、两层间的接触面积以及该金属的特性和所处条件有关。牛顿提出了关于粘性流体作直线层状运动时，流体层间的切应力的假设。认为切应力 τ 与层间速度梯度 $\frac{d\mu}{dy}$ 成正比，即

$$\tau_{yx} = \mu \frac{d\mu}{dy} \quad (1-1)$$

μ 为动力粘性系数 ($\text{Pa} \cdot \text{s}$)，取决于流体的物理性质，通常称式(1-1)为牛顿内摩擦定律。

有时工程计量制里还采用运动粘性系数 ν ，它由下式导出：

$$\nu = \frac{\mu}{\rho} \quad (1-2)$$

式中 ρ ——液体的密度。

动力粘性系数与运动粘性系统之间可以互相换算。粘滞性的产生是由于物质分子之间的作用力，运动着的分子之间动量交换对流体宏观相对运动的阻碍作用，相对运动的两层液体间原子的相互作用力所造成的内摩擦力以及原子之间的动能传递所致。

上述公式只在液体发生层流运动时才适用。

(二) 测定

μ 和 ν 是理论分析和计算中常用的粘度，但它们较难准确地直接测得。工程上采用一种可用仪器直接测量得出的粘度即相对粘度。它是在规定条件下，用特定的粘度计，相对于水的粘度而直接测出的。根据测定条件不同，各国采用的相对粘度单位也不同，我国采用恩氏粘度，代号为 E。恩氏粘度测定方法及与 ν 的关系可参阅文献 [1]。

该方法对低熔点不易氧化的液态金属是适用的，但绝大多数金属和合金由于在液态时的温度较高，易和容器材料起作用，又易氧化或结晶，改变容器底部小孔的直径，从而改变 t_1 ，因而不能采用此法，但可采用悬桶法、悬球法、钟摆法等。

为了使测出的数据准确，在实验过程中应当尽量避免金属形成氧化膜，同时还要防止液态金属与实验器具（桶、球或摆）之交界处的预结晶现象，因为氧化膜的存在和预结晶的发生都会使得测出的粘度值偏大，有时甚至会因此而增大 3~5 倍。避免氧化和预结晶的方法是采用在真空中测量并保持实验过程中金属与器具的温度不变。

悬桶法比较准确，用得也较多，现以此法为例，说明粘度计的结构、操作和计算方法。

悬桶法又分为同心双圆桶和单悬桶两类。同心双圆桶如图 1-1 所示。其中 1 为被测液态金属，2 为内悬桶，3 为金属扭线，4 是指针，5 为固定读数盘，6 是外回转桶。由外力使外回转桶作等速转动，设其角速度为 Ω ，则由于液体之内摩擦作用必会使内悬桶受到一扭力，并向外桶旋转方向扭转一定角度，而此角度的大小可以反映扭力的大小，故可在读数盘 5 上直接刻出扭力值。在此情况下，内悬桶所受之扭力根据粘度意义可以导出下述公式以计算之：

$$T = 4\pi\mu \frac{r_1^2 r_2^2}{r_2^2 - r_1^2} \quad (1-3)$$

式中 r_1, r_2 ——内、外桶的半径；

T ——扭力。

测出 Ω, r_1, r_2 及 T 值之后即可由上式算出所试验金属的粘度 μ 。

应当指出，对于同一金属和合金在同一温度下之粘度值，往往由于所采用的测量方法的不同和其他条件的差异，不同测定者所得数据常有差异，有时相差还很大。这主要是由于氧化膜或液态金属与器壁接触处所产生预结晶的程度不同所导致的。

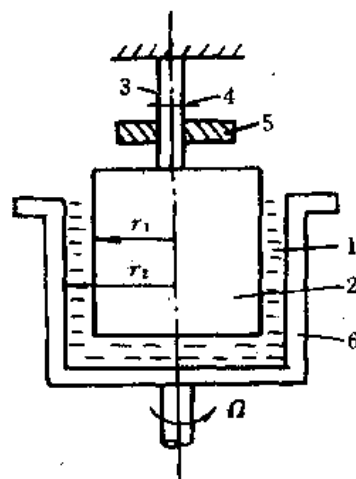


图 1-1. 同心圆桶法粘度仪示意图

(三) 粘滞性的影响因素

1. 金属本身物理特性的影响

将纯金属的运动粘度值与其本身的各种物理特征比较之后，就可发现各种金属粘度的大小与其本身的原子体积有关，金属的原子体积愈大，则其粘度愈小，如图 1-2 所示。许多金属在熔点附近之运动粘度值可以用以下公式进行初步计算：

$$\nu = K \frac{1}{V}$$

式中 K ——常数，约为 4~5；

V ——液态金属的原子体积。

根据上式计算出的许多金属的粘度值与由实验所得非常相近。这种关系反映了当一质点对其相邻质点发生

相对移动时，相邻质点对它所作用的阻力是随着两质点中心距离的增加而减小。原子体积越大，中心距离越大，则阻力越小，粘度也越小。

金属绝对熵的大小也可以正确反映金属的粘性。金属的熵愈小者，即当熔化时原子排列的规律性保持得愈多，其运动粘度也愈大。

总之，有两个金属本身的物理特征决定着液态金属运动粘度的大小，其一是作为几何因素的原子体积，另一是作为能量因素的熵的绝对值。

2. 温度

随着液态金属温度的升高，它的粘度将不断降低。金属的粘度与温度的关系有不同的表达式，根据富林开尔关于液态结构的理论，可用下式表示：

$$\mu = \frac{2\tau_0 k T}{\delta^3} e^{\frac{Q}{RT}} \quad (1-4)$$

式中 τ ——原子在平衡位置的振动周期；

k ——波尔兹曼常数；

T ——绝对温度；

δ ——相临原子平衡位置间的平均距离；

Q ——原子移动的激活能。

从式 (1-4) 可以看出， T 在函数 $e^{Q/RT}$ 及在系数中的影响不同。前者是随 T 升高而 μ 下降，后者则随着 T 的升高 μ 也升高，这主要看在某个时期哪一个因素起主要作用。实际上液态金属过热温度不太高时，系数的变化是次要的，故可以认为液态金属的粘度因温度升高而降低，实际结果也正如此，如图 1-3 所示。

3. 化学成分

如前所述，粘度反映原子间的相互作用力，因此它与状态图有一定的联系，如图 1-4 所示。通常相图上的化合物在成分-粘度曲线具有极大值，Mg-Pb 合金具有类似的情况。这种等温粘度线上的极大点将随着金属温度的升高而逐渐降低，因为这时化合物将逐渐分解，而

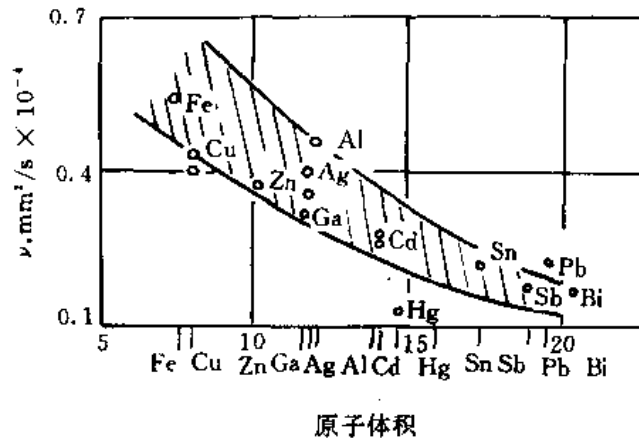


图 1-2 纯金属的粘度与原子体积之关系

组成合金的原子间的结合力也逐渐削弱。

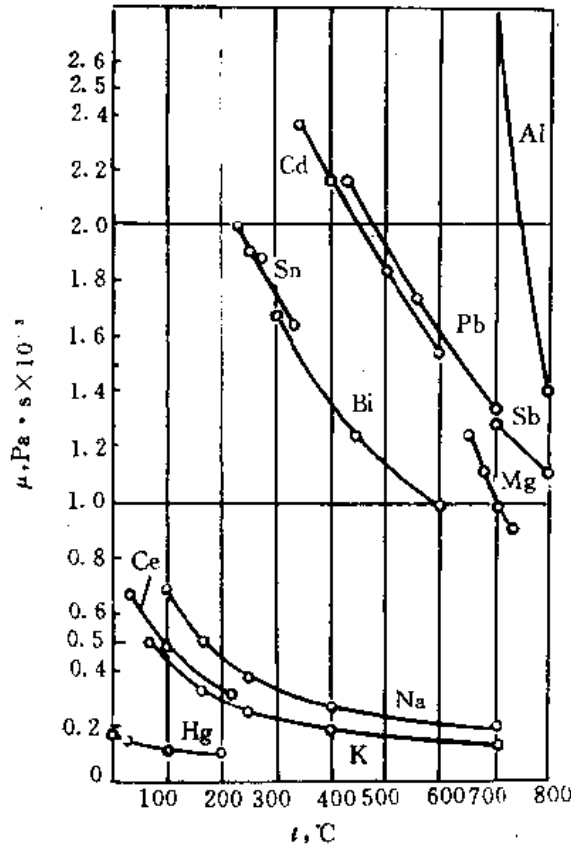


图 1-3 金属的动力粘度与温度的关系

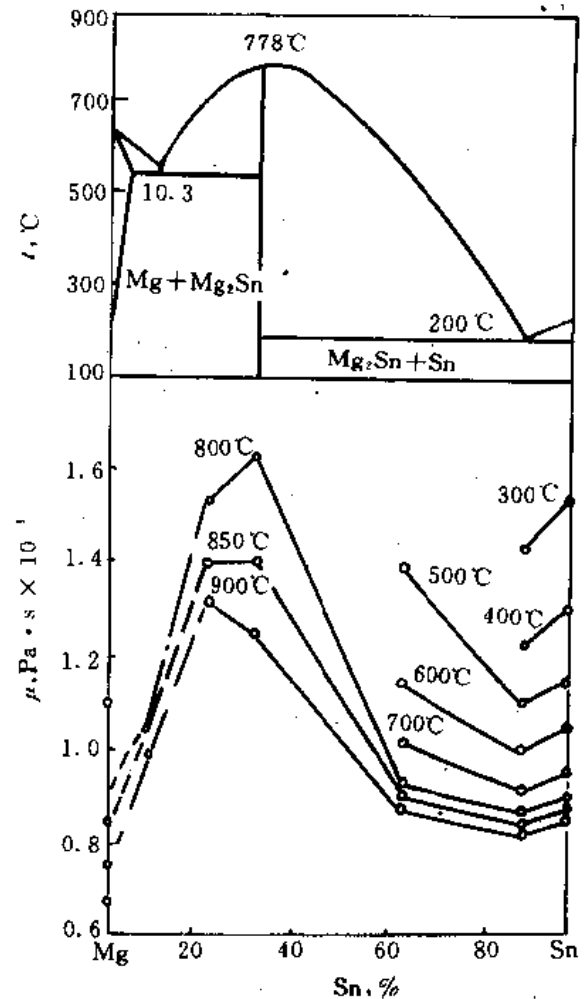


图 1-4 Mg-Sn 系合金之成分粘度图

某些研究结果表明，粘度在共晶点处具有最小值，如 Zn-Sn、Pb-Sn、Al-Si 等合金。对于某些合金在共晶点处具有最低的粘度值，有人作这样解释：这种合金的同组元原子之间具有较大的粘结力，而异组元原子的粘结力就小，总的使液态金属中原子间的相互作用力削弱，故粘度低。

这一关系的典型为 Al-Si 合金，如图 1-5 所示。

在 Fe-C 合金中，碳对粘度的影响是：随碳量增加溶液的密度下降，且在亚共晶成分前熔点随之下降，因此，当温度一定时，随碳量增加，过热度也增加，粘度下降。

4. 杂质

杂质的数量、状态和分布情况都能在不同程度上影响到液态金属的粘度。在液态金属中呈固态的杂质常使其粘度增加。但有些熔点低的杂质在液态金属中呈熔融状态，反而会使该液态金属的粘度降低。酸性钢较碱性钢的粘度小就是因为酸性钢的杂质多是液态的，而碱性钢的杂质常呈粒状固体。

(四) 粘滞性在液态金属净化过程的表现

液态金属中的杂质，若较该金属轻则将上浮；否则将下沉。杂质上浮或下沉的速度是非

常重要的。若此速度大则易于去除，使液态金属得以净化，有利于获得优质铸件；否则就难以净化，不利于铸件的质量。杂质的沉浮速度是由什么决定的呢？根据斯托克斯公式 $\left(v = \frac{2}{9} \frac{r^2 (\rho_{\text{金}} - \rho_{\text{杂}}) g}{\mu} \right)$ 可知，影响沉浮速度 v 的是粘度 μ ，杂质尺寸 r 以及液态金属与杂质的密度差 $(\rho_{\text{金}} - \rho_{\text{杂}})$ 。其中以 r 对其影响最大。同时，粘度愈大则愈难沉浮，所以从使液态金属得以净化的观点出发，希望 μ 愈小愈好。可以用提高温度的办法使 μ 下降，铸造镁合金液在精炼之后的静置（目的是去除夹杂物）过程中往往要升高温度就是这个目的。但是温度过高会带来其他一些不利影响，所以常用人为的方法加大 r 和 $|\rho_{\text{金}} - \rho_{\text{杂}}|$ 以促进杂质的去除。

上述夹杂物半径的大小对其去除的影响，仅是指夹杂物较小时 ($r < 0.1\text{mm}$)；对于较大的夹杂物，其大小对沉浮速度 v 的影响就不是那么大了，此时应用的公式为

$$v = \sqrt{\frac{8r(\rho_{\text{金}} - \rho_{\text{杂}})g}{3k\mu}} \quad (1-5)$$

式中 k 为表面形状的影响系数，其他符号同前。

二、液态金属的表面现象

铸造生产中牵涉到的表面现象很多，在合金熔制、充填铸型以及金属凝固过程中，液态金属的内部与外部，存在许多相与相之间的界面，如液态金属与大气、熔剂、炉壁、炉渣、浇包壁、型壁、内部的气体、夹杂等的交界面。在这些界面上所发生的表面现象，特别是表面张力及其变化，即对熔炼、结晶等过程，又对熔融金属的性质以及最后所取得的铸件质量，均有重要的影响。总之，表面现象在铸造生产中是随处可以见到的。

(一) 表面现象的一般概念

落在荷叶上的雨滴，凝结在青草上的露珠，洒在桌面上的小颗水银，滴定管下的液滴，浇注时飞溅的小滴铁水等均成球形。打开一瓶汽水，许多气泡便从与液体接触的瓶壁纷纷逃离出来，活性炭可以除去毒气，酸性白土可以脱色……凡此种种，都是人们在日常生活中熟知的自然现象，这些现象有一个共同特点，它们都发生在两相的分界面上。

在多相体系中，任何两相间的接触面，称之为界面。通常称固-气、液-气界面为表面（严格地说，表面是指物体与真空或与本身的蒸气之间的接触面）。凡是发生在界面（或表面）上

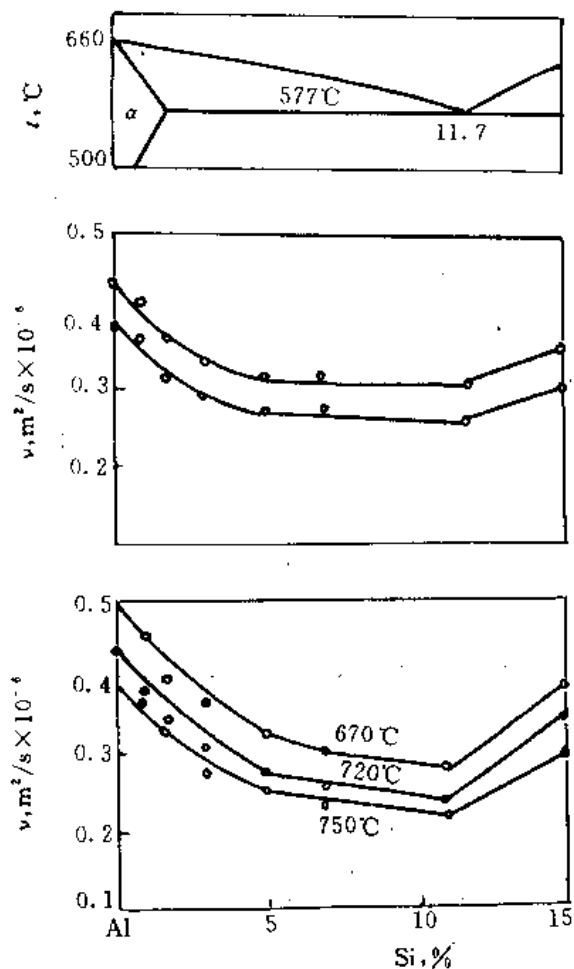


图 1-5 Al-Si 合金之成分粘度图

的现象，称为界面现象（或表面现象）。

无数事实告诉我们，物质的界面特性在任何两相的分界面上都能或多或少地表现出来。因此，界面现象是自然界中最普遍的现象之一，它存在于一切多相体系中两相之间的界面上。

界面的类型取决于物质的聚集状态，一般有下列五种：液-气，固-气，液-液，液-固，固-固。

铸造生产中对界面现象的研究和应用，具有重要的理论和实际意义。因此，掌握界面化学的基本原理，有助于分析铸造生产中界面现象产生的原因及其规律，利用它的有利方面，采取相应措施消除或减少它的不利方面。

界面现象既然发生于相互接触的两相界面上，因此，要科学地阐明界面现象产生的原因，就必须从剖析界面的特性开始。为此，我们以液-气界面为例来揭示界面现象的实质。液体内部的任一分子，受周围分子的作用力是对称的。这样的分子在液体内部移动时是不需要做功的。而处于流体表面层的任一分子，情况则不一样。因液体的密度远大于空气的密度，所以液体内部分子对表面层分子的吸引力远大于空气中气体分子对它的吸引力。结果合力垂直地指向液体内部，即表面层分子受到一个垂直向内的拉力，这就是所谓的内压力。内压力的存在使表面层分子的位能比液体内部分子高。位能总是有自动降低的趋势。对单元体系来说，液体表面层的分子位能的降低常通过表面积自动缩小而实现，这就是液滴总是力图缩小其表面积而呈球形的物理原因。

显然，要把液体内部的分子移到表面层以形成新的表面，就必须克服内压力而做功，在一定温度和压力下，对一定的液体来说，扩展表面所需做的功 $\delta W'$ 与增加的表面积 dA 成正比。设比例常数为 σ ，则在可逆条件下

$$\delta W' = \sigma dA \quad (1-6)$$

σ 具有单位长度上的作用力的量纲，故又称其为表面张力。其物理意义是：沿着与液体表面相切的方向垂直作用于表面上任意单位长度上使液体表面收缩的力。

表面张力是体系的强度性质，其值决定于物质的性质及所处的温度压力等条件，而与物质的数量无关。

（二）影响表面张力的因素

（1）不同的物质分子间作用力不同，表面张力也就不同。分子之间作用力愈大，则表面强度愈大。一般说来，金属键物质（熔化状态）表面张力最大；离子键物质（熔化状态）次之；极性分子（如 H_2O ）构成的液态物质更次；而非极性分子构成的液态物质（如液氯、乙醚等）最小。

物质的表面张力还与该物质接触的另一相的性质有关。一般说来，若两接触相的差别愈大，则表面张力也愈大；若两相差别消失，则表面张力不复存在。通常所说的液体的表面张力，是指该液体与其饱和蒸气接触时测定的数据。

（2）表面张力一般随温度升高而减小。这是因为温度升高引起分子动能增加，分子距离增大，引力减小；而共存的气相的密度增大，引力增强，结果导致两相引力差别缩小，因而表面张力降低。当温度升高到临界温度时，两相差别消失，表面张力为零。有少数物质如镉、铁、铜及其合金以及若干硅酸盐等，其表面张力随温度增高而增大，这种反常现象目前尚未得到合理的解释。

（3）不同的溶质（包括杂质和附加物）对不同金属的表面张力也有不同的影响。一般可以

把溶质分为两类：一类是能使液态金属表面张力降低的溶质，即 $\frac{d\sigma}{dC} < 0$ (C 为溶质的浓度)，这种溶质对该金属来说称为液态金属的表面活性物质，并具有正吸附作用。另一类是使液态金属表面张力增加的溶质，即 $\frac{d\sigma}{dC} > 0$ ，这种溶质对该金属来说称为液态金属的表面非活性物质，并具有负吸附作用。

正吸附：溶质在表面之浓度大于溶质在内部的浓度。

负吸附：溶质在表面之浓度小于溶质在内部的浓度。

所谓活性和非活性物质必须是指某种溶质对某种金属而言。

加入某些溶质之所以能改变金属的表面张力，是因为加入溶质后改变了溶液表面层质点的力场不对称性程度。而它之所以具有正（或负）吸附作用，是因为自然界中系统总是向减少自由能方向进行。表面活性物质跑向表面会使表面能量降低，故它具有正吸附作用；而表面非活性物质跑向内部会使表面能量降低，故它具有负吸附作用。一种溶质对于某种液态金属来说，其活性和非活性的程度可用吉布斯公式来表示：

$$G = \frac{-C}{RT} \frac{d\sigma}{dC} \quad (1-7)$$

式中 G ——单位面积液面上较内部多吸附或少吸附的溶质量；

C ——溶质浓度；

T ——绝对温度；

R ——气体常数。

(三) 弯曲液面下的附加压力

用一根玻璃管吹一个肥皂泡，若将管口堵住，则肥皂泡可以长时间存在。若不堵住管口，则肥皂泡将会不断缩小，很快聚成一个液滴。这个现象说明，只要液面不是平的，则其内外压力不同。因为气泡是一个弯曲液面，液体的表面张力迫使液面向内收缩，产生一种额外的压力，这个额外的压力叫做附加压力。要使气泡稳定，气泡内除了有压力对抗大气压外，还必须有一个大小相等的压力和附加压力抗衡，所以气泡内的压力必须大于外压。附加压力的大小和液面的曲率半径有关。关于附加压力与液面曲率半径的定量关系可推导如下（见图 1-6）：

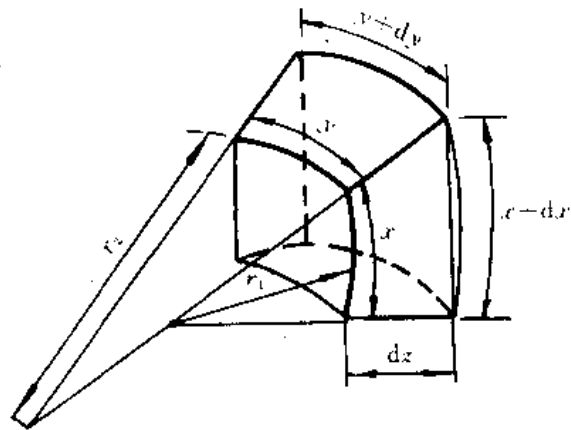


图 1-6 微元尺寸变化示意图

在一任意曲面上取一微元，其长度为 x ，宽为 y 。两个曲率半径分别为 r_1 和 r_2 ，在此微元中可看作常数。若该曲面向外膨胀一段距离，即 $x \rightarrow x+dx$ ， $y \rightarrow y+dy$ ，则微元面积 dA 的变化为

$$dA = (x + dx)(y + dy) - xy = xdy + ydx + dxdy$$

因为

$$dxdy \approx 0$$

所以

$$dA = xdy + ydx \quad (1-8)$$

增大此面积所需做的功为

$$\delta W = \sigma dA = \sigma(xdy + ydx) \quad (1-9)$$

由于表面分子处于不平衡状态，所以存在一个指向液体内部的压力，而液面要膨胀，就得克服这一压力 (Δp) 的阻碍，克服此阻力 (Δp) 所做的功为 $\Delta pxydz$ ，其值等于 δW ，所以

$$\sigma(xdy + ydx) = \Delta pxydz \quad (1-10)$$

从图 1-6 的三角形相似关系可得

$$dx = \frac{x}{r_1} dz \quad (1-11)$$

$$dy = \frac{y}{r_2} dz \quad (1-12)$$

将式 (1-11)、式 (1-12) 代入式 (1-10) 并整理得

$$\sigma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) = \Delta p \quad (1-13)$$

这就是拉普拉斯-杨方程式。

当曲面是球面的一部分时，即 $r_1 = r_2 = r$ ，此时

$$\Delta p = \frac{2\sigma}{r}$$

式 (1-13) 是附加压力与曲率半径的关系式。它表明半径越小，附加压力越大。凸面液体 (如液珠) $r > 0$ ，附加压力为正；凹面液体 (如液体中的气泡) $r < 0$ ，附加压力为负；平面液体 $r = \infty$ ，附加压力为 0。

(四) 液、固、气界面的界面现象

铸造过程中，液态金属不仅与铸型壁接触，而且与气体接触，在固、液、气之间的界面上将产生一些物理现象，影响铸件的质量。

1. 内聚功、粘附功及铺展系数

内聚功和粘附功的概念可以帮助我们分析液、固、气界面所产生的一些界面现象。

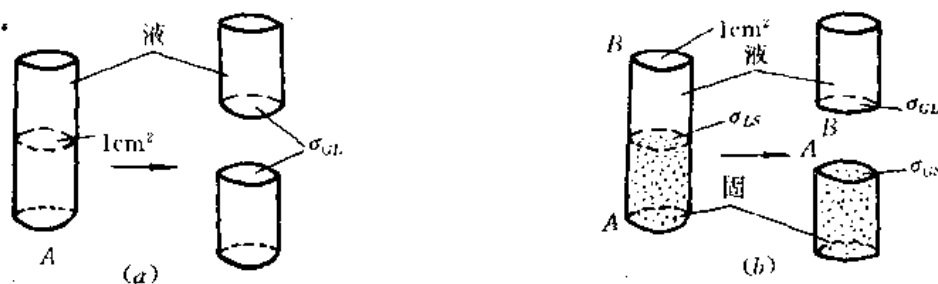


图 1-7 液体的内聚功和液、固界面的粘附功分析示意图

(a) 将单位断面之液柱分开 (b) 将单位断面之相连液柱和固体柱分开

设有一横截面为 1cm^2 的液柱 A，如图 1-7 所示。假定不改变截面积而将其拉成两段，则这时所消耗的功叫做该液体的内聚功。虽然这个实验无法进行，但这个功的大小很容易确定，因为未将液柱拉开时，在虚线处并无表面，拉开后出现了两个表面，每个表面皆为 1cm^2 。产

生 1cm^2 表面所需的功为 σ ，所以内聚功为 $W_{\text{内}} = 2\sigma$ 。

倘若液柱的上端为液体 B ，下端为不相溶的液体 A （或固体），如图 1-7 (b) 所示，在拉开之后，原来的界面 AB 不再存在，而出现了两个新的表面 A 和 B ，这时所消耗的功叫粘附功（或润湿功、附着功）。显然

$$W_{\text{粘}} = \sigma_A + \sigma_B - \sigma_{AB}$$

内聚功可用来表征相同液体间的吸引强度；而粘附功则表征不同液体或液体与固体间的吸引强度。

把不溶于水的液体滴在水面上，可发生两种情况：

(1) 液体在水面上不展开而形成一凸镜式液滴。这是由于液体本身的内聚功大于该液体对水的粘附功之故。

(2) 液体在水面上展开形成一薄膜。这是由于液体本身的内聚功小于液体对水的粘附功之故。因而不溶于水的液体能否在水平面上展开，可用粘附功和内聚功之差来度量

$$K = W_{\text{粘}} - W_{\text{内}}$$

其中 K 为铺展系数（或展开系数）。根据最小自由能原理，若 $K > 0$ ，则液体能在水面展开；若 $K < 0$ ，则液体不能在水面展开。

2. 液-固界面上的界面现象

液体金属充填过程中，由于金属与铸型之间的相互作用，将产生润湿和不润湿的物理现象。这一物理现象可以用图 1-8 加以说明。

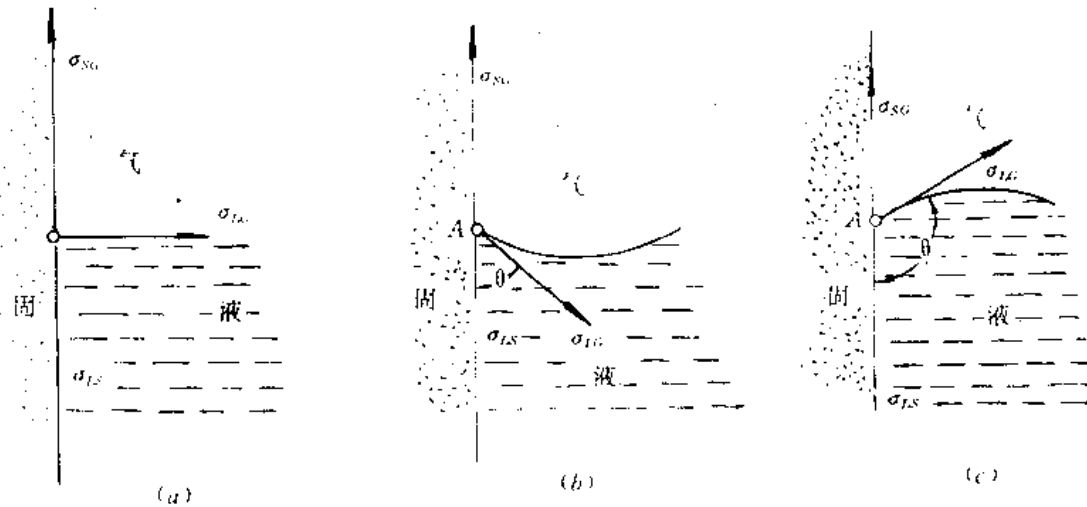


图 1-8 各界面上诸力对于质点 A 的作用简图

在液、固、气三相交界处 A 点受到三个界面上的力 σ_{LG} 、 σ_{SG} 和 σ_{LS} 的作用。这里 σ_{LG} 表示液体和气体间的表面张力，而 σ_{SG} 和 σ_{LS} 分别表示器壁与气体间、器壁与液体间的界面张力。

一般来说， σ_{LS} 并不等于 σ_{SG} ，所以可能有以下两种情况：

(1) $\sigma_{SG} > \sigma_{LS}$ ，则液体表面呈图 1-8 (b) 所示的形状，其力的平衡关系如下：

$$\sigma_{SG} = \sigma_{LS} + \sigma_{LG} \cos \theta$$

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{SG} - \sigma_{LS}}{\sigma_{LG}}$$

因为 $\sigma_{SG} > \sigma_{LS}$ ，所以 $\cos \theta > 0$ ， θ 为锐角。

(2) $\sigma_{SG} < \sigma_{LS}$, 液体表面呈图 1-8 (c) 所示的形状, 其力的平衡关系如下:

$$\sigma_{LS} = \sigma_{SG} + \sigma_{LG} \cos(180 - \theta)$$

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{SG} - \sigma_{LS}}{\sigma_{LG}}$$

因为 $\sigma_{SG} < \sigma_{LS}$, 所以 $\cos\theta < 0$, θ 为钝角。

θ 角称润湿角, 可用来作为衡量液体能否润湿器壁的尺度, 如 $\cos\theta > 0$, 则液面下凹, 液体润湿器壁, 如 $\cos\theta < 0$, 则液面凸出, 液体不润湿器壁。

根据上述公式不难得出

$$W_{附} = \sigma_{LG}(1 + \cos\theta)$$

从该式可知, 当 $\theta = 180^\circ$ 时, 则 $W_{附} = 0$, 此时, 液体与固体之间完全无作用力, 相当于绝对不润湿的情况。当 $\theta = 0^\circ$ 时, 则 $W_{附} = 2\sigma_{LG} = W_{内}$, 即液体与固体之间的附着力等于液体内部的内聚力, 相当于绝对润湿的情况。

(五) 表面张力的测定

测定液态金属表面张力的方法很多, 如毛细管法、液滴法和气泡内最大压力法等。

毛细管法是根据液态金属在毛细管中上升(或下降)的高度和润湿角计算表面张力。

测量液态金属表面张力的最适宜的方法是气泡内最大压力法。在液态金属中插入一毛细管, 并由毛细管向内吹入惰性气体(如氩气), 随着吹入气体压力的增大, 气泡的曲率半径渐减(如图 1-9 所示), 当气泡半径恰与毛细管内半径相同时, 此时气泡半径最小而泡内压力为最大。再吹时, 气泡的半径又增加了, 压力也就逐渐减小。

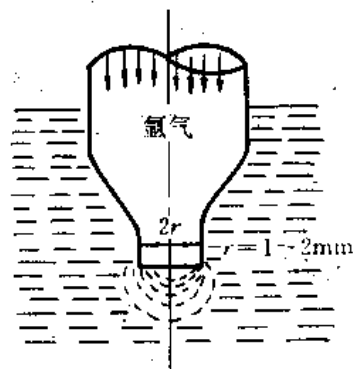


图 1-9 气泡内最大压力法示意图

由测出的最大压力 p , 根据公式 $p = 2\sigma/r$ 即可计算出表面张力。

(六) 表面现象在铸造生产中的表现

在铸造生产中遇到的表面现象很多, 如液态金属的净化、充填铸型, 熔剂覆盖以及制造双金属铸件, 熔模铸造中模组的涂挂, 金属结晶等都和表面现象有着密切的关系。这里仅就液态金属的净化、充填铸型以及熔剂覆盖等说明表面现象与铸造生产的密切关系。

1. 液态金属净化中的表面现象

液态金属中的夹杂物能否很好去除和它们与金属间的附着功的大小有很大关系。夹杂物的去除有自发和人为的两种过程。

(1) 自发除杂过程

分散的夹杂物自行聚集在一起, 浮在液态金属表面或沉到其底部, 也可能粘附在液态金属内的气泡上跟气泡一起浮出。

(2) 人为精炼过程

自发过程一般进行得很慢, 也难以彻底, 因而常常采用人为的方法精炼金属, 如在铝合金中通入氯气以进行精炼。氯气与铝液中的氢生成 HCl 或与铝形成 $AlCl_3$ (沸点 $180^\circ C$), 这两种气体形成的气泡在上浮过程中, 与铝液中的夹杂物相遇时, 将其带出并聚集在铝液表面。

不管是自发除杂还是人为精炼过程，夹杂物只有自行聚集在一起或粘附在气泡上才能较快分离。而聚集或粘附均与表面现象有关。

系统的自发过程必须是向着减少能量的方向进行。而夹杂与液态金属界面上的总表面能应为其间的表面张力与总表面积之乘积，即 $\sigma_{杂-金} \times S_{杂-金}$ 。过程进行的方向应是使此总表面能减小，在 $\sigma_{杂-金}$ 已固定的情况下，使 $S_{杂-金}$ 减小的方向就必须是过程自发进行的方向，而分散的杂质聚集在一起就会使 $S_{杂-金}$ 减小，故聚集是一自发过程。又因夹杂物与液态金属间存在密度差而可自行沉浮。

在液态金属中存在气泡时（金属中原有的或人为通入的），夹杂物能否自动粘附在上面也要看粘附前后系统总表面能的变化情况。如图 1-10 所示，粘附前后的表面能变化为



图 1-10 夹杂物与气泡粘附情况

$$\Delta F = \sigma_{气-杂} \times \Delta S_{气-杂} + \sigma_{气-金} \times \Delta S_{气-金} + \sigma_{杂-金} \times \Delta S_{杂-金} \quad (1-14)$$

式中 $\Delta S_{气-杂}$ —— 粘附后气泡和夹杂物之总接触面与粘附前之差；

$\Delta S_{气-金}$ —— 粘附后气泡和金属之总接触面与粘附前之差；

$\Delta S_{杂-金}$ —— 粘附后夹杂物和金属之总接触面与粘附前之差。

由图 1-10 分析可知， $\Delta S_{气-杂}$ 为正值，而 $\Delta S_{气-金}$ 和 $\Delta S_{杂-金}$ 则皆为负值，又可近似地认为 $\Delta S_{气-金}$ 与 $\Delta S_{杂-金}$ 相同。所以

$$\Delta F = -\sigma_{杂-金} \times \Delta S_{杂-金} - (\sigma_{气-金} - \sigma_{气-杂}) \Delta S_{气-杂}$$

在大多数情况下 $\sigma_{气-金} > \sigma_{气-杂}$ ，等式右端总是负值，则 $\Delta F < 0$ ，所以粘附之后系统表面能总是减小的，夹杂物粘附于气泡也是自发过程，在生产实践中所观察到的现象确实如此。

2. 覆盖熔剂与金属液之间的表面现象

为了防止金属的氧化或某种元素的蒸发，在熔化有色金属时，常常使用熔剂，对镁合金来说更是不可缺少的。

为了很好地起到防止氧化的作用，对熔剂提出如下要求：

(1) 熔剂对该金属的铺展系数要大，即

$$K_{熔-金} = \sigma_{气-金} - \sigma_{气-熔} - \sigma_{金-熔}$$

要大。

(2) 熔剂对金属容器（如坩埚）器壁应是润湿的，即 $\theta_{熔-壁} < 90^\circ$ 。

为满足第一个要求，须使 $\sigma_{气-金}$ 大，而 $\sigma_{气-熔}$ 和 $\sigma_{金-熔}$ 应当小。

但 $\sigma_{气-金}$ 对一定的金属是已固定了的，而后两因素中， $\sigma_{金-熔}$ 又不能太小，否则，会使熔剂与金属间附着功增大，进一步导致熔剂与金属混杂的乳化现象，除渣时增加金属损耗，又会污染金属。所以使铺展系数大的最好方法是选用其本身的表面张力 $\sigma_{气-熔}$ 尽量小的熔剂。

熔剂的表面张力 $\sigma_{气-熔}$ 小时，还会使 $\cos\theta$ 有较大的正值，这也就满足了对熔剂所提的第二个要求。

3. 液态金属在充填铸型中的表面现象

铸型材料一般不被液态金属所润湿，故液态金属在铸型中流动时表面凸出，此时产生方向指向内部的拉普拉斯压力 Δp 是需附加一个高度为 h 的压头。很显然，所需要的附加压头 h

愈大，则充填铸型就愈困难，对细薄铸件更是这样。

但是，因表面张力而造成的附加压力对充填铸型的影响是很小的，所以不应当采用使 $\theta < 90^\circ$ 的办法来改善充填铸型的条件，因为这样做不但效果不大，反而使粘砂现象严重。当然，对于用表面张力很大的合金铸造具有非常细薄部分的复杂铸件时，表面张力的影响就不能忽视了。

4. 铸造生产中所遇到的其他表面现象的实例

(1) 在使用内冷铁或制造双金属铸件时，为了使液、固两种金属很好地焊合在一起，希望它们能润湿。

(2) 从减轻充填结晶期间裂纹的观点出发，液态金属与自己的晶体相润湿是有利的。

(3) 对于各类铸型，不希望它们与液态金属相润湿。

(4) 表面张力大小对结晶形状、晶粒粗细有影响，从而对金属的机械性能与物理化学性能有影响。

铸造生产中所遇到的表面现象很多，这里不一一列举。

三、液态金属的基本物理性质

液态金属的性质影响到合金的熔炼工艺、熔炼设备的选择、铸件工艺设计以及热处理等，铸造工作者应对其有充分的认识。

(一) 熔点和熔化热

金属的熔点影响到合金的熔点。各种纯金属的熔点相差很大，不同基体的合金其熔点相差也很大。

纯金属在一定温度下熔化及凝固，而大部分合金（除共晶成分外）有一个熔化（或结晶）温度区间。熔化温度区间的大小取决于合金的种类和化学成分，它也影响合金的流动性、铸件的结晶过程及宏观组织，因而也影响铸件质量和性能。

各种金属的熔化热相差也很大。根据熔化热可以推测合金熔化的难易程度。

(二) 沸点和蒸发热

金属的熔点相差很大，沸点相差也很大，但两者之间没有相应的关系，如：

金属	熔点 (°C)	沸点 (°C)
Al	660.2	2 450
Mg	651	1 103
Sn	231.9	2 270
Zn	419.5	906

各种金属的蒸发热也不同。但各种金属的蒸发热均远高于熔化热，这有助于理解液态金属的结构和特性——与固态较为接近，而与气态相差较远。

(三) 膨胀与收缩

液态金属比固态金属具有更大的热膨胀率，这不仅是由于温度升高引起原子间距离增大，更主要是因为液态金属内部的热运动使空位和空穴增加，因而液态金属体积也明显膨胀。所以，绝大多数金属的密度在液态时都比固态时小，这与金属的热膨胀特性是一致的。

与此相应的，液态金属凝固冷却时，体积都要缩小这一特性对铸件形成过程十分重要，铸件的主要缺陷（缩孔、缩松、应力、变形、热裂、冷裂）的形成均与此有关。研究金属的膨

胀、收缩特性对消除铸件的这类缺陷是大有益处的。

一般金属在凝固时体积都要收缩，但也有例外，如铋、锑等。人们往往利用金属的这一特性以满足某些需要。

合金的凝固收缩往往与金属种类、合金成分以及含气量有关。

(四) 导电性

金属熔化后，电阻将增加，导电性即降低。近代物理方法测定结果表明：液态时的自由电子数与固态时相比并没有多大差别，熔化时导电性的下降可以考虑是由于液态中原子平均位置的热振动之振幅的增加和液态金属结构不规则性的增加所引起的结果。液态金属的电导率变化与固态金属的晶体结构有关。

(五) 导热性

液态金属的导热性影响铸件的散热能力，进而影响其温度梯度，最终影响铸件的结晶特性，也影响铸件内的热应力。

(六) 液态金属中的扩散

固态金属中的扩散可用晶体中的原子与空位交换位置加以解释。液态时空位率大大增加，因此，扩散速度大大加快，液体中的扩散速度比固态晶体中的应大 $10^2 \sim 10^5$ 倍。

液态金属中溶质的扩散系数大大增加这一现象有利于合金元素的均匀化。由于对合金的性能要求越来越高，向合金中加入的元素种类越来越多，为了充分发挥这些元素的作用，希望这些元素在母体中分布均匀。如果合金元素在母体中的扩散系数大，则完成这一过程所需的时间就短，这时提高温度常是有效的。

(七) 密度

不同金属的密度各不相同，同一种金属在固态时和液态时的密度也不相同。由于金属受热膨胀，所以液态金属的密度比固态时相应要小些。

第二节 充型能力与流动性

液态金属充填过程是铸件形成的第一阶段，铸件的许多缺陷是在这个过程中形成的。为了获得优质健全的铸件，必须掌握和控制这个过程。为此，首先要研究液态金属充满铸型的能力，以便得到形状完整、轮廓清晰的铸件。液态金属充填铸型的能力（充型能力）是生产合格铸件的最基本要求；其次要研究液态金属的充型过程中与铸型之间热的、机械的和物理、化学的相互作用，以及在充型不利的情况下可能产生的缺陷和防止措施。

浇注系统除对液态金属在其中的流动状态有影响外，还对铸件在铸型中的凝固和冷却过程中的热状态产生作用，从而对于与铸件热状态有关的一些缺陷的形成密切相关。例如，金属液引入位置不当会因铸型局部过热而在铸件的相应位置形成疏松。但这些关系是在后面有关章节及其他课程中介绍的，本章主要介绍液态金属充型能力的有关内容。

一、充型能力的概念、意义和测定方法

1. 充型能力的概念

液态金属流经浇注系统并充满铸型型腔的全部空间，形成轮廓清晰、形状正确的铸件的能力叫做液态金属充填铸型的能力，即充型能力。

液态金属充填铸型的能力是一很重要的铸造性能。在铸造上它是对液态金属的主要要求之一，因为它不仅表明了金属充满铸型和使外形轮廓清晰的能力，而且对于获得优质铸件也有很大影响。液态金属充填铸型是一个复杂的物理、化学和流体力学问题。为控制这一过程，须知金属及各种合金在液态时的性质（密度、粘度、表面张力、氧化性、氧化物的性质及润湿性等）。

液态金属充填铸型一般是在纯液态下充满型腔，也有边充填边结晶的情况。如果在充满型腔之前就停止流动，铸件上将出现浇不足的缺陷。

同一种金属用不同的铸造方法，所能铸造的铸件最小壁厚不同；同样的铸造方法由于金属不同所能得到的最小壁厚也不同。如表 1-1 所示。

表 1-1 不同金属和不同铸造方法铸造的铸件最小壁厚

金属种类	铸造方法				
	砂型	金属型	熔模	壳形	压铸
灰铸铁	3	>4	0.4~0.8	0.8~1.5	
铸钢	4	8~10	0.5~1	2.5	
铝合金	3	3~4			0.6~0.8

以往关于液态金属充填铸型的能力常使用“流动性”这一术语，这是不够确切的，因它往往会与物理上所指的粘度的倒数 $\varphi=1/\mu$ 相混淆。实际上，液态金属充填铸型的能力取决于许多因素，它是将决定液态金属流动情况的金属本身的物理性能、化学性能以及物理化学性能归纳起来的一个综合概念。我们用这个名称只能表明这种合金和其他合金相比的性能。而在进行比较时，将与铸型性质以及充填条件有关的因素影响视为不变。

2. 充型能力的意义

充型能力的大小影响铸件的成型。充型能力差的合金难以获得大型、薄壁、结构复杂的健全铸件。

金属的流动性对铸件补缩、减轻热裂、获得优质铸件均有影响。

良好的流动性能使铸件在凝固期间产生的缩孔得到液态金属的补充。铸件在凝固末期受阻碍出现的热裂可以得到液态金属的充填而弥合。因此，有利于这些缺陷的防止。

流动性好的合金，充型能力强；流动性差的合金，充型能力差。但是可以通过改善外界条件来提高其充型能力。在不利的情况下，由于液态金属充型能力不好，则可能在铸件上产生“浇不足”、“冷隔”等缺陷。

由于合金的充型能力与铸件的成型及质量有着密切的关系，所以它是合金的重要性能指标之一。掌握了合金的充型能力，可以根据铸件的要求来选择材料。而材料选定以后，又可根据铸件的要求及合金的充型能力来采取相应的工艺措施以获得健全的优质铸件。

合金的流动性还有一个作用，即不具备直接测温条件而又经常熔炼某种固定成分的合金时可用它来判断液态金属的温度。

3. 充型能力的测定

测定充型能力的方法是多种多样的，但可归纳为间接法和直接法两大类。间接法由于准确性差而很少采用，此处只介绍直接测量法。

直接方法根据测定用的专门试样，又分为两大类：

(1) 试样截面由宽变窄者。金属由宽截面处逐渐流向窄截面处，结果液态金属一方面由于结晶，一方面由于表面张力逐渐增大而停止流动。如楔形和球形试样。由试样的小头尺寸（楔形试样尖角处的尺寸和球型试样孔的直径）来衡量充型能力。

这一方法使用较少，因其灵敏度低，试验困难，不易控制，但它对表面张力较敏感，所以只对表面张力影响大的细薄铸件才是适用的。

三角锥试样是楔形试样的变态。由于铸型条件一致，只是由于试样尺寸不同，测量结果实际是合金本身的表面张力。由于灵敏度低，很难得出具有良好再现性的数据。

(2) 试样截面不变化者。试样主要由细长管道构成，由金属液在管道中充填的长度来衡量其充填能力。属于这一类型的试样很多，如直棒型（如图 1-11）、螺旋型（图 1-12）、迷宫型、U 型、竖琴型等。真空试样也属于这一类。

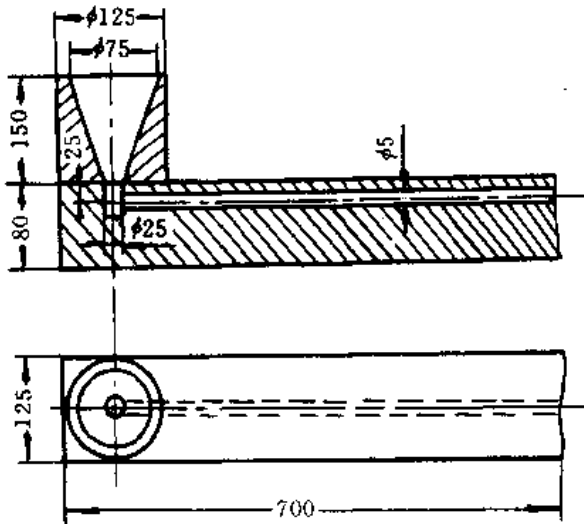


图 1-11 测充型能力的棒状试样

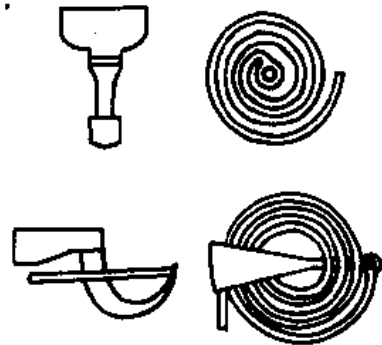


图 1-12 测充型能力的螺旋试样

设计及选用试样的原则是：

灵敏度高：要求在被测金属性质相差不大的情况下可以从试样的长度上表现出来。金属液流过的管道愈长则灵敏度愈高，螺旋型试样比较灵敏，在生产和科研中应用也最多。

重复性好：应保证每次浇注试样的热学条件和力学条件不变。热学条件是由铸型的散热条件决定的；力学条件一方面是正压力，另一方面是阻力，应在浇注及设计铸型结构时采取措施，以保证充填时的压头和阻力不变。

操作简便，消耗金属液少：直棒型试样砂箱长，造型不便；竖琴型造型也不方便，消耗金属液多，又不准确，所以现在多不采用；U 型试样虽然简便，消耗金属液少，但不准确，用得也不多；螺旋型试样虽长，但盘旋之后非常紧凑，造型方便，所用砂箱较小，故用得较多。

由于影响金属液充型能力的因素很多，有合金方面的，也有铸型方面的，所以在合金条件一定时，可用螺旋型试样测定铸型性质对充型能力的影响，也可以用来研究涂料对充型能力的影响。用不同造型材料制作几个相同的螺旋型试样或用同样造型材料制作几个同样的螺

旋型试样，涂以不同的涂料，然后用共同的直浇道将液态金属引入不同铸型，这时合金和浇注条件均可看成是一致的，从而可以用试样长度来判断铸型或涂料性质对充型能力的影响。

二、停止流动的机理

金属液在铸型中的流动是如何停止下来的，有多种理论，这里介绍几种：

(1) A. A. 包赤瓦尔、A. Г. 斯巴斯基等人认为充型过程可以分为两个阶段，即完全处于液态时的流动阶段和已经有了一些结晶后处于液固混合时的流动阶段。他们认为合金成分不同而产生的充型能力的不同，主要是由于在液固状态流动阶段的不同而造成的。对于纯金属的结晶温度间隔为零的合金，它们的结晶是由外部型壁向内逐层进行的，故内部尚未结晶的液态金属仍能继续流动，直至合金全部凝固为止。但对于结晶温度间隔大的合金，则结晶在一定的范围内同时进行，由于枝晶的发展，形成栅网状组织，使得尚未结晶的液态金属在其间的流动受到较大的阻碍，因而充型能力就低。

(2) 英国人 V. 康迪克认为粘度是影响充型能力的主要因素。他根据许多二元合金之粘度、充型能力与成分之间的关系 (图 1-13)，认为由于粘度的增加或降低而使充型能力相应地降低或增加。

(3) Ю. А. 涅亨齐的看法介于前两种理论之间。他一方面认为液态金属在开始结晶以后还可以流动，但是在尚未冷到固相线时就因粘度急剧上升而停顿下来。他把这个停止流动时的温度叫做零流动性温度。他同意了关于流动两阶段的理论，又认为在这两阶段中都是因为粘度大增终于导致了流动的停止。

(4) B. B. 古里亚耶夫认为液态金属流之所以停止下来是由于液流头部因冷却而结成了固体硬壳，当此硬壳的强度足以支持液态金属的静压力时，流动便突然停止。

(5) M. C. 弗莱明斯认为金属结晶特性不同，停止流动的机理也不同。取纯 Al (99.99% Al) 和 Al-5%Sn 两种金属浇注流动性试样。

纯金属停止流动的原因是末端之前的某个部位从型壁向中心生长的柱状晶相接触，金属的流动通道被堵塞。Al-5%Sn 合金流动性试样液流前端冷却最快，首先结晶，当晶体达到一定数量时，便结成一个连续的网络，发生堵塞，停止流动。

上述两种由于结晶特性不同而造成的两种不同的停止流动机理，可以用示意图表示，并进一步探讨。

图 1-14 为纯金属、共晶成分合金和结晶温度范围很窄的合金停止流动机理示意图。在金属的过热未散失以前，为纯液态流动 (图 1-14 (a))。金属液继续流动，冷的前端在型壁上凝固结壳 (图 1-14 (b))，而后的金属液是在被加热了的管道中流动，冷却强度下降。由于液流通过 I 区终点时，尚具有一定的过热度，将已凝固的壳重新熔化。所以该区是先形成凝固壳，又被完全熔化。第 II 区是未被完全熔化而保留下来的一部分固相区，在该区的终点液态金属耗尽了过热热量。在第 III 区里，液相与固相具有相同的温度 (结晶温度)。由于在该

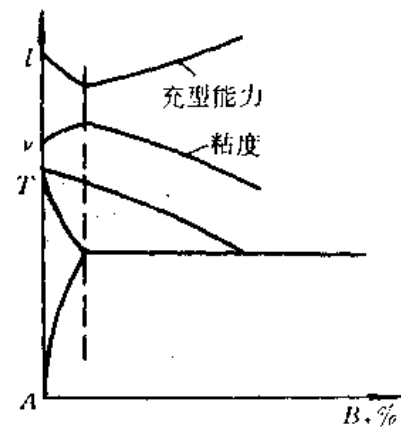


图 1-13 二元合金之粘度、充型能力与其成分的关系

区的起点处结晶开始较早，断面上结晶完毕比较早，往往在它附近发生堵塞（图 1-14 (c)）。这类金属的流动性与固体层内表面的粗糙度、毛细管阻力以及在结晶温度下的流动能力有关。

图 1-15 为结晶温度范围很宽的合金的停止流动机理示意图。在过热未散失以前金属液也以纯液态流动。温度下降到液相线以下时，液流中析出晶体，顺流前进并不断长大。液流前端不断与冷的型壁接触，冷却最快，晶粒数量最多，使液态金属的粘度增加，流速减慢。当晶粒数量达到某一临界值时，便结成一个连续的网络，当液流的压力不能克服此网络的阻力时，即发生堵塞而停止流动。

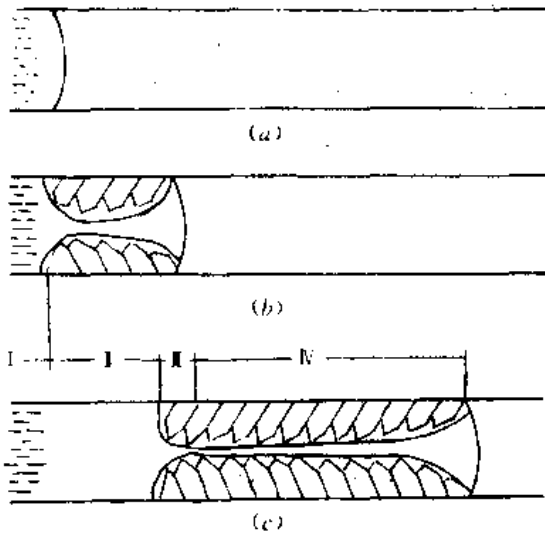


图 1-14 纯金属和结晶温度范围很窄的合金停止流动机理示意图

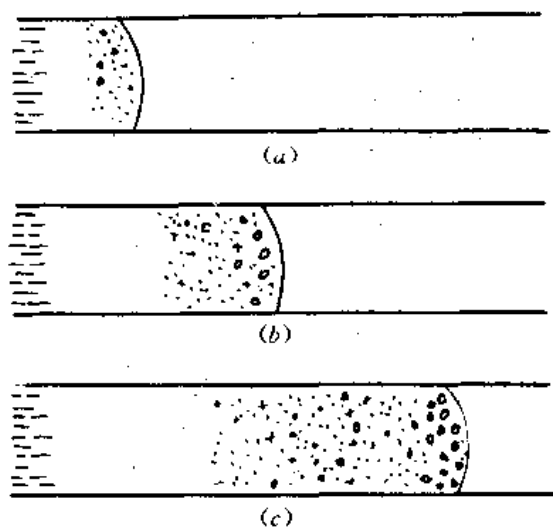


图 1-15 宽结晶温度范围合金的停止流动机理示意图

合金的结晶温度范围越宽枝晶就越发达，液流前端析出相对较少的固相量，亦即在相对较短的时间内液态金属便停止流动。因此具有最大溶解度的合金其流动性最小。试验表明，在液态金属的前端析出 15~20% 的固相时，流动就停止。

上述几种理论哪一种是正确的呢？我们根据所介绍的内容不难看出，不同研究者所提出的理论虽各有不同，但其实质有相似之处。各研究者所提理论都有其根据。

T. II. 阿尔洛娃曾作了以下试验，这对金属在铸型中的流动到底是怎样停止的，是一个很好的印证。

试验装置示意于图 1-16，在试验铸型的管道中相隔一定距离设置许多接触点，并用导线与串联的许多电阻连在一起，并共同联至示波器上。在浇注之前，金属尚未流入，

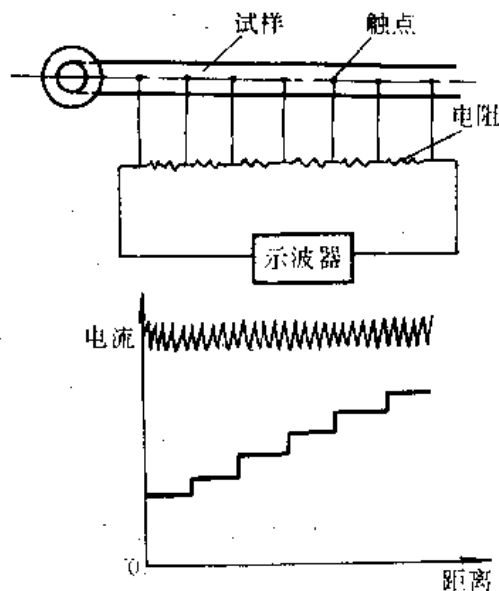


图 1-16 T. II. 阿尔洛娃试验示意图

故所有的电阻都发生作用，因而电流最小。但在液态金属浇入后，随着金属液逐渐流进，各触点也相继被连通。由于金属导电，所以原设电阻逐次失去作用，而通过之电流也逐级增大，如图中阶梯线所示。利用计时器测出金属流进每一段距离所用的时间，进一步算出每一段的平均流速，画出流速随距离变化的曲线。所得曲线示于图 1-17，由图可以得出如下结论：

(1) 各种金属或合金（不论其结晶温度间隔大小），当静压力及过热相同时，各相应处的流速都一样，即速度-距离曲线约处于相同位置。

(2) 各种金属或合金的流动都是突然停止的。结晶温度间隔大的停止得早，而结晶温度间隔小的停止得迟。

(3) 提高压头则使曲线上升，停止流动处变远。

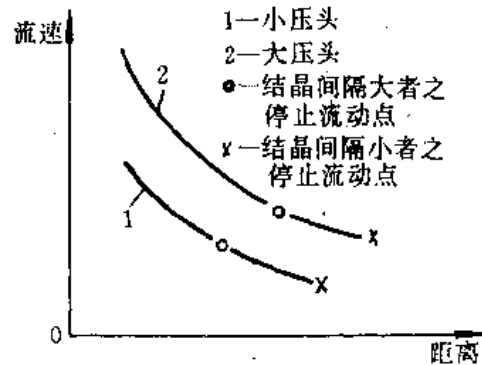


图 1-17 金属流速与其流经路程之关系

由此可知，液态金属流动的停止是突然的。古里亚耶夫的头硬壳理论能比较好地说明这种情况。由于液流头部形成了冷凝的硬壳，当它一旦达到足够的强度后，就会阻碍液流使其突然停止流动。由于各种合金的热容量、结晶热和导热性的不同，而使得头部形成冷凝壳的时间也有了早晚，故突然停止的时间也就早晚不同了，这就表现出充型能力的大小。

应该指出：不能仅凭某种或某几个试验就完全否定某些理论而肯定某种理论；也不能因此就完全否定某些因素的影响。另外，上述理论有的是相似的，有的是从不同侧面分析问题的。

三、影响充型能力的因素及提高充型能力的措施

(一) 影响充型能力的因素

1. 液态金属充型能力的计算

液态金属是在过热情况下充填铸型的，与铸型之间发生着强烈的热交换，是一个不稳定的流动过程。由于影响此过程的因素很多，从理论上对液态金属的充型能力进行计算很困难，许多研究者为了简化计算，对过程作了各种假设，并且由于对液态金属停止流动的机理的不同认识，得出许多不同的计算公式，下面仅介绍一种计算方法作为参考。

假设以某成分合金浇注一水平棒型试样，合金的充型能力以 l 表示。在一定的浇注条件下

$$l = v\tau \quad (1-15)$$

式中 v ——在静压头 H 作用下，液态金属在型腔中的平均流速；

τ ——液态金属进入型腔到停止流动的时间。

从水力学可知

$$v = \mu \sqrt{2gH} \quad (1-16)$$

式中 H ——液态金属的静压头；

μ ——流量消耗系数。

关于流动时间 τ 的计算，根据液态金属不同的停止流动机理，有不同的计算方法。对于宽

结晶温度间隔的合金用牛顿定律建立热平衡方程式,并对过程作一些假设,得到流动时间 τ 的计算公式:

$$\tau = \frac{F\rho_1 kL + c_1(t_{\text{液}} - t_s)}{Pa(t_L - t_{\text{型}})} \quad (1-17)$$

式中 F ——试样的断面积;
 P ——断面积 F 的周长;
 ρ_1 ——液态金属的密度;
 α ——传热系数;
 k ——停止流动时液流前端的固相百分含量;
 L ——合金的结晶潜热;
 c_1 ——液态金属的比热;
 $t_{\text{液}}$ ——合金的浇注温度;
 t_s ——合金停止流动时的温度;
 t_L ——合金的液相线温度;
 $t_{\text{型}}$ ——铸型初始温度。

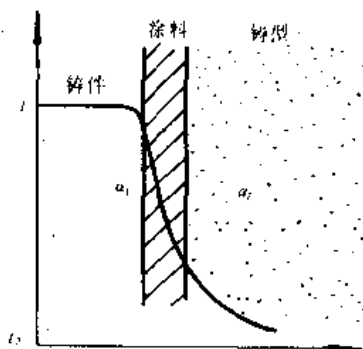


图 1-18 铸件-涂料层-铸型间的换热

在有涂料的情况下(图 1-18),换热系数 α 可按下列式计算(涂料层视作薄壁):

$$\frac{1}{\alpha} = \frac{1}{\alpha_1} + \frac{\alpha_{\text{涂}}}{\lambda_{\text{涂}}} + \frac{1}{\alpha_2}$$

$$\alpha = \left(\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\alpha_{\text{涂}}}{\lambda_{\text{涂}}} + \frac{1}{\alpha_2} \right)^{-1}$$

式中 α_1 ——铸件侧的传热系数;
 $\alpha_{\text{涂}}$ ——涂料层厚度;
 $\lambda_{\text{涂}}$ ——涂料层的导热系数;
 α_2 ——铸型侧的传热系数。

对于不同形状、不同合金以及有无涂料的试样,计算公式各不一样。但不管哪个公式,由于其中有些参数难以确定,实际上无法用它们进行计算。即使如此,该计算公式的作用仍不容忽视,用它分析影响充型能力的因素是方便的。

2. 影响充型能力的因素

前已述及,充型能力 $l = v\tau$ 。因此,影响充型能力的因素是通过两个途径发生作用的。一是影响金属与铸型之间的热交换条件,而改变金属液的流动时间;二是影响液态金属在铸型中的水力学条件,从而改变金属液的流速。但是,液态金属与铸型之间是一个不稳定的热交换过程,有些因素既影响流动时间,也影响流速,不能截然分开。

由式
$$l = v \frac{F\rho_1 kL + c_1(t_{\text{液}} - t_s)}{Pa(t_L - t_{\text{型}})}$$

可以看出,影响液态金属充型能力的因素很多。为便于分析,将所有的因素(包括式中未计入的)归纳为如下四类。

第一类因素——金属性质方面的因素:① 金属的密度 ρ_1 ;② 金属的比热 c_1 ;③ 金属的导热系数 λ_1 ;④ 金属的结晶潜热 L ;⑤ 金属的动力粘度;⑥ 金属的表面张力;⑦ 金属的结晶特点。

第二类因素——铸型性质方面的因素：① 铸型的蓄热系数 b_2 ($b_2 = \sqrt{c_2 \rho_2 \lambda_2}$)；② 铸型的密度 ρ_2 ；③ 铸型的比热 c_2 ；④ 铸型的导热系数 λ_2 ；⑤ 铸型的温度；⑥ 铸型的涂料层；⑦ 铸型的发气性与透气性。

第三类因素——浇注条件方面的因素：① 液态金属的浇注温度 $t_{\text{浇}}$ ；② 液态金属的静压头 H ；③ 浇注系统中压头损失总和 $\sum h_{\text{损}}$ ；④ 外力场（压力、真空、离心、振动等）。

第四类因素——铸件结构方面的因素：① 铸件的折算厚度 R [$R = \frac{V \text{ (铸件的体积)}}{S \text{ (铸件的散热表面积)}}$ 或 $R = \frac{F \text{ (铸件的断面积)}}{P \text{ (断面的周长)}}$]；② 由铸件结构所规定的型腔的复杂程度引起的压头损失 $\sum h_{\text{损}}$ 。

应该指出，任何铸件的形成过程都是将具有一定成分的液态金属浇入铸型，在铸型中凝固冷却而获得铸件的过程，和试样的形成过程的实质是相同的。因此，以上所列举的因素，不仅对充型过程发生作用，在铸件形成的其他阶段也发生不同作用。将所有因素按其性质分类，可以在分析问题时有条不紊，并突出重点。

分析影响充型能力的因素，目的在于掌握它们的规律，以便采取有效的工艺措施来提高液态金属的充型能力。

上述主要因素的影响作用论述如下：

(1) 金属性质方面的因素：这是金属的内部因素，决定着金属本身的流动能力——流动性。

① 合金的成分。合金充填铸型的能力是随着状态图上成分的变化而有规律性地改变，如图 1-19、1-20 所示。在以上诸图形中，将充型能力曲线和状态图对照观察分析之后可以发现，充型能力是由该合金在状态图上所处的位置决定的。当过热至液相线以上相同温度时，纯金属、共晶成分和化合物具有最大的充型能力，而位于结晶温度间隔最大处的合金其充型能力最小。因此，成分-充型能力曲线上的极大点和极小点往往对应于状态图的某一固定的区域或临界点。Al-Mg、Al-Si 及 Pb-Sn 合金有类似情况。

合金成分对流动性的影响，主要是成分不同时，合金的结晶特点不同造成的。

纯金属、共晶成分及化合物是在固定温度下凝固的。已凝固的固体层从铸件表面逐层向中心推进，与尚未凝固的液体之间界面分明，且固体层内表面比较平滑，对液体的流动阻力小，即流动速度大。另外，这类合金在析出较多的固相时，才停止流动，流动的时间也较长，所以它们的流动性好。

具有宽结晶温度范围的合金在型腔中流动时，由于在铸件断面上存在着既有发达的树枝晶，又有未凝固的液体与固相混杂的两相区，越靠近液流前端枝晶数量越多，当液流前端的

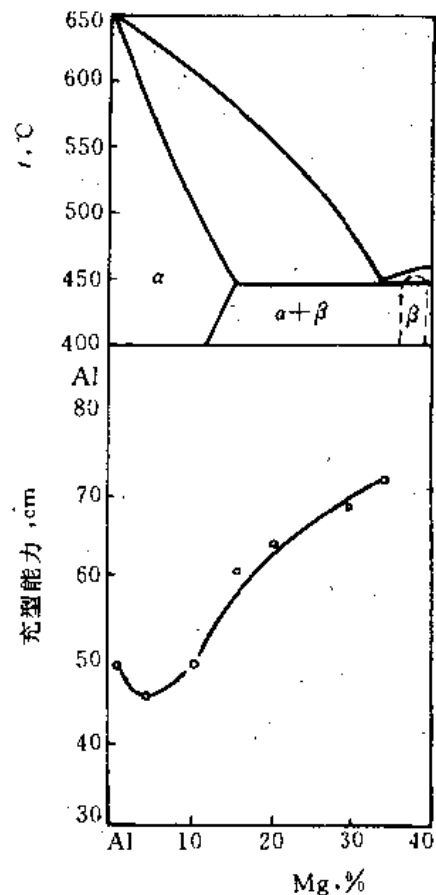


图 1-19 Al-Mg 合金充型能力与成分之关系

枝晶数量达到某一临界值时，金属液就停止流动。合金的结晶温度间隔越宽，两相区就越宽，枝晶也越发达，金属液就越早地停止流动，所以流动性不好。

② 单位体积热含量（包括结晶潜热和过热热）。结晶潜热约占液态金属热含量的85~90%。在金属过热温度较低时，结晶潜热对充型能力起决定作用；在金属过热温度较高时，结晶潜热的作用则下降。另外，结晶热对不同合金流动性的影响也不同。

纯金属和共晶成分合金在固定温度下凝固。在一般浇注条件下，结晶潜热的作用能够集中发挥，是影响流动性的一个重要因素。凝固过程中释放的潜热越多，则凝固进行得越缓慢，流动性就越好。将具有相同热度的纯金属浇入冷的金属型中，其流动性与结晶潜热相对应。在过热50℃时，Zn、Sn、Pb的结晶热分别为23 832.1 J，9 420.3 J和4 768.1 J，而螺旋长度分别为129 cm、93 cm和74 cm。

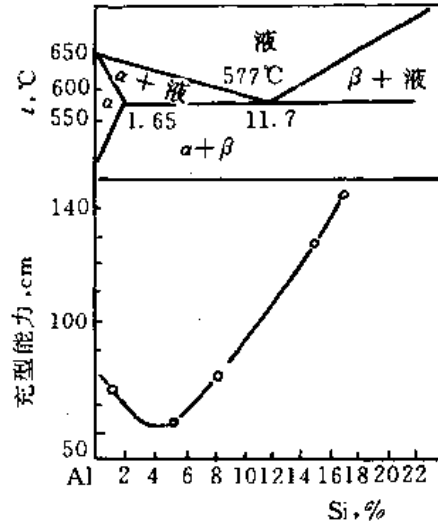


图 1-20 Al-Si 合金充型能力与成分之关系

对于结晶温度范围较宽的合金，散失一部分（约20%）潜热后，晶粒就连成网络而阻塞流动，大部分结晶潜热的作用不能发挥，所以对流动性影响不大。但是也有例外的情况，当初生晶为非金属或者合金能在液相线以下呈液固混合状态，在不大的压力下流动时，结晶潜热则可能是一个重要的因素。例如，在相同的过热度下，Al-Si合金的流动性在共晶成分处并非最大值，而在过共晶区里继续增加（图1-20），就是因为初生硅相是比较规整的块状晶体，且具有较小的机械强度，不形成坚固的网络，能够以液固混合状态在液相线温度以下流动，结晶潜热得以发挥。硅相的结晶潜热为 141×10^4 J/kg，比α铝约大3倍。由于较大的结晶潜热而使流动性在过共晶区继续增长的情况，据目前的资料，只有铸铁（石墨的结晶潜热为 383×10^4 J/kg，是铁的14倍）、Pb-Sb和Al-Si合金是这样。

综上所述，结晶潜热相对合金的结晶特性而言是一个次要因素，结晶特性对流动性的作用是主要的。

金属的过热热与过热温度和比热容有关。过热温度的影响在下面讨论。比热大的合金在过热温度相同时，含有较多的热量，保持液态时间长，流动性好；合金密度大时，单位体积所含质量多，过热热也多，流动性就好。

③ 金属的导热系数。导热系数大的合金，热量散失快，保持液态的时间短，并且在凝固期间液固并存的两相区大，流动阻力大，流动性差。

在一般情况下，结晶热和过热热对金属充填铸型的能力起重要作用，但某些时间导热性却起了决定性作用。试验发现铝的单位结晶热（364 J/g）比锌的（107.1 J/g）大3倍，故虽然铝结晶时放出的热量多，但散失得更快，停止流动也较早。

金属中加入合金元素后，一般都使导热系数明显下降。但是，有时加入合金元素后，初晶组织发生变化，反使流动性下降。

④ 液态金属粘度和表面张力。液态金属的粘度与其成分、温度、夹杂物的含量和状态等

有关。有人认为，金属的表面张力和粘度对它的充型能力具有决定性的影响。也有人认为，表面张力、粘度与充型能力之间无规律性存在。

根据水力学分析，粘度对导流运动的流速影响较大，对紊流运动的流速影响较小。实际测得，金属液在浇注系统和试样中的流速，除停止流动前的阶段都大于临界速度，是紊流运动。在这种情况下，粘度对流动性影响是不明显的，在充型最后很短的时间内，由于通道面积缩小或由于液流中出现液固混合物时，特别是在此时因温度下降而使粘度显著增加，粘度对流动性才表现出较大的影响。

前已述及，一般情况下，充填铸型时克服表面张力所需的附加压力并不大，有些薄壁铸件或艺术品铸件，表面张力对其轮廓清晰程度的影响较为明显。

(2) 铸型性质方面的因素：铸型的阻力影响金属液的充填速度；铸型与液态金属的热交换强度影响其流动时间，所以铸型性质方面的因素对液态金属的充型能力有重要的影响。同时，通过调整铸型的热物理性质来改善金属的充型能力也往往能收到良好的效果。

① 铸型的蓄热系统。铸型的蓄热系数 b_2 表示铸型从型腔中的金属吸收热量并将它储存于本身的能力。铸型材料的比热 c_2 与密度 ρ_2 之积 $c_2\rho_2$ 是单位体积的铸型温度升高 1°C 时所吸收的热量。 $c_2\rho_2$ 大，铸型吸收较多的热量而本身的温升较小，使金属与铸型之间在较长时间内保持较大的温差。铸型的导热系数 λ_2 大，表示从金属吸收的热量能很快地由温度较高的铸型内表面传导到温度较低的“后方”，使铸型参加蓄热的部分增多，从而能储存更多的热量。并且，由于铸型内表面的热量能迅速传走，温升速度也就比较缓慢，从而保持继续吸收热量的能力。

所以铸型的 c_2 、 ρ_2 、 λ_2 越大，亦即蓄热系数 b_2 越大，铸型的激冷能力就越强，金属液于其中保持液态的时间就越短，充型能力下降。反之，铸型的 b_2 小，则容易被液态金属充满。

生产中经常用涂料调整铸型的热阻，从而改变液态金属流动时间。不仅金属型中使用涂料，在生产大型薄壁的砂型铝、镁铸件时，为了解决成型问题，也经常使用涂料。生产中经常采用烟黑，也有介绍用六氯乙烷的。

砂型的蓄热系数 b_2 与造型材料的性质、型砂成分以及紧实度有关。

② 铸型温度。预热铸型能减小金属液与铸型的温差，减少两者热交换，从而提高其充型能力。在金属型中浇注铝合金铸件时，将铸型温度由 340°C 提高到 520°C ，浇注温度相同 (760°C) 时，螺旋线长度则由 525 mm 增加到 950 mm 。在熔模铸造中，为得到清晰的铸件轮廓，可将型壳焙烧到 800°C 以上进行浇注。在没有加热系统的压铸型或低压铸造铸型进行生产时，常用金属液加热铸型。最先生产的几个铸件往往因欠铸而报废，常称工艺废品。

③ 铸型中的气体。铸型具有一定的发气能力，在液态金属与铸型之间形成气膜，减小流动的摩擦力，有利于充型。

据试验，湿砂型中加入小于 6% 的水和小于 7% 的煤粉时，液态金属的充型能力提高，高于此值充型能力下降。水、煤粉和其他有机物含量过多时，液态金属的冷却速度加大。在金属液的热作用下，型腔中气体膨胀，铸型中的水分蒸发，煤粉及有机物燃烧产生大量气体，如果一时排不出去，则会阻碍金属液流动。

(3) 浇注条件方面的因素

① 浇注温度。浇注温度对液态金属的充型能力有决定性的影响，见图 1-21 及图 1-22。在一定温度范围内，充型能力随浇注温度的提高而直线上升，超过一定温度后，由于金属吸气增多，氧化严重，曲线变得平缓甚至不再增加。

浇注温度提高，增加了合金的过热热量，合金单位体积的热含量增加，所以充型能力改善。

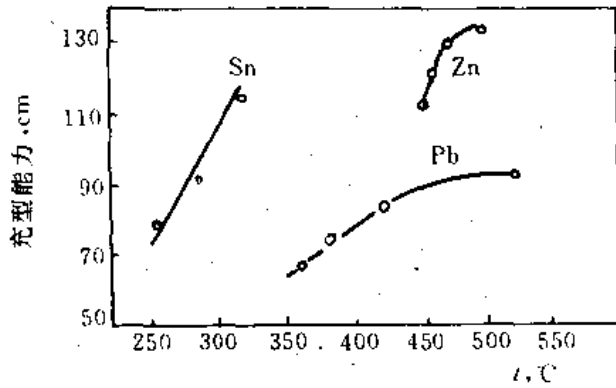


图 1-21 纯金属的充型能力与过热温度之关系

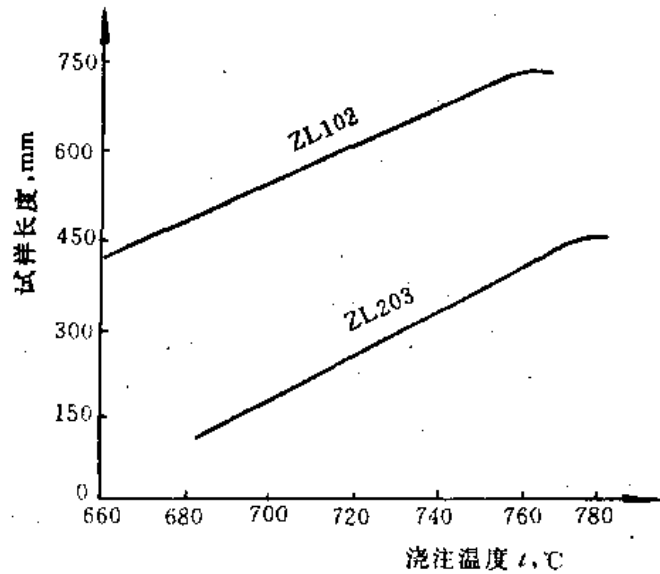


图 1-22 浇注温度对铝合金充型能力的影响

② 充型压头。充型压头越大，液态金属在流动方向上所受的静压力越大，液态金属流动速度也越大 ($v = \mu \sqrt{2Hg}$)，充型能力就越好。生产中用增加液态金属静压头的方法提高充型能力，是经常采用的工艺措施。

液态金属的充型速度过高时，不仅要发生喷射和飞溅现象，增加金属氧化，产生“铁豆”，而且型腔中气体来不及排除，反压增加，造成浇不足或冷隔缺陷。

③ 浇注系统结构。浇注系统结构越复杂，流动阻力越大，静压头相同时，充型能力越低。在铝、镁合金铸造中，为使金属流动平稳，常采用蛇形及扁平状直浇道，流动阻力较大，充型能力显著下降。铸铁件上常用的阻流式、缓流式浇注系统也影响液态金属的充型能力。浇口杯对液态金属有净化作用，但其中金属散热很快，充型能力下降。

内浇口在铸件上的位置、浇注系统的结构和各组元的断面积都影响充型能力。

(4) 铸件结构方面的因素：铸件结构方面的因素主要是铸件的折算厚度和复杂程度，它们决定了铸型型腔结构特点。

① 折算厚度。在铸件体积相同、浇注条件一致时，折算厚度大的铸件，由于它与铸型接触的面积小，散热慢，则充型能力好。铸件壁越薄，折算厚度越小，则不易被充满。

铸件壁厚相同时，直壁比水平壁容易充满，所以对薄壁铸件应正确选择浇注位置。

② 铸件的复杂程度。铸件结构复杂，厚薄部分过渡面多，则型腔结构的复杂程度增加，流动阻力大，铸型充填困难。

3. 提高充型能力的措施

针对影响充型能力的因素提出提高充型能力的措施，仍可从上述四个方面入手。

合金方面，在不影响铸件使用性能的情况下，可根据铸件大小、厚薄和铸型性质等因素，将合金成分调整到共晶成分附近；采取某些工艺措施，使合金晶粒细化，也利于提高充型

能力。

由于夹杂物影响充型能力，故在于熔炼时使原材料清洁，熔炼时采取措施减少液态金属中的气体和非金属夹杂物。

铸型方面，对金属铸型、熔模型壳等提高铸型温度。利用涂料增加铸型的热阻。提高铸型的排气能力，减小铸型在金属充填期间的发气速度，均有利于提高充型能力。

浇注条件方面，适当提高浇注温度，提高充型压头，简化浇注系统均有利于提高充型能力。

铸件结构方面可提供的措施有限。

应该指出的是：在采用上述措施时，往往会带来其他问题，这时要抓住主要矛盾，解决主要问题，由此引起的其他问题应是次要的，且可用另外的措施来解决。

在生产中，尤其是对要求高的铸件，在合金成分、铸件结构两方面采取措施都是不现实的。对大型薄壁铸件，一般采用以下三条措施来解决成型问题：

(1) 提高浇注温度。

(2) 增加充填速度。这里所说速度不是液流的线速度，而是充填的体积速度。增大浇口面积可在线速度较小的情况下使铸型很快充满。

(3) 采用涂料以增加铸型的热阻。

用这三项措施可使大型薄壁铸件的成型问题得以解决。

思考与练习

1. 已知 SiO_2 夹杂物的重度为 $2520 \times 9.81 \text{ N/m}^3$ ，试比较同样大小的 SiO_2 夹杂物在钢液中 (1500°C) 的上浮速度和在铝液中的下沉速度。计算结果说明了什么问题？
2. 从表面张力角度出发，在坩锅中熔化有色金属时，为了防止金属氧化，对熔剂应提出哪些要求？为了满足这些要求，对 $\sigma_{\text{金-熔}}$ 及 $\sigma_{\text{熔-熔}}$ 应怎样要求（定性的）？
3. 斯托克斯公式在什么条件下方可应用？在充型过程中金属液中夹杂物的上浮或下沉速度能否用斯托克斯公式描述？为什么？
4. 同一种元素在不同液态金属中的表面吸附作用以及同一种元素在同一种液态金属中的表面吸附和界面吸附作用是否相同？为什么？
5. 液态金属的表面张力和界面张力有何异同？表面张力和附加压力有何区别和联系？
6. 试推导 $\Delta p = \sigma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right)$ 。
7. 在球铁液中，石墨球的半径 $r = 5 \times 10^{-3} \text{ cm}$ ， $\rho_{\text{Fe}} = 0.002 \text{ kg/cm}^3$ ，铁水包高为 0.5 m ，求石墨球从包底上浮至包顶所需时间。
8. 设钢液与砂型绝对不湿润，钢液的密度为 7000 kg/m^3 ，表面张力为 1.5 N/m ，求充填厚为 5 mm 的薄板时所需的附加压头。计算结果说明什么？
9. 1593°C 的钢液 ($w_{\text{C}} = 0.75\%$) 加铝脱氧，生成 Al_2O_3 ，如能使此 Al_2O_3 颗粒上浮到钢液表面就能得到质量较好的钢。假如脱氧产物在 1524 mm 深处生成，试确定钢液脱氧后 2 min 上浮到钢液表面的 Al_2O_3 最小颗粒的尺寸。
10. Al-Mg 合金机翼（壁厚为 3 mm ，长 1500 mm ）其铸造工艺为采用粘土砂型，常压

下浇注，常因浇不足而报废。你认为采用哪些工艺措施可提高该铸件的成品率。

11. 试述液态金属的充型能力和流动性之间在概念上的区别。并举例说明。

12. 用螺旋形试样测定合金的流动性时，为了使测得数据稳定和重复性好，应控制哪些因素？

13. 试分析中等结晶温度范围合金的停止流动机理。

14. 采用石膏铸型可生产出壁厚达 0.8 mm 的铝合金铸件（石膏是绝热材料），但常出现“浇不足”，分析产生该缺陷的可能原因，如何消除？

15. 采用高温出炉、低温浇注工艺措施，为什么可提高合金的流动性？

16. 试分析亚共晶铝硅合金和过共晶铝硅合金的流动性。

17. 用同一种合金浇注同一批同一种铸件，其中有一二件出现“浇不足”缺陷，可能是由于什么原因？

18. 四类因素中，在一般条件下，哪些是可以控制的？哪些是不可控的？提高浇注温度会带来什么副作用？

19. 合金液在半径为 r 的型腔中流动，试证明流经 L 长的温降 ΔT 为 $2\alpha (T_0 - T_{\infty}) L / (r\rho_1 c_1 v)$ ，式中 v 为流速； T_0 为 $x=0$ 处的温度，其他符号同文中所述。

参 考 文 献

- [1] 周尧和，《铸造原理》，西北工业大学讲义，1962年。
- [2] 李庆春等，《铸件形成理论基础》，机械工业出版社，1984年。
- [3] 李诗久，《工程流体力学》，机械工业出版社，1990年（第2版）。
- [4] 廖爱贤，《流体力学》，中国铁道出版社，1987年。
- [5] 赵学瑞等，《粘性流体力学》，机械工业出版社，1983年。
- [6] 蒋馥华、陈达士，《物理化学》，地质出版社，1985年。
- [7] 梁英教，《物理化学》，冶金工业出版社，1989年。
- [8] 吴长春、郝德庆，《物理化学》，机械工业出版社，1988年。
- [9] 张绍兴，《大型薄壁镁铸件的疏松问题》，《兵器材料科学与工程》，1986年。
- [10] 陈光昫、聂永福，《铸造测试技术》，新时代出版社，1983年。

第二章 铸件的凝固

铸件的凝固是指金属或合金在铸型中由液态转变为固态的状态转变过程。铸件凝固后一般得到晶体组织，因而凝固又称做结晶。

铸件凝固是从传热学观点出发，通过铸件与铸型热交换规律所确定的铸件温度场来研究铸件断面状态的转变特点：凝固区域大小、结构，凝固方式，凝固时间及顺序等。通过这些特点的研究，可以找到凝固过程与铸件质量的关系，以及凝固过程的控制途径。结晶是从物理化学观点出发，研究液态金属中晶体的生核、生长、组织形成；从热力学和动力学方面来揭示结晶规律。研究铸件凝固问题离不开铸造工艺的具体条件，而且时间是一个重要参量。这些在结晶研究中则往往被抽象化了。

常见的许多铸造缺陷，如浇不足、缩孔、缩松、裂纹、析出性气孔、偏析、非金属夹杂物等，都与凝固过程有直接或间接的关系。所以，认识铸件凝固规律及控制途径，对于防止铸造缺陷、提高铸件性能、有效地获得优质铸件是十分重要的。

第一节 铸件温度场

温度场是指传热系统的温度在给定时刻和给定坐标各点上的分布值。从金属液充填铸型开始，便开始铸件与铸型间的热交换。铸件放出过热热及结晶潜热，温度降低，铸型及周围环境吸收这些热量，温度升高，凝固伴随这一换热过程进行。凝固过程中，热流随时间变化，是不稳定换热，铸件温度场也随时间变化，是不稳定温度场。

凝固过程中铸件所处的状态直接取决于温度。由铸件温度场决定了铸件状态变化规律，如凝固前沿位置及推进情况，凝固区域大小及变化，凝固时间，缩孔、缩松的部位等。铸件温度场是进行浇注系统设计以及冒口、冷铁、铸型材料及其他种种工艺设计的重要依据，也是进行流场、浓度场、应力场及组织性能分析的基础，直接影响着偏析、应力、裂纹的形成。

研究铸件的凝固首先涉及铸件的温度场。温度场的研究方法可归结为实验法和数学法两类。实验法包括触测法、倾出法、示踪法、比拟法及测温法，前两种较原始粗糙，已不多用，应用最广泛的方法是测温法。数学法指数学解析法和数值计算法。

一、测温法

测温法是用热电偶测定铸件各个坐标点上的温度-时间曲线，即冷却曲线，根据冷却曲线开展凝固过程的研究。测温法的结果直观可靠，是最常见的实验研究方法。其他许多研究方法也常通过测温法进一步验证。一支热电偶测得的温度只反映其所处的局部小区域的温度，因此要想认识铸件温度场全貌和了解铸件凝固的进程，就需数支热电偶分别布置于铸件中某些特定部位，需要时铸型中也安放相应的热电偶进行测温。

图 2-1 是测温法的装置示意图。共使用 9 支热电偶，6 支测定铸件温度，其余 3 支测定铸型温度。两组热电偶分别与两台多点温度自动记录仪连接，记录充型后铸件各断面上的冷

却曲线，如图 2-2 (a) 所示。曲线的标号与图 2-1 一致。图中 t_L , t_S 分别为该合金的液、固相线温度。由这组曲线得知，在过热度不大的情况下，浇注后的瞬间 1 号热电偶处温度很快降至 t_L 以下，表明铸件表面已开始凝固，由于结晶潜热的释放，使内部各处散热困难，继续保持 t_L ，冷却曲线保持了长短不等的平台（恒温）。当平台出现拐点时，该处才开始冷却凝

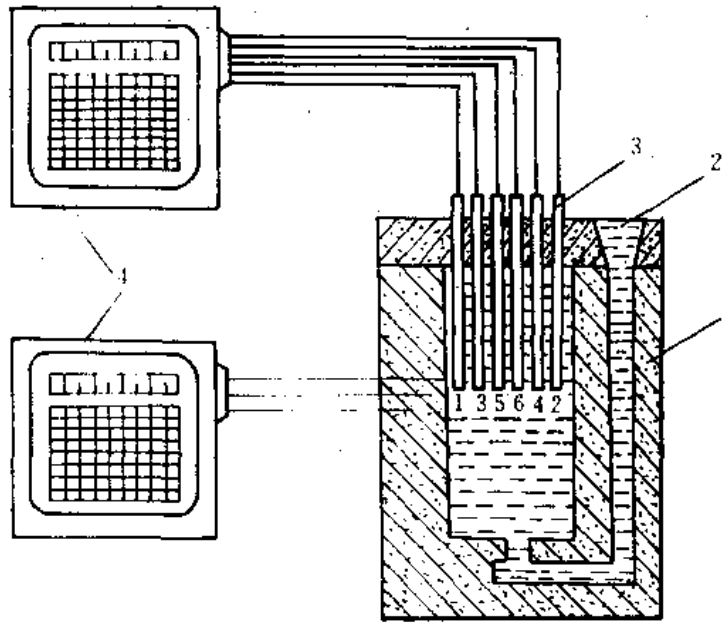


图 2-1 测温法装置示意图

1—铸型 2—浇注系统 3—热电偶 4—多点自动记录电子电位计

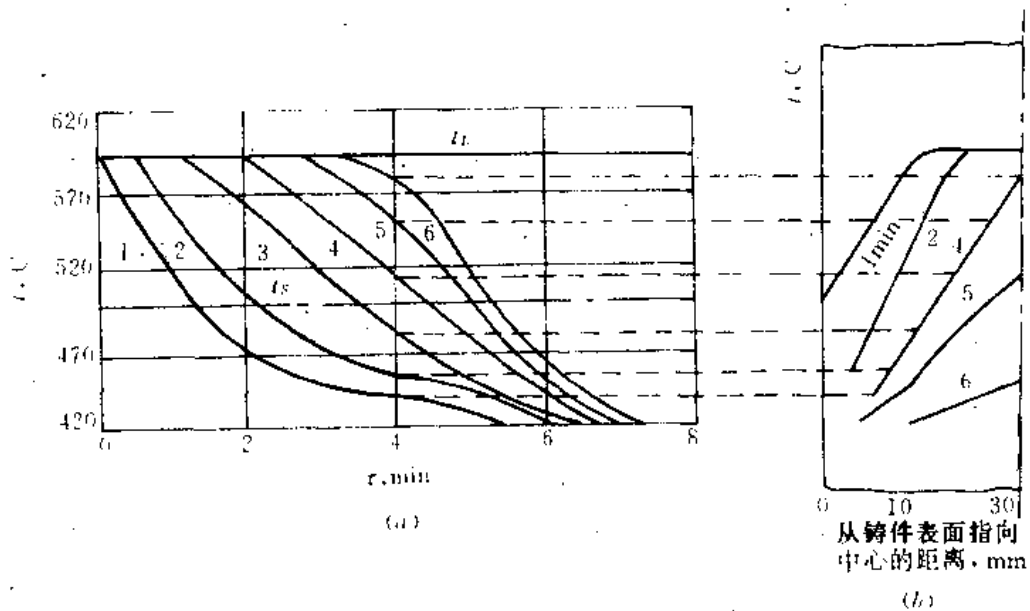


图 2-2 Al-Zn 42.4% 合金铸件上各测温点的温度时间曲线(图(a))及铸件断面上的温度场(图(b))

固，直到曲线与 t_s 相交（即第二个拐点）时，对应部位凝固结束。可见凝固是由表及里依次推进的。

冷却曲线的斜率表示冷却速度。铸件各截面在同一时刻的冷却速度各不相同，而且在凝固冷却过程中是随时间而不断变化的。

由冷却曲线可以绘制出铸件温度场。其方法是：以铸件表面为原点，以纵坐标为温度，横坐标为距离，方向指向铸件中心，把冷却曲线上同一时刻各测温点的温度标注其上，连接各点即得到该时刻的温度场，如图 2-2 (b) 所示。由于该铸件为轴对称，因此，只绘出铸件一半的温度场即可。

由图可知，铸件温度场随时间变化，为不稳定温度场。温度分布曲线的斜率即为温度梯度。不同时刻有不同的温度梯度。如果将 t_L 、 t_S 也示意绘出，可用以分析某时刻凝固层厚度与凝固区域宽度，即温度处于 t_L 、 t_S 之间的区域宽度。可以看到，温度梯度越大则凝固区域宽度越小，凝固层厚度则随着时间的延续而逐渐加厚。温度梯度是温度场的重要特征，是影响铸件凝固过程的决定性因素。

同一时刻温度相同的点组成的线称等温线，组成的面称等温面。依据铸件及铸型的情况，等温线(面)可以是直线(平面)，也可以是曲线(面)。初始温度均匀的铸件在均质均温的铸型中凝固时，等温线(面)平行于铸件表面，与铸件外形相近。图 2-2 (a) 的冷却曲线事实上代表了半径不同的几个同心圆柱等温面的温度及变化规律。同一等温面上各点所处的状态也相同，例如等固相线表示铸件固相前沿的所处部位及其推进的进程。有时用固相率达到某一百分率(如 85%)时的等温线(面)为依据，分析铸件凝固进程，找出缩孔、缩松位置等，这些对铸造工艺设计都是很有意义的。

图 2-3 是直径为 250 mm 纯铝圆柱形铸件温度场，是由测温法得到的。

铸件的凝固、冷却是由于铸型的吸热作用而发生的，它与铸件、铸型间的热交换相伴进行，与铸型温度场密切相关。图 2-4 (a) 是平板铝铸件凝固时的冷却曲线和铸型加热曲线。图 2-4 (b)

是凝固终了时铸型的温度场。由铸型加热曲线可知，界面附近的铸型表面最先被加热，且始终保持最高的温度，而远离界面处被加热较晚，升温速度较小，温度也较低。铸件凝固终了时铸型已被加热的厚度称热透厚度，其大小决定于铸件与铸型材料的热物理性质。热透厚度是铸造工艺和工装设计的参考依据之一。

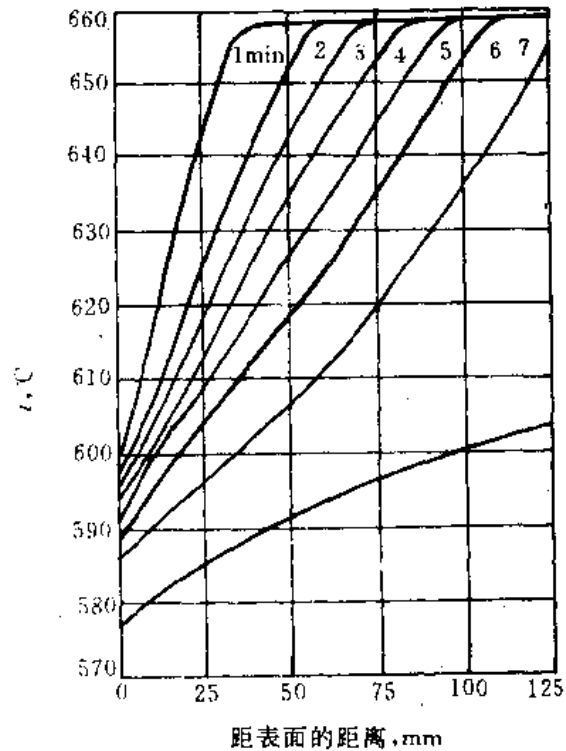


图 2-3 根据温度-时间曲线绘制的纯铝铸件的温度场

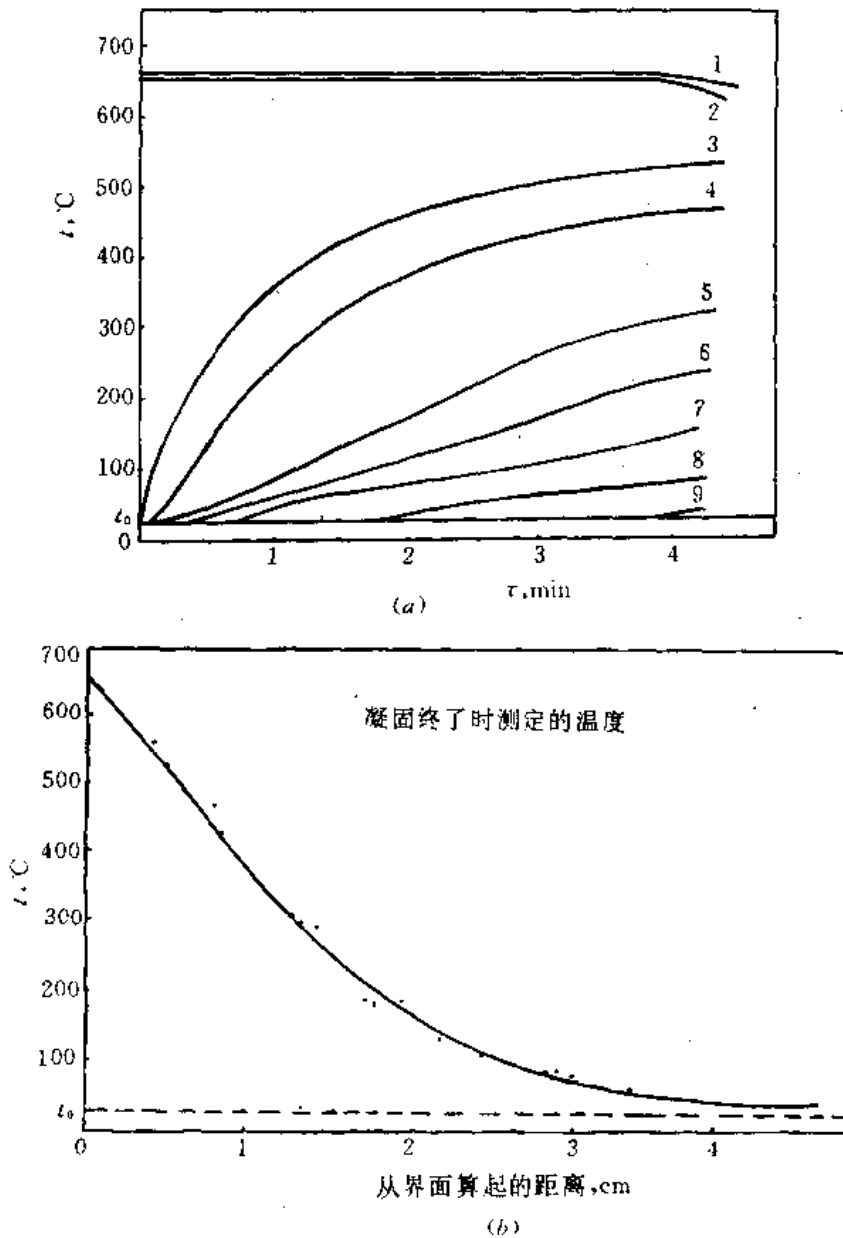


图 2-4 铸型加热曲线和铸型温度场

(a) 纯铝凝固时平板铸件的冷却曲线和铸型的加热曲线 (b) 珍珠岩铸型实测温度分布

1—铸件中心 2—界面 (以下热电偶均在型内) 3—距界面 4.5 mm 4—距界面 7.5 mm

5—距界面 13 mm 6—距界面 19 mm 7—距界面 21.5 mm 8—距界面 29.5 mm

9—距界面 40 mm 铸件尺寸 $6 \times 160 \times 200 \text{ mm}$

二、数学分析法

通过铸件铸型间的传热计算，建立起可表征铸件凝固特征的各物理量之间的关系式，揭示凝固过程规律是数学分析法之目的所在。

首先，需要建立铸件与铸型间传热的数理方程，然后求解。傅立叶定律指出，在单位时间通过单位等温面所传递的热量即比热流，与温度梯度成正比，即

$$q = -\lambda \frac{\partial t}{\partial n} \quad (2-1)$$

式中 q ——比热流；
 λ ——导热系数；
 t ——温度；
 n ——法向距离。

负号表示温度梯度与比热流方向相反。当物体内部温度场确定之后，热流场就唯一地被确定下来了。因此，计算热流的前提是计算温度场。

在铸件和铸型的不稳定导热过程中，温度与时间及空间的关系可用傅立叶导热微分方程式描述

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2} \right) \quad (2-2)$$

$$a = \frac{\lambda}{c\rho}$$

也可写成如下形式：

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \nabla^2 t$$

$$\nabla^2 t = \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2}$$

式中 t ——温度；
 τ ——时间；
 x, y, z ——空间坐标；
 a ——导温系数；
 c ——比热容；
 ρ ——密度。

导热微分方程式是以任意温度场的微元体为对象，以普遍的物理法则——能量守恒定律及傅立叶定律为根据推导出来的。数学的抽象揭示了各参量之间普遍的本质联系，适用于一切无内热源的固体导热和静止的液体导热。

式(2-2)是一个基本方程式，具有无数多个解。在解决某一具体问题，应首先给出描述此问题的特征条件即单值条件，从而把研究对象从普遍现象中区别出来。

铸件在铸型中的凝固和冷却过程是相当复杂的。首先，它是不稳定传热过程，铸件和铸型的温度场随时间而变化；其次，铸件形状各异，大多数为三维传热问题；凝固过程中有结晶潜热；铸件内部有液态、液-固态和固态等多种状态并存，且随时间不断改变其分布区域；铸件与铸型间有时还可能出现中间层（如涂料和气隙）；各热物理参数要随温度而变化；等等。只有对上述问题作必要的简化，才能对式(2-2)求解。

在不稳定导热的情况下，导热微分方程式的解具有非常复杂的形式。目前只能用来求解形状较简单的一维不稳定导热问题。

下面以半无限大平板铸件为例，解出导热微分方程式以确定铸件和铸型中的温度场。在这里，求温度场的问题简化成了求解一维偏微分方程的问题。式(2-2)变为

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} \quad (2-3)$$

其通解为

$$t = C + D \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}}\right) \quad (2-4)$$

式中 C 为积分常数, D 为假定常数, 均由单值条件确定。 $\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}}\right)$ 为误差函数, 由下式定义:

$$\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}}\right) = \operatorname{erf}(\beta) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^\beta e^{-\beta^2} d\beta \quad (2-5)$$

误差函数的值可查表求得。该误差函数的性质有

$$\begin{aligned} \frac{d}{d\beta} \operatorname{erf}(\beta) &= \frac{2}{\sqrt{\pi}} e^{-\beta^2} \\ \beta = 0, \quad \operatorname{erf}(\beta) &= 0 \\ \beta = \infty, \quad \operatorname{erf}(\beta) &= 1 \\ \beta = -\infty, \quad \operatorname{erf}(\beta) &= -1 \\ \operatorname{erf}(-\beta) &= -\operatorname{erf}(\beta) \end{aligned}$$

现对铸件与铸型的温度场分别作如下讨论。

(一) 铸件温度场解析及平方根定律

假定铸件为一侧与铸型接触的半无限大物体, 并且铸件材料为均质的, 同时液态和固态都分别有不随温度变化的恒定热物理系数: 液态时为 $a_1', \lambda_1', c_1', \rho_1'$, 而固态时为 $a_1, \lambda_1, c_1, \rho_1$; 铸件在定温 t_K 结晶, 液-固界面处两相的温度均等于 t_K , 即当凝固层厚度为 ξ 时有

$$t_1(\xi, \tau) = t_1'(\xi, \tau) = t_K$$

铸件的初始温度为 t_{i0} , 即

$$t_1(x, 0) = t_{i0}$$

液态金属先充满型腔后立即停止流动, 铸件-铸型界面温度突然降至 t_F , 并且保持到铸件凝固结束。将坐标原点设在铸件-铸型界面上时 $\tau > 0, t_1(0, \tau) = t_F$ 。

上述定解条件见图 2-5。

对液固两相分别写出傅立叶微分方程

式:

液相区

$$\frac{\partial t_1'}{\partial \tau} = a_1' \frac{\partial^2 t_1'}{\partial x^2} \quad (x \geq \xi) \quad (2-6)$$

固相区

$$\frac{\partial t_1}{\partial \tau} = a_1 \frac{\partial^2 t_1}{\partial x^2} \quad (x \leq \xi) \quad (2-7)$$

其通解分别为

$$t_1' = c_1' + D_1' \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1'\tau}} \quad (2-8)$$

$$t_1 = c_1 + D_1 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1\tau}} \quad (2-9)$$

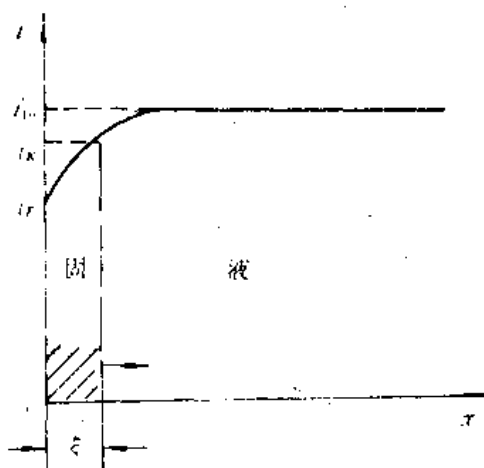


图 2-5 半无限大平板铸件在铸型中凝固

在液-固界面 $x=\xi$ 处, 由所设条件知

$$c_1' + D_1' \operatorname{erf} \frac{\xi}{2\sqrt{a_1'\tau}} = c_1 + D_1 \operatorname{erf} \frac{\xi}{2\sqrt{a_1\tau}} \quad (2-10)$$

方程中仅 ξ, τ 为变量, 其余均为常数。显然, 为使等式恒成立, $\operatorname{erf} \left(\frac{\xi}{2\sqrt{a_1\tau}} \right)$ 值应不变, 换句话说, ξ 与 $\sqrt{\tau}$ 应成比例地变化

$$\frac{\xi}{\sqrt{\tau}} = \text{常数} = K$$

或者

$$\xi = K \sqrt{\tau} \quad (2-11)$$

此式为铸件凝固过程的平方根关系式或平方根定律。即凝固层厚度 ξ 与凝固时间 τ 的平方根成正比。比例系数 K 为凝固系数, 是最初单位时间内凝固层厚度。 K 值与许多因素有关, 见表达式 (2-26), 通常用实验方法测得。

用式 (2-11) 可以计算在时间 τ 内凝固层厚度, 即等固相线在铸件中的位置。反过来, 也可以计算凝固层厚度达到 ξ 时所需的时间

$$\tau = \frac{\xi^2}{K^2} \quad (2-12)$$

根据式 (2-11) 可以求出铸件的凝固速度, 亦即等固相线向铸件中心推进的速度

$$v = \frac{d\xi}{d\tau} = \frac{K}{2\sqrt{\tau}} \quad (2-13)$$

图 2-6 是根据式 (2-11) 和式 (2-13) 得出的凝固层厚度 ξ 和凝固速度 v 与时间 τ 的关系曲线。可以看出, $\xi-\tau$ 呈抛物线关系, 凝固初期凝固层增长很快, 以后逐渐缓慢; 在浇注后的最初瞬间里, v 值很大, 尔后则急剧下降, 再后则变化很小, 呈指数曲线。

根据液-固界面处的固、液温度相等的假设而得出的式 (2-11), 式 (2-12) 和式 (2-13) 是反映铸件凝固规律的几个重要关系式。现在, 根据定解条件确定式 (2-8) 和式 (2-9) 中的积分常数和假定常数。

将边界条件 $x=\infty, t_1=t_{10}$, 代入式 (2-8) 得 $c_1'=t_{10}-D_1'$; 将 $x=0, t_1=t_F$ 代入式 (2-9) 得 $c_1=t_F$; 将 c_1', c_1 分别代入式 (2-8), 式 (2-9) 得

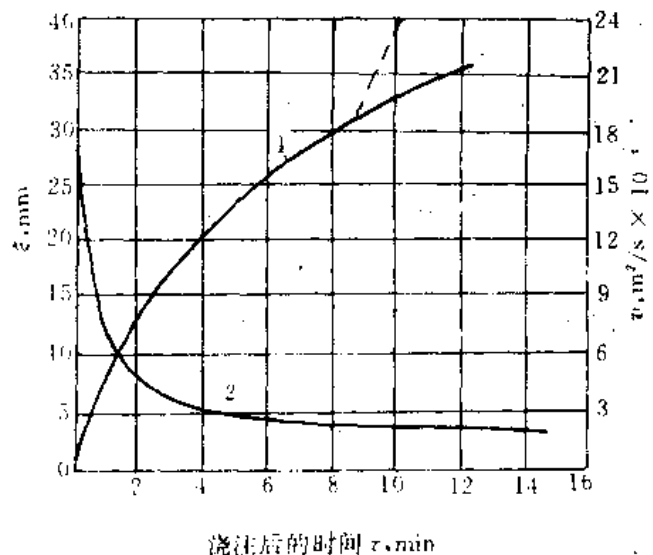


图 2-6 凝固层厚度和凝固速度
1- $\xi-\tau$ 曲线 2- $v-\tau$ 曲线

$$t_1 = t_{10} - D_1 \left[1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1\tau}} \right] \quad (2-14)$$

$$t_1 = t_F + D_1 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1\tau}} \quad (2-15)$$

考虑到液-固界面处 $x=\xi$, $t_1=t_2=t_K$, 且满足 $\xi=K\sqrt{\tau}$, 代入式 (2-14) 可求出

$$D_1 = \frac{t_{10} - t_K}{1 - \operatorname{erf} \frac{K}{2\sqrt{a_1}}}$$

同理, 由式 (2-15) 可求出

$$D_1 = \frac{t_K - t_F}{\operatorname{erf} \frac{K}{2\sqrt{a_1}}}$$

于是铸件温度为

$$\text{液相区} \quad t_1 = t_{10} - \frac{t_{10} - t_K}{1 - \operatorname{erf} \frac{K}{2\sqrt{a_1}}} \left[1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1\tau}} \right] \quad (2-16)$$

$$\text{固相区} \quad t_1 = t_F + \frac{t_K - t_F}{\operatorname{erf} \frac{K}{2\sqrt{a_1}}} \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_1\tau}} \quad (2-17)$$

(二) 铸型温度场及铸型吸热

对于铸型作如下假定: 铸型是一侧为铸件所限的半无限大物体; 铸型材料的热物理系数为不随温度变化的常数; 导温系数 a_2 , 导热系数 λ_2 , 比热 c_2 , 密度 ρ_2 ; 开始时 ($\tau=0$) $t_2=t_{20}$ 各处均匀即 $t_2(x, 0)=t_{20}$, 浇注完毕在界面 $x=0$ 处温度突然升至 t_F 且一直保持 t_F 不变, 无限远处的铸型保持初始温度, 即

$$t_2(0, \tau) = t_F, \quad t_2(\infty, \tau) = t_{20}$$

这里, 坐标原点取在铸件与铸型界面处, x 的方向指向铸型一侧, 对于铸型, 式 (2-3) 的通解为

$$t_2 = c_2 + D_2 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_2\tau}} \quad (2-18)$$

根据单值条件确定 c_2 , D_2 , 即可得到铸型温度场

$$t_2 = t_F - (t_F - t_{20}) \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_2\tau}} \quad (2-19)$$

铸型温度的升高是由于铸型吸热引起的, 下边进行铸型吸热计算。单位时间单位表面积的铸型吸收的热量

$$q = -\lambda_2 \left(\frac{\partial t_2}{\partial x} \right)_{x=0} \quad (2-20)$$

式中 $\left(\frac{\partial t_2}{\partial x} \right)_{x=0}$ 为铸型与铸件界面处的温度梯度，可由式 (2-19) 求得。

$$\text{因为} \quad \frac{\partial}{\partial x} \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_2\tau}} \Big|_{x=0} = \frac{1}{\sqrt{a_2\tau\pi}} e^{-\frac{x^2}{4a_2\tau}} \Big|_{x=0} = \frac{1}{\sqrt{a_2\tau\pi}}$$

$$\text{所以} \quad \left(\frac{\partial t_2}{\partial x} \right)_{x=0} = \frac{t_{20} - t_F}{\sqrt{a_2\tau\pi}}$$

代入式 (2-20)，即得

$$q = -\lambda_2 \frac{t_{20} - t_F}{\sqrt{a_2\tau\pi}} = \lambda_2 \frac{t_F - t_{20}}{\sqrt{a_2\tau\pi}}$$

$d\tau$ 时间内单位面积铸型吸收的热量为

$$dQ = \lambda_2 \frac{t_F - t_{20}}{\sqrt{a_2\tau\pi}} d\tau \quad (2-21)$$

注意到

$$a_2 = \frac{\lambda_2}{c_2\rho_2}, \quad b_2 = \sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}$$

式中 b_2 ——铸型蓄热系数。于是

$$dQ = \frac{(t_F - t_{20})b_2}{\sqrt{\pi}} \frac{d\tau}{\sqrt{\tau}} \quad (2-22)$$

对式 (2-22) 积分，可求得时间 τ 内单位面积铸型吸收的热量为

$$\begin{aligned} Q &= \int_0^\tau \frac{(t_F - t_{20})b_2}{\sqrt{\pi}} \frac{d\tau}{\sqrt{\tau}} \\ &= \frac{2(t_F - t_{20})b_2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau} \end{aligned} \quad (2-23)$$

令

$$m = \frac{2(t_F - t_{20})b_2}{\sqrt{\pi}}$$

式 (2-23) 简化为

$$Q = m \sqrt{\tau} \quad (2-24)$$

式中 m 为铸型常数，可用以表征铸型吸热能力，亦即铸型对铸件的激冷能力，其值取决于铸型蓄热系数 b_2 以及铸型内温差 $(t_F - t_{20})$ 的大小。式 (2-24) 表明，单位面积铸型吸收的热量与时间的平方根成正比。

由于铸件凝固放出的热量与铸型吸收的热量相等，所以在时间 τ 内，当铸件凝固层厚度为

ξ 时, 有以下的等式关系:

$$\xi \rho_1 [L + c_1'(t_{i0} - t_K)] = \frac{2b_2(t_F - t_{20})}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau}$$

式中 L 为铸件的结晶潜热, 等式左边表示凝固层厚度为 ξ 时单位面积铸件放出的热量, 包括过热热和结晶热。将上式稍作整理得

$$\xi = \frac{2b_2(t_F - t_{20})}{\sqrt{\pi} \rho_1 [L + c_1'(t_{i0} - t_K)]} \sqrt{\tau} \quad (2-25)$$

将此式与式 (2-11) 的平方根定律比较知

$$K = \frac{2b_2(t_F - t_{20})}{\sqrt{\pi} \rho_1 [L + c_1'(t_{i0} - t_K)]} \quad (2-26)$$

式中 K 即为凝固系数。可见 K 值大小不仅取决于铸件和铸型的热物理性质, 而且与浇注条件如浇注温度 t_{i0} 和铸型初始温度 t_{20} 等有关。影响 K 值的因素可以简单归结为铸型吸热能力以及铸件放热量两部分, 前者大则 K 值大, 后者大则 K 值小。表 2-1 是用实验方法测得的几种合金的 K 值, 可供参考。

表 2-1 几种合金的凝固系数

材 质	冷 却 条 件	凝固系数 ($\text{cm} \cdot \text{min}^{-\frac{1}{2}}$)
灰 铸 铁	砂 型	0.72
	金 属 型	2.2
可 锻 铸 铁	砂 型	1.1
	金 属 型	2.0
铸 钢	砂 型	1.3
	金 属 型	2.6
黄 铜	砂 型	1.8
	金 属 型	3.8
	水 冷 铜 型	4.2
铸 铝	金 属 型	3.1

上述方法适用于铸件凝固全过程。设体积为 V 和表面积为 F 的铸件, 其完全凝固的时间为 τ_K , 则热平衡方程为

$$V \rho_1 [L + c_1'(t_{i0} - t_K)] = \frac{2b_2(t_F - t_{20})}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau_K} F$$

即体积为 V 的铸件完全凝固时放出的热量应等于铸型通过接触总面积 F 吸收的热量, 整理后有

$$\frac{V}{F} = \frac{2b_2(t_F - t_{20})}{\sqrt{\pi} \rho_1 [L + c_1'(t_{i0} - t_K)]} \sqrt{\tau_K} \quad (2-27)$$

令

$$M = \frac{V}{F} \quad (2-28)$$

由式 (2-26), 式 (2-27), 式 (2-28) 得

$$M = K \sqrt{\tau_k} \quad (2-29)$$

或

$$\tau_k = \frac{M^2}{K^2} \quad (2-30)$$

式中 M 为铸件模数, 也称折算厚度或当量厚度。

由式 (2-28) 的定义可见 M 反映了铸件的几何特征, 从传热学角度可认为 M 代表着铸件热容量与散热表面积之间的比值关系, 因而直接影响铸件凝固时间。用式 (2-30) 计算铸件凝固时间的方法称赫沃瑞诺夫法则或称模数法, 这一方法考虑到铸件形状这个重要因素的影响, 比式 (2-11) 即平方根定律更接近实际。平方根定律和赫沃瑞诺夫法则是根据铸件与铸型的换热特点推导出来的, 反映了铸件凝固过程的一些最基本规律。这些规律对铸件凝固的分析及铸造工艺的设计有指导意义。

由模数法可知, 即使铸件的体积和重量相等, 如果其几何形状不同, 则铸件模数及其凝固时间均不相等。反之, 不论铸件的体积和形状如何, 只要其模数相等, 则凝固时间相等或相近。

图 2-7 是几种形状不同的铸钢件 (重量从 10 kg 到 65 t) 的实测凝固时间 τ 与模数 M 的关系。采用双对数坐标系, τ 与 M 呈直线关系。

应用模数法计算铸件凝固时间时, 首先需要计算铸件模数。对于形状复杂的铸件其体积和表面积的计算都是十分麻烦的, 这时可将复杂的铸件各部分看作形状简单的平板、圆柱、球、长方体等单元体的组合, 分别计算各单元体的模数, 但各单元体的结合面不能计入散热面积中, 一般情况下模数最大的单元

体凝固时间即为铸件凝固时间。在通常的设计计算中, 如果只是为了控制铸件凝固顺序而不需要算出铸件结构中各单元体的凝固时间, 则只需比较它们的模数即可, 例如设计冒口时

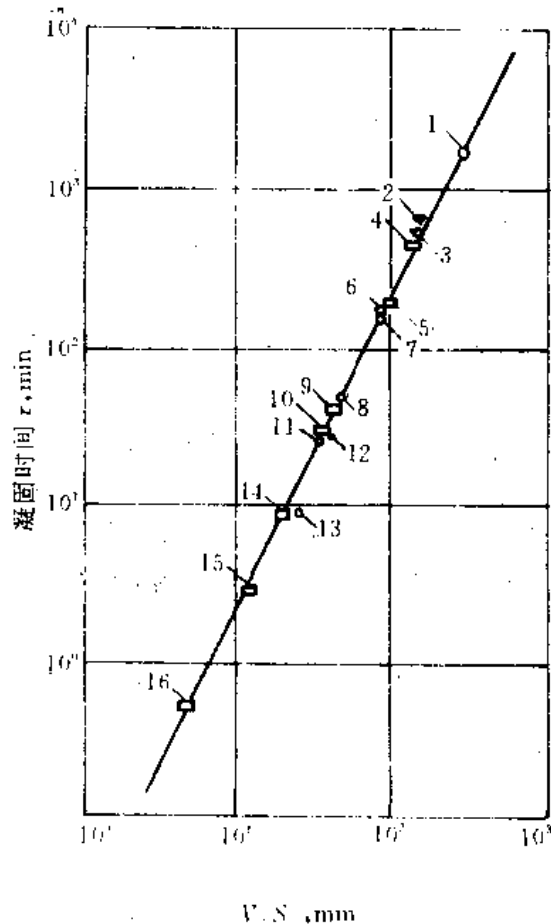


图 2-7 钢铸件的凝固时间与模数的关系

- 1—底座(重 65 t) 2—环形冒口 3—环形铸件 4—平板(350 × 1 800 × 2 400 mm) 5—平板(200 × 1 800 × 2 400 mm)
6—平板(200 × 1 500 × 1 800 mm) 7—圆柱(φ400 × 800 mm)
8—圆柱(φ200 × 800 mm) 9—平板(100 × 800 × 800 mm)
10—平板(100 × 400 × 400 mm) 11—圆柱(φ150 × 800 mm)
12—球(φ229 mm) 13—球(φ153 mm) 14—平板(50 × 400 × 400 mm) 15—平板(30 × 400 × 400 mm) 16—平板(10 × 400 × 400 mm)

要求冒口与被补缩部位的模数之比应满足一定值。实践中人们为了使计算尽量符合实际，更为重视其模数的热学含义，当铸件某部位的体积和表面积一定时，模数也就确定了。如果该部位在铸型中所处环境变化，如与冷铁或保温材料相接触，接触部分的实际散热能力必然发生变化，前者增大而后者减小。这时应适当将散热面积扩大或缩小，以反映实际情况，即用所谓“有效散热面积”代替式(2-28)中的几何面积 F 。同样理由，铸件的边角部位的散热条件较好，而与体积不大的型芯接触的铸件表面散热条件较差，计算散热面积时都需作适当的修正。

实际上，完全符合平方根定律及赫沃瑞诺夫法则的情况是很少的。这是因为在数学推导时对凝固条件作了前面所述的假设。这些假定是对实际传热问题的简化，只有这样才使铸件凝固过程传热问题的求解成为可能，而且得到的数学式能简明地揭示凝固过程中的传热规律。但所得结论必然带有一定局限性，可以认为是对若干实际问题的近似，可用来对铸件凝固问题进行分析及一般精度要求的工程计算。如果要使计算结果与实际凝固过程完全吻合，则需要用经验或实验对上述公式作若干必要的修正。

三、数值模拟法

数值模拟法是指用数值方法求解导热微分方程式。用解析法可以得到连续的和相对精确的温度场，而且物理量之间的关系比较直观。但解析方法只能求解一维的二阶偏微分方程。由傅立叶定律和能量守恒法则推导出的微分方程，对于复杂的几何形状、变化的热物理性质以及多种多样的边界条件等实际工程问题，只能运用数值方法求解。计算机的问世为数值计算提供了有效工具，使许多工程问题得到了满意的近似解，因此近十几年来铸件温度场的数值模拟发展很快，并不断深入到铸造工艺优化设计的各个领域。

导热微分方程的数值解法可分为有限差分法、有限元法、边界元法等，各有特点。以有限差分法为例介绍如下。

有限差分法是在微分方程中用差商代替偏导数，得到相应的差分方程，通过解差分方程得到微分方程解的近似值。

若 $T(x)$ 是连续函数，则它的导数为

$$\frac{dT}{dx} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{T(x + \Delta x) - T(x)}{\Delta x} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (2-31)$$

式中右边 $\frac{\Delta T}{\Delta x}$ 是有限差商，左边 $\frac{dT}{dx}$ 是 $\frac{\Delta T}{\Delta x}$ 当 Δx 趋于零时的微商。 $\frac{\Delta T}{\Delta x}$ 与 $\frac{dT}{dx}$ 通过 Δx 趋于零联系起来。用 $\frac{\Delta T}{\Delta x}$ 代替 $\frac{dT}{dx}$ 是由精确向近似的过渡，两者的差值 $\left| \frac{\Delta T}{\Delta x} - \frac{dT}{dx} \right|$ 就是差商代替微商的偏差。对于多元函数的偏微商也同样可用有限差商予以代替。

(一) 一维导热

首先要建立差分方程。为此需要将问题所涉及的区域和时间离散化。方法是沿热流方向把均质连续区域 $0 \leq x \leq L$ 分割成若干单元，单元端面积假定为一个单位，长度为 Δx 。时间区域 $\tau \geq 0$ 也分割成长度为 $\Delta \tau$ 的若干段，如图2-8所示。 $\Delta x = x_i - x_{i-1}$ 称为单元步长， $x_i = (i-1)\Delta x$ 称为节点，记作 $i (i=1, 2, \dots)$ ； $\Delta \tau = \tau_n - \tau_{n-1}$ 称为时间步长， $\tau_n = n\Delta \tau$ ，记作 $n (n=0, 1, 2, \dots)$ ，将 x_i 处 τ_n 时刻的温度 $t(x_i, \tau_n)$ 记作 t_i^n ，下角码表示空间位置，上角码表示所处时间。

将式 (2-3) 表示的一维传热用于节点 i 可写成

$$\left(\frac{\partial t}{\partial \tau}\right)_i = a \left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2}\right)_i \quad (2-32)$$

式中
$$\left(\frac{\partial t}{\partial \tau}\right)_i = \frac{t_i^{n+1} - t_i^n}{\Delta \tau} + o(\Delta \tau) \quad (2-33)$$

$$\left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2}\right)_i = \frac{t_{i+1}^n - 2t_i^n + t_{i-1}^n}{(\Delta x)^2} + o((\Delta x)^2) \quad (2-34)$$

式 (2-33) 采用一阶向前差商表示, 截断误差 $o(\Delta \tau)$ 与 $\Delta \tau$ 同一数量级; 式 (2-34) 采用中心差商表示, 截断误差 $o((\Delta x)^2)$ 与 $(\Delta x)^2$ 同一数量级。根据式 (2-32), 式 (2-33), 式 (2-34), 并舍去截断误差得

$$\frac{t_i^{n+1} - t_i^n}{\Delta \tau} = a \frac{t_{i+1}^n - 2t_i^n + t_{i-1}^n}{(\Delta x)^2} \quad (2-35)$$

式 (2-35) 是对应于式 (2-32) 的差分方程。整理式 (2-35) 令

$$M = \frac{\Delta x^2}{a \Delta \tau}$$

得

$$t_i^{n+1} = \frac{1}{M} [t_{i-1}^n + (M-2)t_i^n + t_{i+1}^n] \quad (2-36)$$

式 (2-36) 明显给出了节点 i 下一时刻 ($n+1$) 的温度与相邻的三个节点当前时刻 n 的温度之间的关系, 称显式差分格式。这种格式虽然计算简便, 每个节点的方程都可以直接求解, 但对 M 的取值有限制。如果上式的 M 小于 2, 由方程可以看出, 节点当前温度越高则下一时刻温度越低, 这与热力学第二定律不符。所以应满足 $M \geq 2$ 。为此, 单元步长 Δx 确定后, 时间

步长 $\Delta \tau$ 取值必须满足 $\Delta \tau \leq \frac{(\Delta x)^2}{2a}$ 。

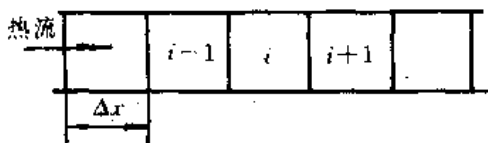


图 2-9 一维导热的热平衡

差分方程式 (2-35) 也可由单元热平衡法获得 (见图 2-9)。如图 2-9 的一维导热问题, 取 $(i-1), i, (i+1)$ 三个单元分析, 单元步长 Δx , 时间步长 $\Delta \tau$, 从 n 时刻开始, 在 $\Delta \tau$ 内从单元 $(i-1)$ 经单位面积传入单元 i 的热流

$$q_1 = \lambda \frac{t_{i-1}^n - t_i^n}{\Delta x} \Delta \tau$$

同时从单元 i 传出的热流

$$q_2 = \lambda \frac{t_i^n - t_{i+1}^n}{\Delta x} \Delta \tau$$

此时, 单元 i 获得的净热流为 $q_1 - q_2$, 使其温度由 t_i^n 升至 t_i^{n+1} 。由此可得如下热平衡方程:

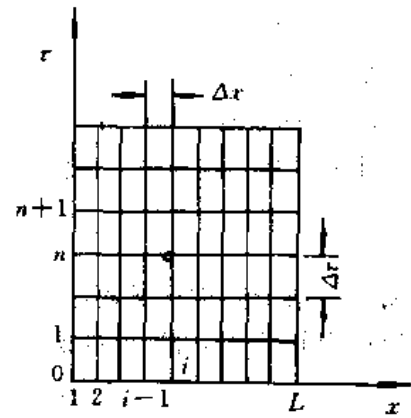


图 2-8 区域离散化 (ij)

$$c\rho\Delta x(t_i^{n+1} - t_i^n) = \lambda \frac{t_{i-1}^n - t_i^n}{\Delta x} \Delta\tau - \lambda \frac{t_i^n - t_{i+1}^n}{\Delta x} \Delta\tau$$

整理后即得

$$\frac{t_i^{n+1} - t_i^n}{\Delta\tau} = a \frac{t_{i-1}^n - 2t_i^n + t_{i+1}^n}{(\Delta x)^2}$$

与式(2-35)完全相同。

(二) 二维导热

如果铸件是二维导热，傅立叶导热微分方程为

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} \right) \quad (2-37)$$

对于二维导热的区域离散化处理如图2-10。时间离散化与一维情形相同，将式(2-37)应用于节点 (i, j) 可写成

$$\left(\frac{\partial t}{\partial \tau} \right)_{i,j}^n = a \left[\left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} \right)_{i,j}^n + \left(\frac{\partial^2 t}{\partial y^2} \right)_{i,j}^n \right]$$

其差分方程为

$$\frac{t_{i,j}^{n+1} - t_{i,j}^n}{\Delta\tau} = a \left(\frac{t_{i-1,j}^n - 2t_{i,j}^n + t_{i+1,j}^n}{(\Delta x)^2} + \frac{t_{i,j-1}^n - 2t_{i,j}^n + t_{i,j+1}^n}{(\Delta y)^2} \right)$$

设 $\Delta x = \Delta y$ ，令

$$M = \frac{(\Delta x)^2}{a\Delta\tau}$$

得

$$t_{i,j}^{n+1} = \frac{1}{M} [t_{i-1,j}^n + t_{i+1,j}^n + t_{i,j-1}^n + t_{i,j+1}^n + (M-4)t_{i,j}^n] \quad (2-38)$$

式(2-38)是有限差分法计算结点 (i, j) 温度的显式差分格式。只要知道某节点及其相邻节点当前时刻的温度，即可求出该节点下一时刻的温度值。式中 M 的取值应满足 $(M-4) \geq 0$ ，道理与一维差分格式相同，所以 Δx 选定后， $\Delta\tau$ 必须满足

$$\Delta\tau \leq \frac{(\Delta x)^2}{4a}$$

二维导热的差分格式也同样可以由节点热平衡法获得，这里不再推导。

(三) 铸件温度场数值模拟的解题条件

与数学解析法一样，为了使铸件温度场被唯一地确定，必须提供铸件凝固过程中的定解条件。包括初始条件，边界条件，以及铸件和铸型材料的热物理性质，凝固潜热等物理条件及对其他问题的处理。

1. 初始条件

在简单情况下，铸件的初始温度可确定为等于或略低于浇注温度，铸型的初始温度

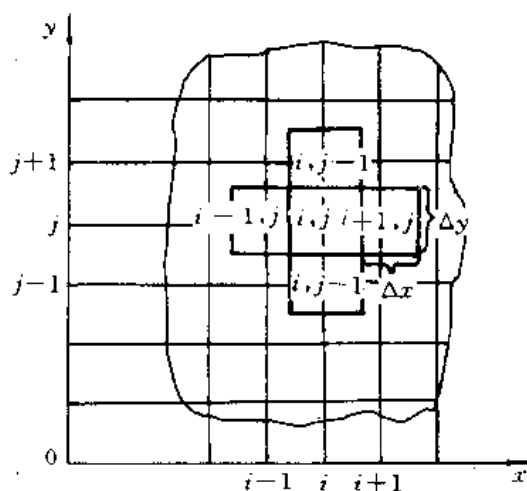


图2-10 二维系统的分割

$i-1, i, i+1$ —系统中 x 方向上任意相邻三点
 $j-1, j, j+1$ —系统中 y 方向上任意相邻三点

定为浇注前铸型的实际温度。在较复杂的情况下，铸件及铸型的初始温度可通过实测确定。

铸件及铸型界面的初始温度对计算结果影响显著，更应慎重处理。可以用实测法，把铸件分成几种典型形状，通过实测获得其普遍规律。也可用解析法得出的结果，如对砂型与铸件的界面初始温度可表示为

$$t_F = \frac{\lambda_1 \sqrt{1/a_1} t_{10} + \lambda_2 \sqrt{1/a_2} t_{20}}{\lambda_1 \sqrt{1/a_1} + \lambda_2 \sqrt{1/a_2}} \quad (2-39)$$

或者

$$t_F = \frac{b_1 t_{10} + b_2 t_{20}}{b_1 + b_2} \quad (2-40)$$

式中 λ_1, λ_2 —— 铸件、铸型材料的导热系数；

a_1, a_2 —— 铸件、铸型材料的导温系数；

t_{10}, t_{20} —— 铸件、铸型的初始温度；

b_1, b_2 —— 铸件、铸型材料的蓄热系数。

2. 边界条件

铸件凝固的数值模拟涉及铸件与铸型边界、铸型中砂型与冷铁边界、铸型与地面及大气边界、冒口与大气边界等。

以铸件-铸型边界为例。铸件-铸型界面通常分为理想接触和非理想接触两种情况。

在理想接触情况下，认为铸件与铸型紧密接触，两表面具有相同温度，界面两侧节点间热阻可按串联热阻叠加求出

$$\frac{\Delta x}{\lambda_{12}} = \frac{\Delta x/2}{\lambda_1} + \frac{\Delta x/2}{\lambda_2}$$

$$\lambda_{12} = \frac{2\lambda_1\lambda_2}{\lambda_1 + \lambda_2} \quad (2-41)$$

式中 λ_1, λ_2 —— 铸件、铸型材料导热系数；

λ_{12} —— 界面两侧单元之间的等值导热系数；

Δx —— 单元步长。

当界面为非理想接触时，认为铸件与铸型界面处有间隙出现。由于铸件的收缩与铸型受热膨胀在界面间产生气隙是很常见的。在这种情况下，可假定气隙间为对流传热，以等效换热系数 h 描述，这时总热阻为

$$\frac{\Delta x}{\lambda_{12}} = \frac{\Delta x/2}{\lambda_1} + \frac{1}{h} + \frac{\Delta x/2}{\lambda_2}$$

$$\lambda_{12} = \frac{1}{\frac{\lambda_1 + \lambda_2}{2\lambda_1\lambda_2} + \frac{1}{\Delta x h}} \quad (2-42)$$

式中等效换热系数 h 可用实测法确定。

对于界面条件的处理是凝固模拟计算中较关键而又困难的问题之一，对此问题人们已做了不少研究工作，各有其特点。

3. 热物理性质（物理条件）

凝固模拟涉及的热物性值主要包括铸件和铸型材料的比热 c ，导热系数 λ ，密度 ρ 和金属结晶潜热 L 。这些参数都随温度变化，可查阅手册或实测与适当的数学处理来确定。目前，高

温下的热物性参数资料尚不齐全，实测工作繁重，代价很大。通过实验与数学处理相结合的方法，还有许多工作要做。

(1) 比热 c 和导热系数 λ 的处理。可用下述方法之一处理。

常数法

铸件凝固阶段主要处于高温状态，计算时取其中间某一温度下的 c 和 λ 值作为平均值。

线性函数法

假定 c 和 λ 以线性规律随温度变化

$$c = c_1 + a_1(T - T_1)$$

$$\lambda = \lambda_1 + b_1(T - T_1)$$

式中 c, λ ——高温下的比热和导热系数；

c_1, λ_1 ——常温下的比热和导热系数；

a_1, b_1 ——比例系数，由已知若干个温度的 c, λ 值由近似作图法求得。

插值法

由已知某几个温度下的 c 和 λ 值根据数学插值公式求出不同温度下的 c, λ 值。

(2) 潜热处理

由于结晶潜热的释放，使铸件凝固期间温度下降速度变慢，因此，计算时必须把潜热的作用考虑进去。

潜热释放量取决于固相率的增加率 $\frac{\partial f_s}{\partial \tau}$ 。单位体积、单位时间内潜热释放量为 $\rho L \frac{\partial f_s}{\partial \tau}$ 。考虑到潜热，在 (t_L, t_S) 温度区间内导热微分方程式可写成

$$\rho c \frac{\partial t}{\partial \tau} = \lambda \nabla^2 t + \rho L \frac{\partial f_s}{\partial \tau}$$

作变换

$$\rho L \frac{\partial f_s}{\partial \tau} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \frac{\partial t}{\partial \tau}$$

代入上式整理之

$$\rho \left(c - L \frac{\partial f_s}{\partial t} \right) \frac{\partial t}{\partial \tau} = \lambda \nabla^2 t \quad (2-43)$$

固相率 f_s 与温度的关系一般可以从状态图得知。假定在 (t_L, t_S) 区间潜热平均释放，则

$$f_s = \frac{t_L - t}{t_L - t_S} \quad (2-44)$$

由于纯金属、共晶和包晶等合金是在恒定温度结晶的， f_s 不能用此法确定。固相率与温度关系确定后，可用下述方法进行潜热处理。

等价比热法

等价比热法是将凝固潜热折合成比热，与铸件材料比热相加作为等价比热 c_E 。由式 (2-43) 设

$$c_E = c - L \frac{\partial f_s}{\partial t}$$

将式 (2-44) 对温度求偏导数，代入上式

$$c_E = c + \frac{L}{t_L - t_S} \quad (2-45)$$

由式 (2-45) 可知, 由于潜热释放, 等价比热 c_E 比材料的实际比热大。

热焓法

热焓法是将潜热的释放考虑到热焓中, 先求出热焓, 再由热焓与温度的关系求出温度。

铸件凝固时的热焓为

$$h = -h_0 + \int_{t_0}^t c dt + (1 - f_s)L \quad t_L \geq t \geq t_S$$

式中 h_0 ——基准温度 t_0 时的热焓。

此式对温度求偏导数可得

$$\frac{\partial h}{\partial t} = c - L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2-46)$$

代入式 (2-43) 得

$$\rho \frac{\partial h}{\partial t} \frac{\partial t}{\partial \tau} = \lambda \nabla^2 t$$

即

$$\rho \frac{\partial h}{\partial \tau} = \lambda \nabla^2 t \quad (2-47)$$

用数值解法对式 (2-47) 求解, 可以得到 $\Delta\tau$ 时间步长以后即 $(\tau + \Delta\tau)$ 对应的焓 $h^{(\tau + \Delta\tau)}$, 再由焓与温度的关系求出对应的温度 $t^{(\tau + \Delta\tau)}$, 依此求出各时刻温度场。

温度回升法

温度回升法是将潜热释放折算成温度。由于潜热释放补偿了由传热造成的温度下降, 使凝固结束前维持结晶温度 t_L 不变。

假定某单元在不考虑潜热时计算温度为 t , 比凝固温度 t_L 降低 $\Delta t = t_L - t$, 由于潜热释放而补偿了 Δt 的降低值而使单元温度仍维持 t_L 不变。设单元固相率增加 Δf_s , 则

$$\Delta t = \frac{L}{c} \Delta f_s \quad (2-48)$$

式中 c ——铸件比热;

L ——凝固潜热。

即单元实际温度仍为 t_L , 各次计算中温度回升值 Δt 与 Δf_s 有关, 当 Δf_s 之和即 $\sum \Delta f_s = 1$ 时, 潜热释放完了, 温度不再回升。

对于纯金属或共晶合金, 各次温度回升的总和为

$$\Delta T = \frac{L}{c} \quad (2-49)$$

当回升总量达到 ΔT 时, 凝固结束, 往后的计算也不再考虑该单元潜热的影响。

温度回升法对于纯金属和共晶合金较为适用。

图 2-11 和图 2-12 是用不同形式描述的 T 型铸件凝固计算机数值模拟结果。

四、影响温度场的因素

铸件的温度场取决于金属的热容量与热物理性质及其在铸型中的冷却条件。

(一) 金属的含热量

1. 结晶潜热

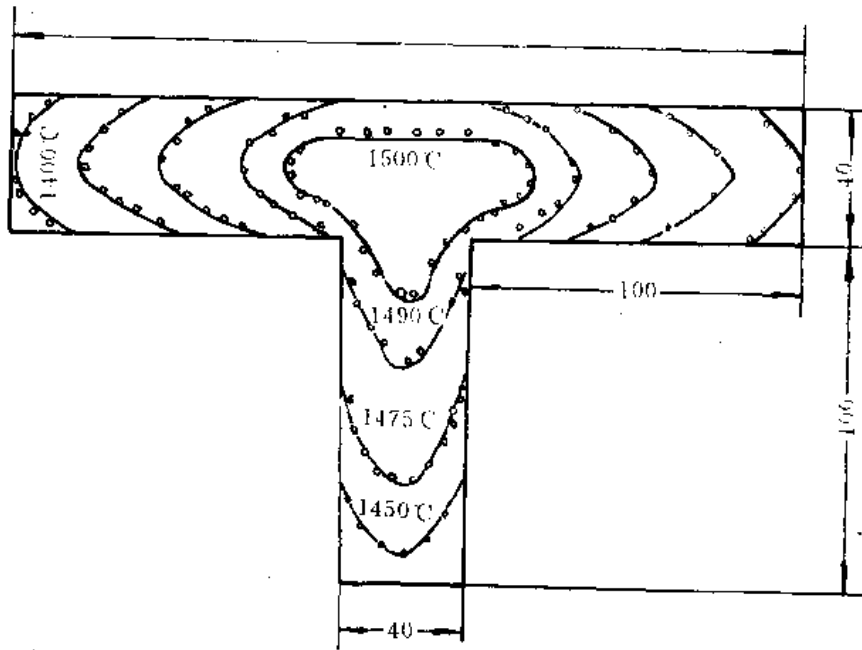


图 2-11 T型铸件浇注后 10.7 min 时的等温线

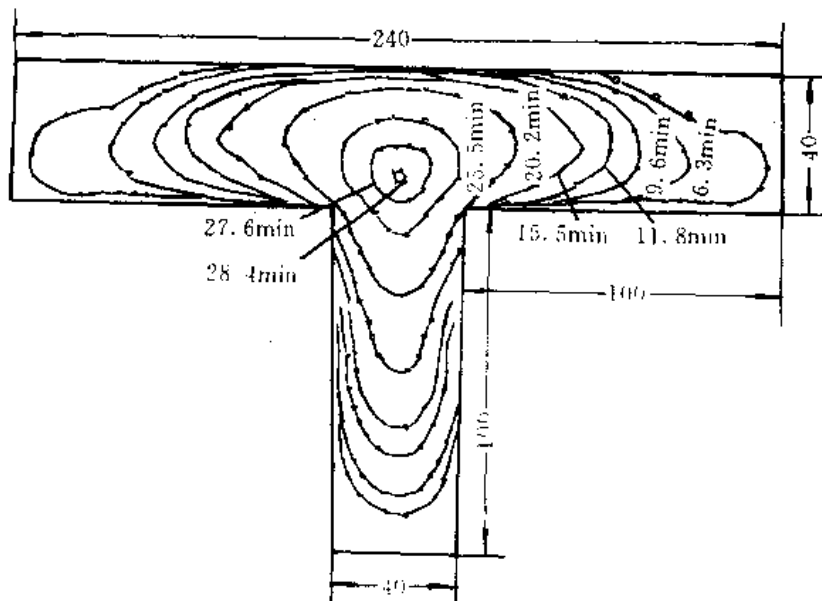


图 2-12 T型铸件浇注后不同时刻的凝固前沿(1480°C)

金属结晶潜热大，则铸件热量多，当散热条件一定时，势必加长散热时间，而促使铸件温度均匀化；同时，较多的热量充分地加热铸型，使铸型激冷能力降低。因此在铸件散热方向上的温度梯度减小。

2. 金属熔点

金属熔点高、铸件凝固期间型腔表面较长时间保持高温，铸型内外表面间温差大；同时，大多数铸型材料的导热系数在高温下都要增大。因此加强了铸件的冷却，使铸件断面温度梯度增大。有色金属铸件比铸钢件温度梯度小，熔点低是重要原因之一。

3. 浇注温度

在熔点相同的情况下，浇注温度越高则过热量越大。实验证明，在砂型铸造时，只有当过热量全部释放后铸件才开始凝固。增加过热量实际上提高了铸件凝固时铸型的温度，使铸件断面温度梯度减小。在金属型铸造时，铸型导热能力强，加之一般过热度都不是很大，过热量可迅速传导出去，因此浇注温度的影响不十分明显。

(二) 铸件散热与铸型激冷能力

1. 金属的导温系数 a

导温系数 $a = \frac{\lambda}{c\rho}$ ，是不稳定导热中把热量传导过程和温度变化过程联系在一起的物理量。导热系数 λ 表示单位温度梯度下的热流量； ρc 是热容，表示单位体积物体温度升高一度所吸收的热量。 a 表明物质在被加热或冷却过程中各部分温度趋于均匀一致的能力。 a 大，铸件内温度均匀化能力就大，温度梯度就小，温度分布曲线比较平坦。反之，温度梯度就大。液态铝合金比液态铁碳合金导温系数约高 9~11 倍，所以在相同铸型条件下，铝合金铸件断面的温度梯度要小得多。同样，碳钢铸件断面温度梯度又比高合金钢的小，其重要原因就是前者的导温系数比后者大。

2. 铸型蓄热系数 b_2

蓄热系数 $b = \sqrt{\lambda c\rho}$ ，铸型的蓄热系数 b_2 大，表明铸型热容量 $c_2\rho_2$ 大，或者铸型导热系数 λ_2 大，因此对铸件的激冷能力强，铸件断面温度梯度大。金属型蓄热系数是砂型的几十倍，因此，金属型铸件断面温度梯度大。如图 2-13。

在不稳定导热情况下，铸件的冷却一是靠铸型传走而散失热量，二是靠铸型的蓄热。水冷铜型具有很好的激冷效果，冷却水能不断带走热量，使型壁温升不大而始终保持良好的激冷作用，铸件温度梯度大。厚壁金属型的激冷作用主要靠铸型的蓄热。对于铝镁铸件或薄壁铸件尤其是这样。

3. 铸型预热温度

铸型经过预热，初始温度升高，激冷能力减小。铸件温度梯度减小。铸型预热温度越高，铸件温度梯度越小。但有的情况下，铸型预热是必要的，甚至应预热到较高温度。如金属型预热温度为 200~400℃，熔模铸造的型壳预热温度在 600~900℃，其目的在于防止铸件浇不足或热裂等缺陷。

4. 铸件散热条件

当铸件材料及铸型材料都已确定时，铸件各部位温度梯度往往也不完全一样。这主要是因为铸件形状或所处部位的不同造成散热条件的差异。

铸件外棱角或向外弯曲的表面比平壁散热条件好，因为前者对应的铸型吸热体积呈放射状渐次扩大，铸件在该部位温度梯度就大；相反，处在内角或内弯曲表面的部位，温度梯度就小。型芯或向型腔突出的铸型部位，被液态金属包围，散热条件差，邻近的铸件断面温度梯度小。

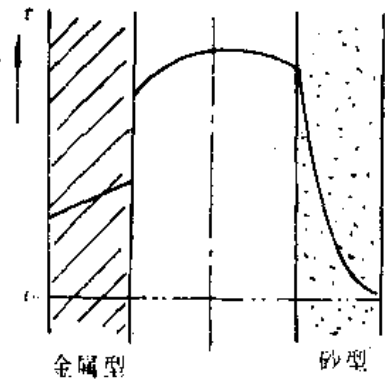


图 2-13 铸件在金属型和砂型情况下的温度场示意图

此外，内浇口附近的铸件部位温度梯度必然小，因为大量金属流过内浇口，使附近铸型加热到较高温度而降低了铸型的激冷能力。铸件与铸型间产生间隙也使激冷能力减小，因此，铸件底部的温度梯度一般较侧壁或顶面的温度梯度大。

厚壁铸件的温度梯度较薄壁铸件的小。因为厚壁铸件含热量多，散热凝固所需时间长，铸型被加热得更充分，温度也更高些，这样，在铸件凝固期间就表现出较小的激冷能力。

图 2-14 是由实验测得的 L 型和 T 型断面铸件砂型情况下各时刻的等固相线位置。可以看出，外角的冷却速度大约为平面壁的 3 倍。内角附近的冷却最慢，温度梯度最小，也常常是产生热裂或缩松缺陷的部位。设计铸件或铸型时，应充分考虑上述特点，采取相应的措施，以保证铸件质量。

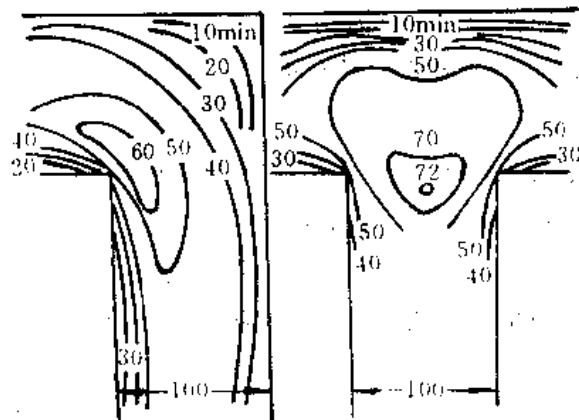


图 2-14 L 型和 T 型铸件不同时刻的等固相线

第二节 铸件的凝固方式及凝固方向

一、凝固动态曲线

根据铸件断面上某时刻的温度场可以知道该时刻断面各处的状态。如果想要了解不同时刻断面状态或断面某部位的状态变化过程等动态情形，可以绘制铸件断面凝固动态曲线进行分析。如图 2-15。它是在测温法得出的冷却曲线图 2-15(a) 的基础上绘制而成的，方法是：在冷却曲线下方对应画出一新坐标系，纵坐标 x/R ， x 为离开铸件表面指向中心的距离， R 是铸件壁厚之半或圆柱体的半径， $\frac{x}{R}=1$ 表示铸件中心处；横坐标 τ 为时间，冷却曲线上平台结束出现拐点，意味着铸件开始凝固，各拐点代表的位置及时刻一一对应的描绘在图 2-15(b) 中并连接起来，得到液相边界线，冷却曲线与固相线温度 t_s 相交，说明凝固结束。交点代表的位置及时刻对应地描绘在图 2-15(b) 中，几个这样的对应点连接起来得到固相边界线。

液相边界线和固相边界线将图面分成三个区域。自左向右分别为液相区、凝固区和固相区。液相边界上的点反映出某时刻开始凝固的等温面位置，或某等温面处开始凝固的时间。固相边界上的点则反映出某时刻凝固结束的等温面位置，或某等温面凝固结束的时间。当沿图的纵向分析时，可知凝固层厚度，凝固区域位置及其宽度，即某时刻铸件断面所处的状态。当横向分析时，可知截面某处不同时刻的状态变化过程，即凝固始末时刻、持续时间等，铸件中心处凝固结束的时刻即为铸件凝固时间。

图 2-15(c) 是 2.3 min 时铸件断面的状态，凝固层厚度 7.1 mm，凝固区域宽度 12.8 mm，中心附近仍处于液态。中心部位的凝固进程由图 2-15(b) 可知，在 3.2 min 以前为液态，5.3 min 时凝固结束，液-固态持续了 2.1 min。可见凝固动态曲线反映着铸件凝固期间任意时刻

铸件的状态以及任意部位凝固的动态变化情况。

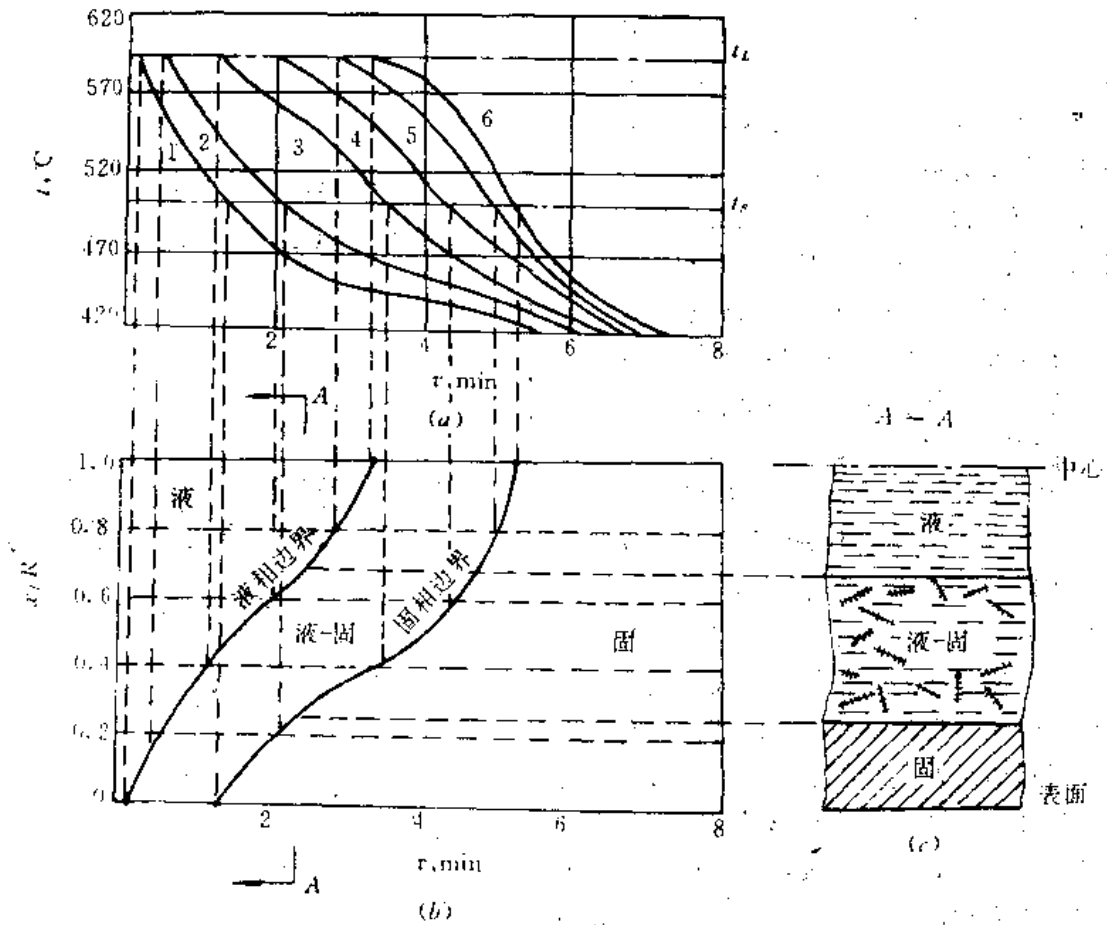


图 2-15 铸件凝固动态曲线的绘制

(a) 铸件断面的温度-时间曲线 (b) 凝固动态曲线 (c) 某时刻的凝固状态

二、凝固区域结构及特征

铸件在凝固过程中，除纯金属和共晶成分合金外，断面上一般都存在三个状态不同的区域，即固相区、凝固区和液相区。合金成分的差异及所处时间的先后，只改变区域的大小比例及位置。铸件质量与凝固区域结构及特性有密切的关系。

凝固期间铸件断面三区域时刻处于动态变化中，与温度场相对应。图 2-16 是由合金成分及温度场决定的某瞬时的铸件断面状态。图左是状态图的一部分，成分 C_0 的合金结晶温度间隔 t_L-t_S 。图右是铸型中正在凝固的铸件断面，壁厚为 D ，该瞬时温度场为 T 。铸件及铸型以中心轴线为对称，温度场与断面状态也对称。I-I 面温度 t_S 为“固相线等温面”。I-I 面温度 t_L 为“液相线等温面”。这两个等温面将断面分成三个区域。从铸件表面到固相线等温面 I-I 之间的合金温度低于固相线温度 t_S ，已经凝固成固态为固相区。固相线等温面 I-I 与液相线等温面 I-I 之间合金温度高于固相线温度 t_S ，低于液相线温度 t_L ，为液固共存的凝固状态，称“凝固区域”。从液相线等温面 I-I 到铸件中心的区域内合金温度高于或等于液相线温度 t_L ，为液相区。

随着铸件的冷却，固相线等温面和液相线等温面不断向铸件中心推移，凝固层加厚，液相区减小，凝固区域的大小和位置相应变化，直至全部凝固结束。

图 2-17 是凝固区域结构的示意图。总体分三个区域：固相区、凝固区和液相区。凝固区域比较复杂，按照其中液态与固态所占比例及形态可进一步区分。与固相紧邻的一侧固相占多数称固-液部分，与液相紧邻的一侧液相较多为液-固部分。液-固部分中固相不仅少而且未连接成一体，呈分散悬浮状态，固相可随液相一起流动。用倾出法做实验时，液-固部分将被一起倾出。因此，液-固与固-液两部分的分界又叫“倾出边界”。在大气压力及重力等作用下，液-固部分可以越过倾出边界，对先凝固的固-液部分进行补缩，有人称之为“质量补缩”。固-液部分的固相都已形成完整的骨架，开始呈现出某些固态的特征。在温度降低时可发生线收缩，开始表现出线收缩的温度叫“线收缩开始温度”。另外，这种结构的机械强度比液-固部分明显提高，但塑性处于较低水平。铸件的热裂缺陷多在这种凝固结构中产生。固-液部分由于凝固开始的先后不同，其中的液相多少及形态也不同。与液-固部分相邻的一边液相稍多且相互沟通，仍可以流动，发挥一定的补缩作用。与固相区相邻的一边液相较少且已被分割、封闭起来，形成了枝晶间的一个个孤立的小“熔池”，小熔池中的液体虽

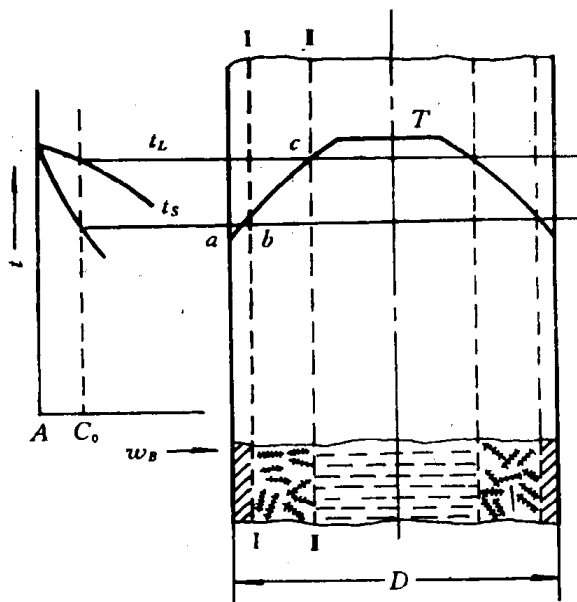


图 2-16 某瞬时铸件断面状态

温度降低时可发生线收缩，开始表现出线收缩的温度叫“线收缩开始温度”。另外，这种结构的机械强度比液-固部分明显提高，但塑性处于较低水平。铸件的热裂缺陷多在这种凝固结构中产生。固-液部分由于凝固开始的先后不同，其中的液相多少及形态也不同。与液-固部分相邻的一边液相稍多且相互沟通，仍可以流动，发挥一定的补缩作用。与固相区相邻的一边液相较少且已被分割、封闭起来，形成了枝晶间的一个个孤立的小“熔池”，小熔池中的液体虽

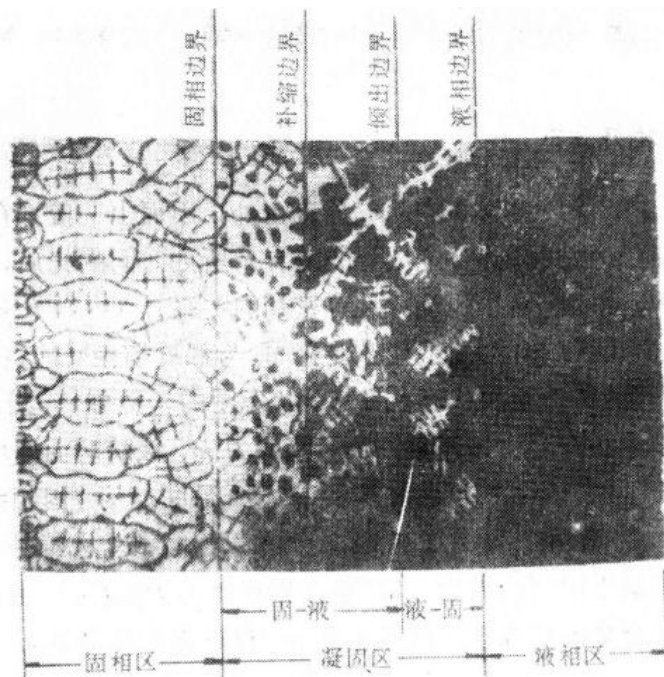


图 2-17 凝固区域结构示意图

然仍可流动，但范围很小。这部分液体最后凝固时，其收缩再也得不到邻近液体的补充，而产生缩松。固-液部分的这种不同主要表现为补缩能否进行，以补缩边界区分为两个带：缩松带和补缩带。补缩的难易程度取决于补缩带的宽度，其宽度越大，补缩的流路越长，阻力越大，补缩越困难。

凝固区域的复杂性还有下述表现。由于非平衡凝固过程中溶质元素的再分配，残留液体中聚集着较多的溶质 ($k < 1$ 时)，枝晶间最后凝固的液体中溶质含量更多，凝固结束时形成化学成分的不均匀分布叫“偏析”。熔解在液态金属中的气体，随着温度的降低及凝固的进行，一部分集聚为气泡逸出铸件外，还有一部分仍将残留在铸件中，或过饱和溶解其中，或以集聚态存在于缩孔、缩松之中，形成所谓“缩气孔”。

三、铸件的凝固方式及其影响因素

以上对于凝固区域的分析是一种典型的情况。凝固条件不同，凝固区域的形貌特征及其进展情况也不同。也就是说凝固方式不同。

(一) 铸件的凝固方式

铸件断面的凝固方式一般可分为三种类型：逐层凝固、糊状凝固和中间凝固方式。凝固方式取决于凝固区域宽度。

图 2-18 (a) 为纯金属或共晶合金与 T_1 、 T_2 两时刻温度场对应的凝固情况。铸件断面有一定的温度梯度，结晶在恒定温度 t_c 下进行。凝固过程中的凝固区域宽度为零，前边所说的液相边界和固相边界合二为一成凝固前沿，将液相与固相明显分开。随着温度下降，凝固层逐渐加厚直至凝固结束。这种情况为典型的“逐层凝固”方式。

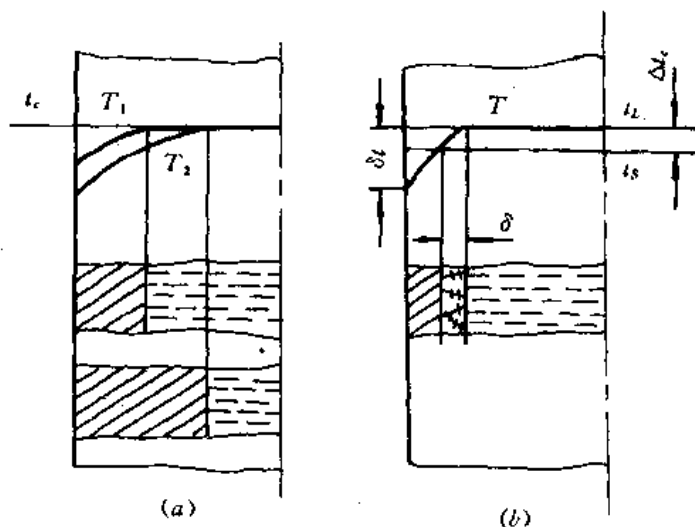


图 2-18 逐层凝固方式示意图

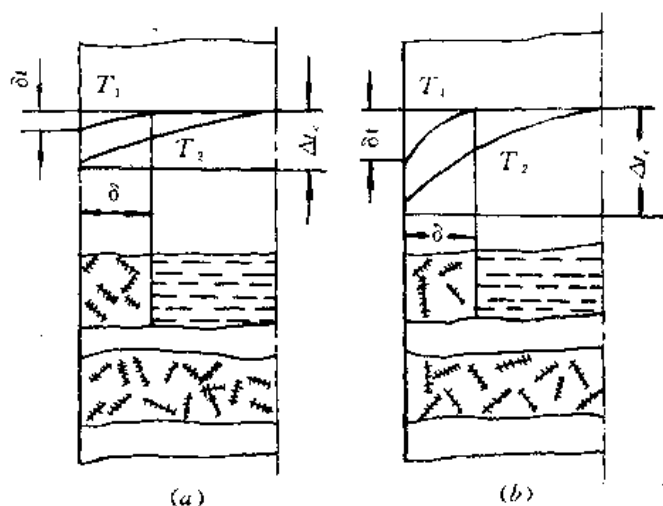


图 2-19 体积凝固方式示意图

图 2-18 (b) 也属逐层凝固方式。合金结晶温度间隔 Δt_c 很小，凝固区域的温度降 Δt 较大，凝固区域很窄。凝固过程中的凝固层也是逐步加厚直至铸件中心。

图 2-19 是体积凝固方式示意图。合金结晶温度间隔 Δt_c 大，断面上的温度降 Δt 相对又小。图 2-19

(a) 中 Δt_c 较小, 而温度降 δ 也小, 图 2-19 (b) 中 δ 较大而 Δt_c 更大。铸件凝固期间各个时刻凝固区域很宽, 甚至贯穿整个铸件断面, 即凝固过程可能同时在断面各处都进行着, 液固共存的糊状区域充斥铸件断面。这种凝固方式叫“糊状凝固”或“体积凝固”。

当凝固区域宽度介于上述两种情况之间时, 属于“中间凝固”方式, 如图 2-20。结晶温度间隔较小而断面温度降也较小 (图 2-20 (a)), 或结晶温度间隔较大而断面温度降也较大 (图 2-20 (b)), 凝固区域具有一定宽度又没有占满整个铸件断面。

凝固区域宽度可以根据凝固动态曲线上的液相边界与固相边界之间的纵向距离确定, 因此, 这个距离的大小是区分凝固方式的准则。如果两条曲线重合, 即恒定温度下结晶的金属或合金, 或者其间距很小, 则趋于逐层凝固方式。如果两条曲线间距很大, 则趋于体积凝固方式。如果两条曲线间距较小, 则为中间凝固方式。

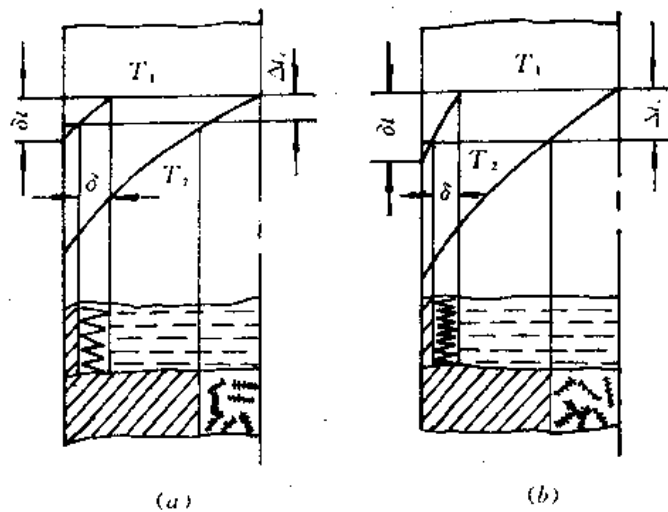


图 2-20 中间凝固方式示意图

图 2-21 是含碳量不同的三种碳钢在砂型和金属型中凝固时测得的凝固动态曲线及其相应的凝固过程示意图。

铸件为 $178 \times 178 \times 533 \text{ mm}^3$ 的方棒, 立浇, 顶部放置大冒口补缩。

在金属型中凝固时, 铸型激冷能力强, 铸件温度梯度大, 成分不同、结晶温度间隔各异的三种碳钢都趋于逐层凝固方式。这里温度梯度表现出明显的作用。

当在砂型中凝固时, 铸型激冷能力小, 铸件温度梯度不大, 成分和结晶温度间隔的大小使凝固动态曲线呈明显差异。结晶温度间隔小, $\Delta t_c = 22^\circ\text{C}$ 的低碳钢仍趋于逐层凝固。结晶温度间隔大, $\Delta t_c = 70^\circ\text{C}$ 的高碳钢趋于糊状凝固。中碳钢结晶温度间隔 $\Delta t_c = 42^\circ\text{C}$, 介于二者之间, 为中间凝固方式。这里, 结晶温度间隔的作用被突出了。

(二) 影响凝固方式的因素

铸件的凝固方式取决于凝固区域宽度, 凝固区域宽度又由合金结晶温度间隔和铸件断面温度梯度两个因素决定。这两个因素共同影响着凝固方式。

1. 合金结晶温度间隔的影响

在铸件断面温度梯度相近的情况下, 结晶温度间隔越大则凝固区域越宽。图 2-21 所示的砂型铸造时三种碳钢的凝固说明了这一点。

2. 温度梯度的影响

合金的结晶温度间隔确定后, 凝固区域宽度主要取决于温度梯度。当温度梯度很大时, 宽结晶温度间隔的合金可以有较小的凝固区域, 趋于中间凝固甚至逐层凝固, 如图 2-21 在金属型中凝固的高碳钢的情形。当温度梯度很小时, 凝固区域宽度一般均较大, 甚至趋于体积凝固。图 2-22 是工业纯铝 ($w_{Al} = 99\%$) 在砂型和金属型中铸造时所测得的温度场和凝固动态曲线。在金属型中凝固时为逐层凝固, 在砂型中凝固时为典型的体积凝固。说明工业纯铝结

晶温度间隔虽小，只有 6°C ，但因断面温度梯度很小，仍趋于体积凝固。这与图 2-21 (a) 低碳钢在砂型中的逐层凝固成显明对照。其主要原因是，与低碳钢相比，工业纯铝凝固温度低得多，而导热系数却是低碳钢的 5 倍多，从而导致铸件断面温度梯度很小。

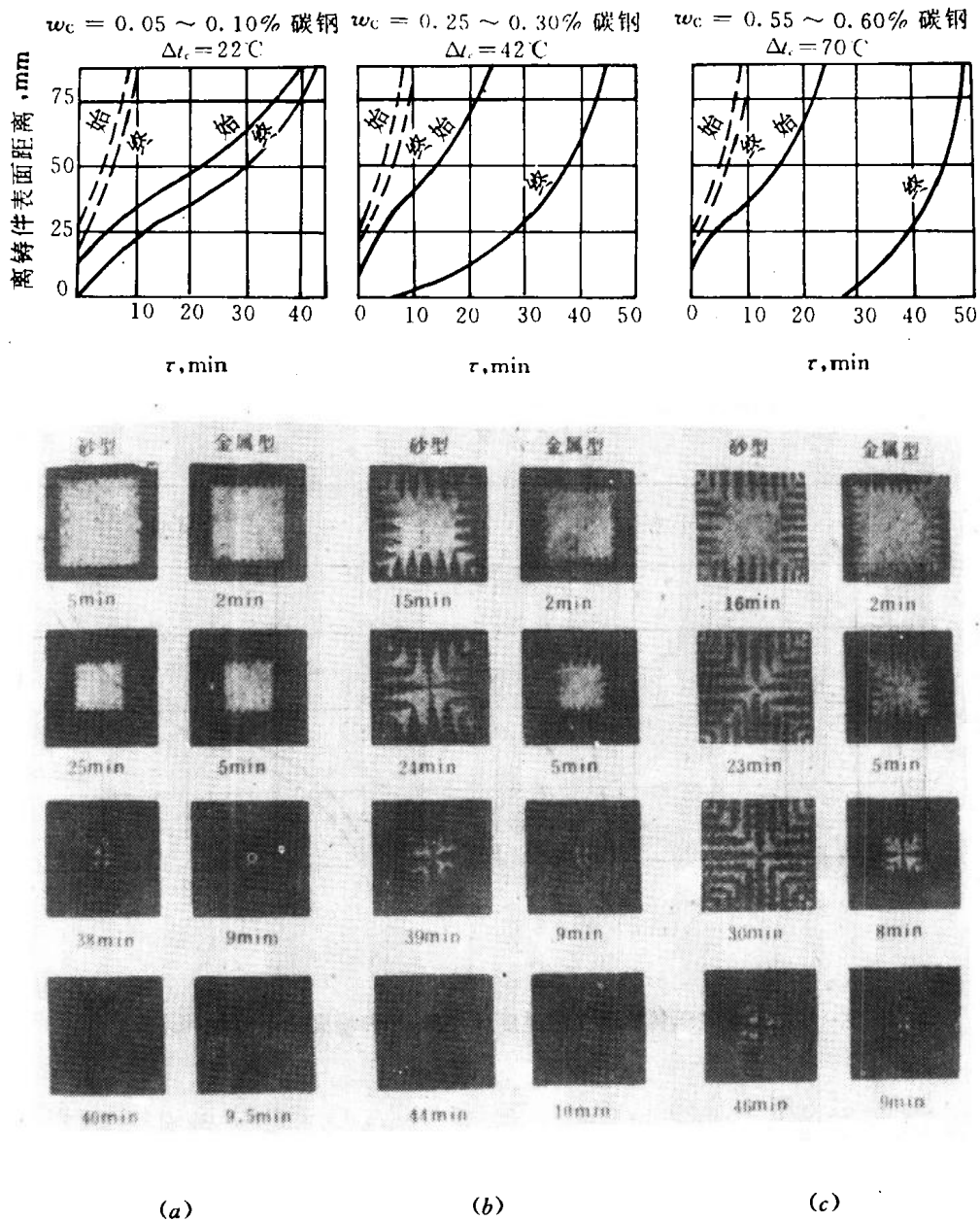


图 2-21 碳 C 的质量分数不同的碳钢的凝固动态曲线及凝固过程示意图

(a) 低碳铸钢 (b) 中碳铸钢 (c) 高碳铸钢

砂型—实线 金属型—虚线

可以看出，有一定结晶温度间隔的合金其凝固区域内的最大温度降 δt_{\max} 等于其结晶温度间隔 Δt_c 。在铸件凝固期间，若始终保持 $\delta t < \Delta t_c$ ，则趋于体积凝固，否则为逐层凝固或中间凝固方式。

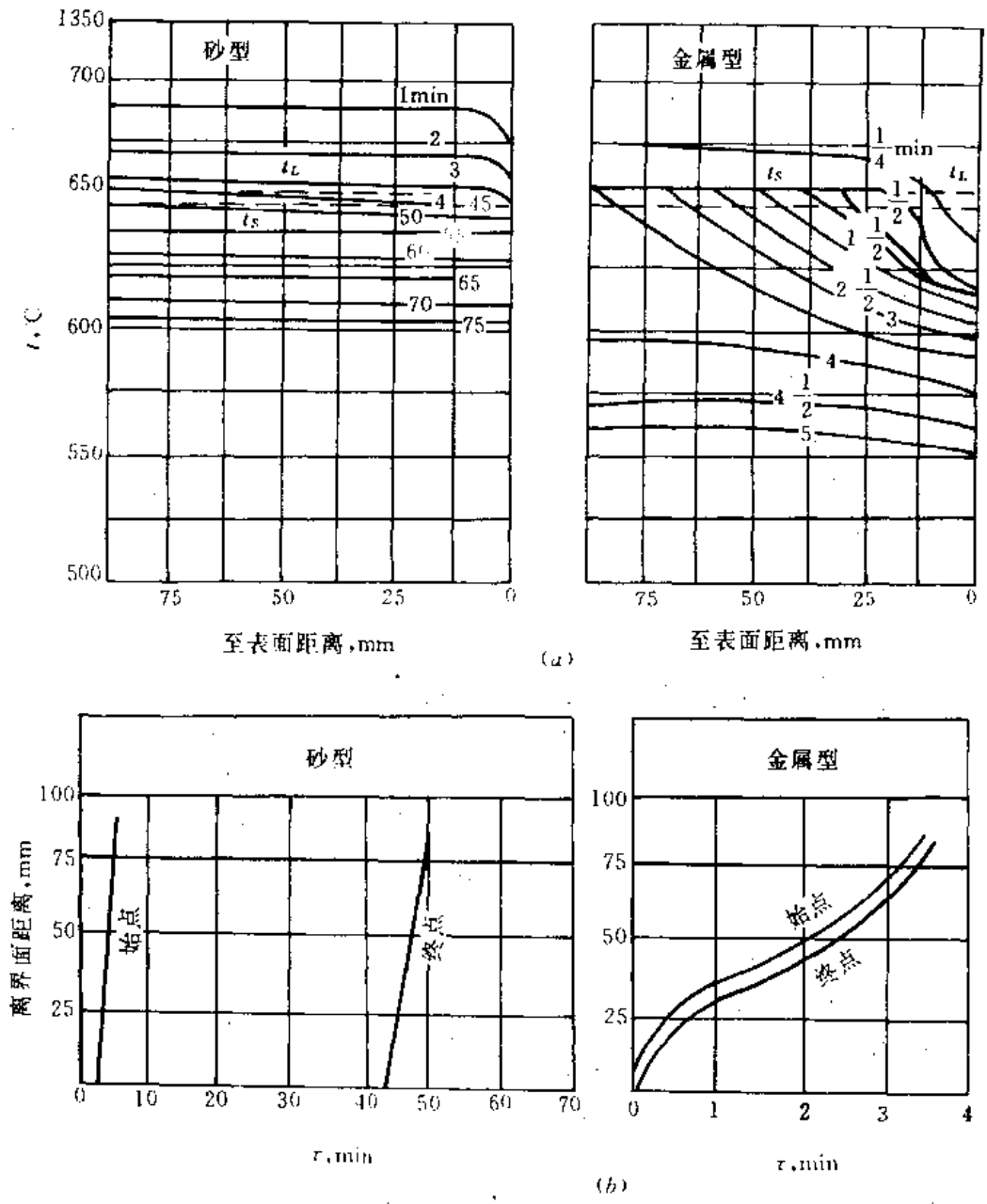


图 2-22 工业纯铝铸件断面的温度场(图(a))和凝固动态曲线(图(b))

四、铸件的凝固方向

以上关于铸件凝固的研究是铸件横断面的情况,即所研究的断面垂直于铸件板壁或轴线。其特征是凝固从铸件与型壁接触的两侧表面开始,逐渐向中心推进,直至凝固结束。事实上,在合金和铸型都已确定的情况下,由于铸件结构及浇注位置、浇口引入位置的不同,冒口或冷铁的设置等原因,铸件各部位凝固的先后次序及凝固进程也可能是不同的。这就是铸件的凝固方向问题。

凝固方向的研究以铸件纵断面即铸件长度或轴线方向的断面为对象。仍然从铸件温度场入手。

图 2-23 是平板铸钢件轴线方向温度场及纵断面某瞬时的凝固情况示意图。远离冒口端

由于多一个散热面，冷却较快，始终保持较低温度且有较大的温度梯度，先于其他部位凝固，然后逐步向冒口部位推进，冒口附近的金属液保持在高温的时间最长，凝固最晚。铸件的相邻部位按一定先后次序和方向结束凝固过程叫顺序凝固。

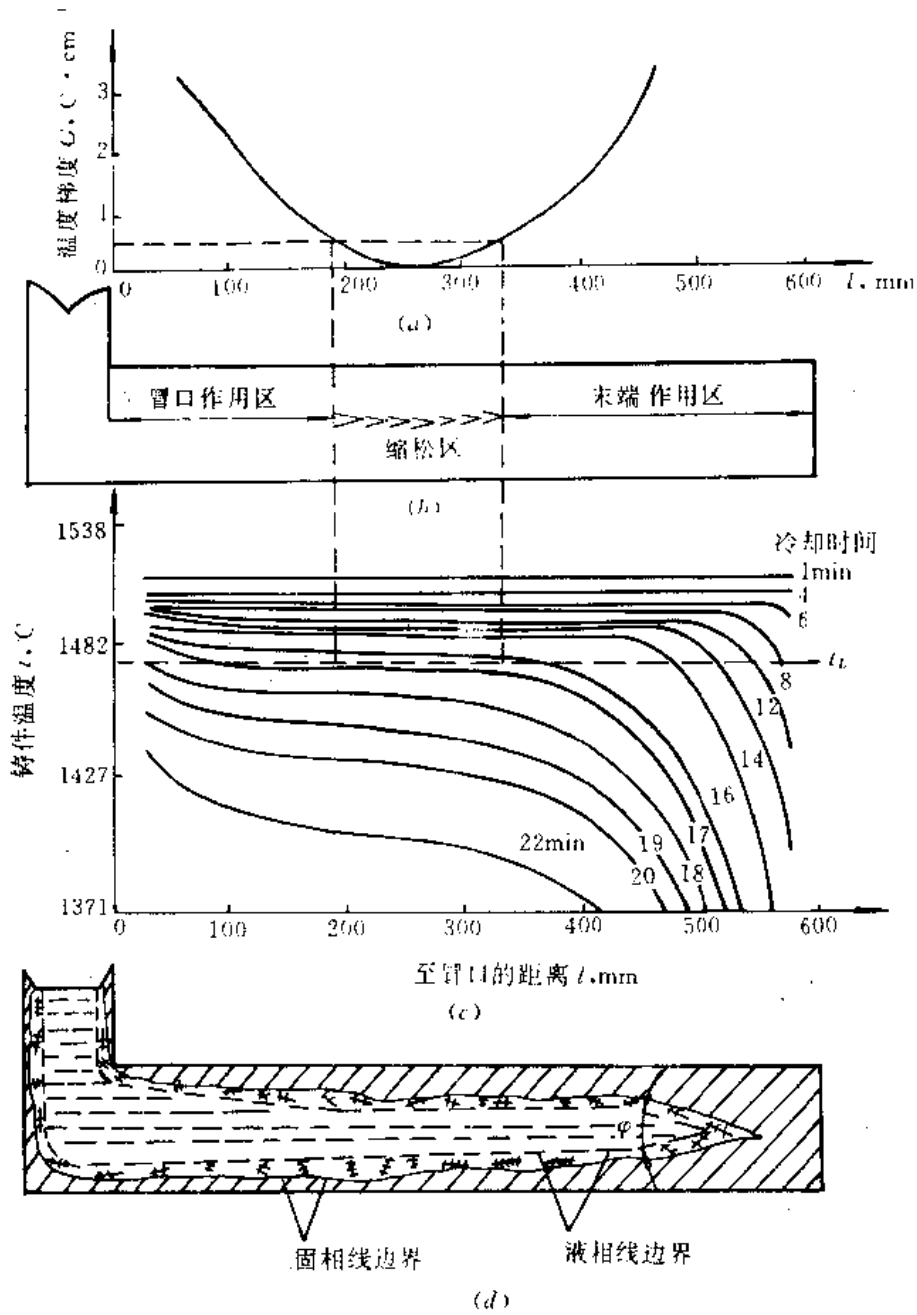


图 2-23 铸钢平板的补缩通道扩张角和各种因素的关系

(a) 凝固时的温度梯度 (b) 轴线缩松区的形成 (c) 温度场的变化 (d) 补缩通道扩张角

顺序凝固的铸件，其凝固方向上的凝固区域即为凝固前沿。凝固前沿纵断面成楔形，如图 2-23 中的角 φ ，角 φ 是两侧等固（液）相线间的夹角，称扩张角或补缩通道扩张角。 φ 越大，顺序凝固特征越突出，补缩越容易。

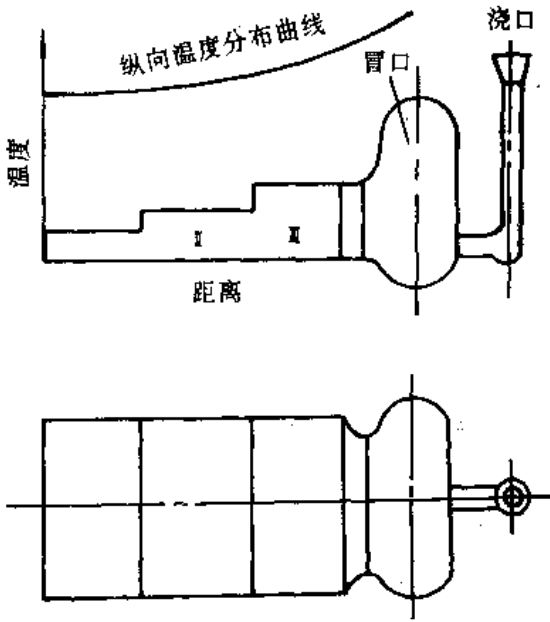


图 2-24 顺序凝固方式示意图

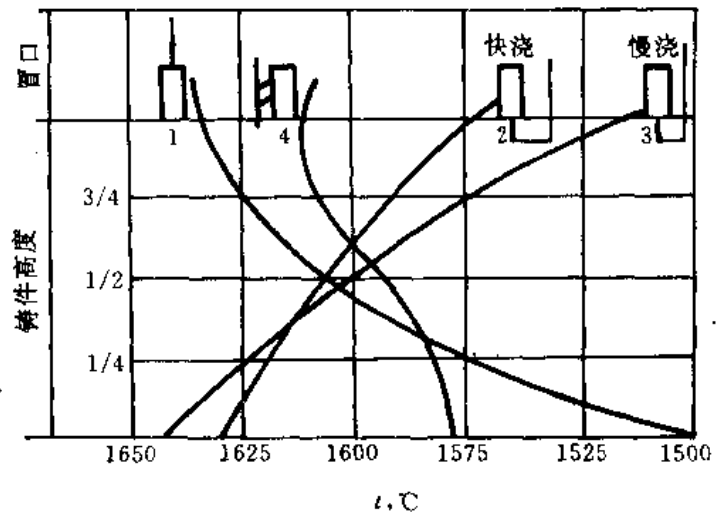


图 2-25 浇注系统形式对充型后型内金属温度分布的影响
1—顶注式 2—底注式，快浇 3—底注式，慢浇 4—阶梯式

顺序凝固的实现可以由铸件结构决定，也可以采取必要的工艺措施达到。图 2-24 是由铸件结构决定的顺序凝固。图 2-25 是浇注系统形式不同，充型后铸件纵向温度分布不同的情形，可以看出，铸件上部与下部温度差异是相当明显的，若继续维持这种温度分布趋势，其凝固将按照或自上而下（如图 2-25 中的 2、3）或自下而上（如图 2-25 中的 1、4）的顺序进行。当然，浇注后由于液体的对流对铸件纵向温度分布必然发生不同程度的影响，这与铸件的大小及浇注温度等因素有关，应具体分析。

如果铸件相邻各部位或铸件各处凝固开始及结束的时间相同或相近，甚至是同时完成凝固过程，无先后的差异及明显的方向性，称做“同时凝固”。

在同时凝固的铸件或铸件区段，纵断面温度梯度很小或没有温度梯度。图 2-23 所示平板铸件的中段，距离冷端及冒口都较远，因此端面的冷却作用及冒口热金属的作用都很小，只是在铸型两侧的同等激冷条件下凝固，因而表现出无明显方向性的同时凝固的特征。许多均匀的薄壁铸件，多属于同时凝固。图 2-26 所示阶梯形铸件，由于浇口置于薄端，冷铁置于厚端，使得纵向温度分布比较均匀，也属于同时凝固。

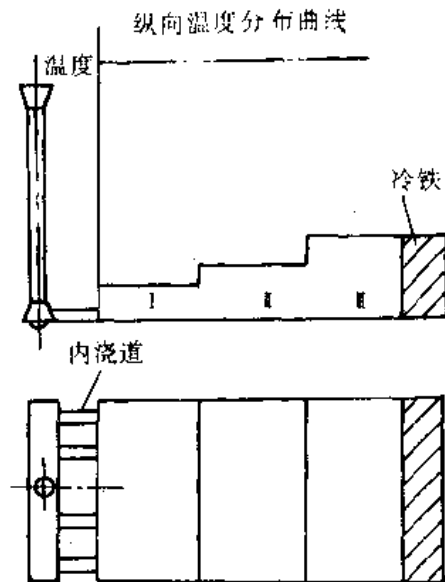


图 2-26 同时凝固示意图

同时凝固的铸件断面上扩张角为零，也不存在补缩通道。

凝固方式及凝固方向是两个不同的概念，但又是互相联系的。两者都是从温度场入手，前

者研究铸件从表面向中心凝固的进程及特点；后者研究铸件更为宏观的整体凝固特征。一般讲，趋于逐层凝固的铸件有可能实现顺序凝固，趋于体积凝固或均匀薄壁铸件多为同时凝固。

五、凝固方式及凝固方向与铸件质量的关系

(一) 凝固方式和铸件质量的关系

凝固方式对铸件质量的影响是多方面的，主要表现在对铸件致密性及健全程度的影响。可分别从充型能力、补缩条件、缩孔类型、热裂纹愈合能力等方面分析。

1. 逐层凝固的情形

当铸件断面温度梯度已经确定时，如在一般铸造条件下，纯金属、共晶合金及其他结晶温度间隔很窄的合金如低碳钢、铝青铜等，常为逐层凝固方式。

在液态金属充型过程中，金属在流路的型壁结壳，一层层增厚，通道光滑，阻力小，流速大，因流路阻塞而停止流动前析出的固相量多，即释放结晶潜热多，流动时间长，因此，逐层凝固的充型能力好。

补缩条件主要取决于凝固区域宽度及形貌。逐层凝固时，凝固区域窄，凝固前沿较平滑或呈锯齿状。液体补缩的流路短，阻力小，补缩容易。在固-液区内也较少出现为补缩边界隔开的孤立而无补缩来源的小熔池，凝固期间所发生的各种收缩，可方便地得到液体的补充，成为集中的缩孔。集中缩孔都在铸件最后凝固部位，若安置适当冒口即可将缩孔排除于铸件本体外。如图 2-27。

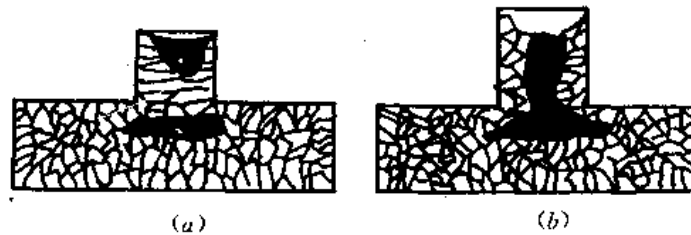


图 2-27 逐层凝固方式的缩孔特点

当铸件凝固后期收缩受阻而出现热裂纹时，由于凝固区域窄小，裂纹距液相较近，液体流动性也好，裂纹为液体重新充填而愈合的可能性较大。

由于逐层凝固铸件具有充型能力好、补缩条件优良、热裂纹容易愈合等特点，便于获得致密而健全的铸件。

2. 体积凝固的情形

在一般铸造条件下，结晶温度间隔宽的合金，如表 2-2 所示，其凝固区域宽，倾向于体积凝固方式。这种凝固方式在充型能力、补缩情况和热裂纹愈合等方面的表现与逐层凝固完全不同。

伴随着充型过程进行的凝固现象，发生在液流的前端部，结晶分布在整个断面上，枝晶发达，流动阻力大，流速小，因此，体积凝固时充型能力差。

体积凝固由于凝固区域宽，枝晶发达，补缩通道长，阻力大，枝晶间补缩困难。凝固后

表 2-2 倾向于体积凝固的合金

铝、镁合金	铜合金	铁碳合金
铝铜合金	锡青铜	高碳钢
铝镁合金	铝青铜	球墨铸铁
镁合金	结晶温度范围大的黄铜	

期，发达的树枝晶很容易将枝晶间的残留液体分割成孤立的小熔池，断绝了补缩来源，形成分散的收缩孔洞即缩松。体积凝固形成的缩松分散而且区域广，在一般铸造条件下难以根除，因此铸件的致密性差。

体积凝固的铸件热裂倾向性也大。这是因为，枝晶搭成骨架后即开始线收缩。凝固期间，发生线收缩的温度间隔（也称有效结晶温度间隔）越大，收缩量越大，收缩受阻而产生热裂纹的危险性也大。由于凝固后期液相量已很少，聚集在枝晶间甚至被分割为孤立熔池，产生的热裂纹难以由液态金属弥合。

另外，逆偏析缺陷容易在体积凝固的条件下产生。这将在铸件偏析一章中分析。

（二）凝固方向与铸件质量的关系

在顺序凝固的铸件或铸件区段内，始终存在较大的温度梯度，凝固有先后之分，先凝固部分可以得到后凝固的相邻部分的补缩。补缩难易程度取决于扩张角 φ 值， φ 越大补缩条件越好，当 $\varphi=180^\circ$ 时相当于定向凝固的情况。可见，在顺序凝固条件下，若冒口设计适当，可以防止铸件缩松、缩孔缺陷，铸件致密性好，这是顺序凝固的最大优点。

顺序凝固的缺点是，由于铸件纵向温度梯度较大，凝固先后不同，热裂可能在强度和塑性都比较小的危险区段发生。若凝固后冷却过程中仍保持较大的温度梯度，铸件中将产生应力或变形。此外，为了实现顺序凝固还需设置冒口、补贴及冷铁等措施，这将增加金属的消耗和生产费用。

在同时凝固条件下，铸件纵向温度梯度很小，相邻各部位或铸件整体凝固过程同步进行，扩张角几乎为零甚至没有补缩通道，因此补缩条件差，铸件不致密。缩松的分布形式因凝固方式的不同而不同。体积凝固时，铸件断面各处都会有缩松；逐层凝固时，缩松主要集中在断面中心，称轴线缩松。由于同时凝固时铸件各处温度均匀，产生热裂的危险性小，也不易引起大的应力和变形。一般情况下，同时凝固所用冒口小甚至不用冒口或补贴，因而节省金属、简化工艺。

第三节 铸件凝固的控制

研究铸件凝固过程及其规律的目的是利用其规律获得健全优质的铸件。为此，应对凝固过程进行必要而有效的控制。控制凝固的途径多种多样，基本原理是造成必要的冷却条件以满足铸件温度场要求。从而实现对于凝固方式或凝固顺序的控制。当常用方法无效或效果不大，不能满足对凝固控制的要求时，则采用强制控制措施。某些对于铸件组织或性能要求高或要求较特殊的，也常采用强制性凝固控制。

一、凝固方式和凝固方向的控制

从凝固方式与铸件质量的关系可知，逐层凝固有利于获得健全致密的铸件。要得到优质铸件应首选逐层凝固方式。在通常的铸造条件下，合金成分确定后，凝固方式的改变只能用改变温度梯度的方法达到。

纯金属、共晶合金在定温下结晶，往往在砂型铸造条件下即可得到逐层凝固。具有一定结晶温度间隔的合金，要得到逐层凝固应设法提高铸件断面温度梯度。最常用的方法是采用蓄热系数大、激冷能力强的铸型材料，如湿砂型、石墨型、金属型等。结晶温度间隔大的合

金，要实现逐层凝固则需要相当大的温度梯度，一般铸型材料的激冷能力往往不能满足其需要，在不影响铸件使用性能的情况下，多采用体积凝固方式。

在逐层凝固无法实现或很难实现时，可以采用体积凝固方式。一般情况下没有必要故意制造体积凝固条件，人为地得到体积凝固。

凝固方向的控制指创造相应的凝固条件以获得顺序凝固或同时凝固。

顺序凝固的获得及强化措施很多，主要有：

(1) 确定浇注位置时，把厚大部位放在上面以便冒口位于铸件顶部。

(2) 采用顶注式、阶梯式或缝隙式浇注系统；内浇口由靠近冒口的厚大部位引入，或使内浇口通过冒口，薄壁铸件应避免采用底注式浇注系统。

(3) 高温慢浇。

(4) 冒口、补贴、激冷及保温材料的合理使用。冒口的尺寸及形状应保证其比铸件被补缩部位凝固晚，并有足够的金属液供补缩需要。设置补贴的目的是保证凝固方向的必要的温度梯度，人为地造成楔形补缩通道，充分发挥冒口补缩作用。激冷材料可以增加铸件的冷却速度。铜、钢、铸铁等金属材料以及石墨、镁砂、锆砂等非金属材料都是激冷材料。由金属材料制成的专用激冷物称冷铁，应用很广。冷铁一般放置在远离冒口、希望凝固最早的部位。保温材料降低冷却速度，延缓凝固过程，因此多用来做成冒口套使冒口凝固得更晚，也可做成楔形保温板代替补贴，称保温补贴。为了得到顺序凝固所需要的温度梯度，必要时在冷铁与冒口之间也可以采用其他激冷材料以调整冷却速度（图 2-28）。

顺序凝固的程度可以用凝固方向上的温度梯度的大小来衡量。微弱的顺序凝固实际意义不大，因为温度梯度应大于某一临界值才能有效地防止缩松的产生。对于不同合金及不同形状的铸件该值也不相同，以铸钢件为例，板状时为 $0.2 \sim 0.4^\circ\text{C}/\text{cm}$ ，杆状为 $1.5 \sim 2^\circ\text{C}/\text{cm}$ ；某些宽结晶温度范围的合金铸件其值达 $5.5 \sim 13^\circ\text{C}/\text{cm}$ 。

由于凝固方向上的温度梯度的存在导致温度梯度方向上的凝固时间梯度，因而相邻部位凝固时间梯度也可用作衡量顺序凝固的参数。即

$$K_r = \frac{\Delta\tau}{\Delta l \sqrt{\tau}} \quad (2-50)$$

式中 K_r ——凝固时间梯度；

Δl ——铸件中补缩区域的长度；

$\Delta\tau$ —— Δl 范围内的凝固时间差；

τ —— Δl 段始端的凝固时间。

对铸钢件 $K_r \geq 0.1 \text{ min}^{\frac{1}{2}}/\text{cm}$ 可获得无缩松的致密铸件，作为顺序凝固标准的凝固时间梯度 K_r 的表达式（2-50），推导时既考虑了凝固方向上的凝固速度，也考虑了凝固方式上的凝



图 2-28 冒口补贴冷铁的应用

1—冒口 2—补贴
3—铸件 4—冷铁

固速度， R_c 的临界值则根据对铸件密度的分析结果确定。

在许多情况下，同时凝固是必要的。为了获得同时凝固可采用以下措施。内浇口开设在薄壁处，大型薄壁件的内浇口应多而小，分布均匀。铸件中过薄的部位采用缓冷措施如开溢流冒口或溢流槽，也可安放保温材料，而相对厚大部位以及壁的交接处安放冷铁或激冷能力强的造型材料，以提高冷却速度，还可以采用低温快浇工艺等。

同时凝固受铸件结构及合金特点制约较大。薄壁件，结晶温度间隔大倾向体积凝固时，多采用同时凝固。有些合金如灰铸铁及球墨铸铁，共晶膨胀有利于使铸件致密，可用同时凝固。当铸件的热裂或变形缺陷成为主要问题而难以克服时，往往也采取同时凝固。

二、凝固的强制控制

采用常规的温度场调整的方法一般能够实现铸件凝固方式和凝固方向的控制，以达到对铸件凝固质量的要求。但在许多情况下，当对铸件质量提出更高的或较特殊要求时，用常规方法难以满足，而不得不采取某些强制控制凝固的措施。

强制控制的途径分为冷却条件的强化和补缩条件的强化两类。在强制条件下，铸件凝固组织往往发生显著变化。凝固的强制控制一般都需要在专门的设备或条件下才能实现。

(一) 冷却条件的强化

用水或压缩空气直接冷却铸型，比自然冷却的效果更显著，是一种简便易行的方法。但是水冷只限于金属型，并且应注意防止水与高温铸件接触。金属型或大块冷铁，必要时可制成空心结构，通入冷水或压缩空气冷却。冷却强度可通过流速及流量调节。

采用单向凝固技术，可以造成单向散热条件，提高凝固区域的温度梯度 G ，并限制凝固速度 R ，即提高 G/R 比值，可使凝固区域大大缩小，并使凝固沿特定方向进行，最终获得单向生长的柱状晶或单晶组织。由于凝固区域很小，补缩也十分有利，铸件致密度显著提高，并可以获得许多其他优异性能。用此法生产的航空发动机叶片，其高温机械性能及寿命均大为改善。此法也广泛用来生产磁钢。单向凝固技术还可用来进行铸造复合材料的研制，因其成本高、生产率低等，目前尚未取得大规模发展。与单向凝固技术相类似，连续铸造方法也是通过对于冷却条件的强化，控制凝固过程，提高凝固质量。用连续铸造方法生产铸锭及型材，已得到广泛应用。

在某些特殊的冷却条件下，如采用离心急冷、轧制急冷、雾化法等，可以得到很高的、大于 $10^7\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度，从而实现快速凝固，获得非晶态的凝固组织。非晶态金属具有一系列突出性能，如特别高的韧性和强度、优异的软磁性能、高的电阻率、良好的抗蚀性等，具有很大的发展前途。

(二) 补缩条件的强化

1. 增加补缩力——加压补缩

如果凝固区域很宽，枝晶很发达，在凝固后期的枝晶间及树枝间的残留液体通道细长而弯曲，补缩阻力大，铸件整个断面上将产生分布弥散的缩松，一般工艺措施几乎无法消除。

在这种情况下，如果仍要求得到致密的铸件，可以采用在压力下凝固的方法。将铸型置于压力罐中，浇注后迅速关闭浇注孔，并在罐中建压，使铸件在压力下凝固。这样，不仅增加了补缩压力，改善了补缩条件，而且抑制并可能减少金属中气体的析出，减少了反补缩力，从而减轻甚至消除缩松的形成。建压时间越早，压力越高，补缩效果越好。

2. 细化结晶组织

结晶组织越细密，枝晶间距越短小，则补缩阻力越小，越易补缩，因而越易得到致密铸件。组织细密的铸件，其中的夹杂物及缺陷也分散，危害性较小，机械性能较高。

为了得到细密的凝固组织，除上述的冷却条件的强化和控制外，还有许多专门的途径。最常用的有孕育或变质处理方法。还可以在铸件凝固过程中人为创造某种物理扰动：机械振动、电磁振动、音频或超声波振动及各种搅拌和旋转等，使组织在动态过程中形成并细化。有关结晶的控制，将在第四章中作详细阐述。

思考与练习

1. 什么是铸件温度场？有哪些描述铸件温度场的方法？研究铸件温度场有何实际意义？
2. 如何描绘凝固动态曲线？该曲线能说明哪些问题？
3. 铸件凝固方式由哪些因素决定？与铸件质量有何关系？
4. 何谓铸件的凝固方向？凝固方向与凝固方式间有何区别和联系？各是怎样控制的？
5. 从下列三方面讨论关系式 $\tau_k = (M/K)^2$ ：
 - (1) M 、 K 和哪些因素有关？物理意义是什么？
 - (2) 上式与实际相符情况怎样？
 - (3) 研究凝固层厚度与凝固时间的关系有何实际意义？
6. 用有限差分法解决铸件凝固模拟问题的基本步骤是什么？影响计算结果可靠性的因素有哪些？
7. 影响铸件温度场的因素是什么？
8. 铸型蓄热系数对铸件凝固方式有何影响？
9. 在同样条件下浇注重量相同、形状不同的几种铸件，它们分别是平板 ($l \cdot l \cdot l/4$)、正立方体、正圆柱体和球体，试比较其凝固时间 (l 为平板长度)。
10. 在砂型中 (铸型壁足够厚) 铸造尺寸为 $300 \times 300 \times 20$ mm 纯铝板。设铸型初始温度为 20°C ，浇注后瞬间铸件-铸型界面温度立即升至 660°C ，且在铸件凝固期间保持不变；浇注温度为 670°C ，金属与铸型材料的热物理系数如下：

	纯 铝	砂 型
导温系数 (m^2/s)	6.0×10^{-5}	2.5×10^{-7}
导热系数 ($\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$)	212	0.739
比热 ($\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$)	1.2×10^3	1.84×10^3
密度 (kg/m^3)	2.7×10^3	1.6×10^3
结晶潜热 (J/kg)	3.9×10^5	—

试求：

- (1) 根据平方根定律计算不同时刻铸件凝固层厚度 ξ 及凝固速度 v ，并作出 $\xi - \tau$ ， $V - \tau$ 曲线。
- (2) 分别用“平方根定律”及“折算厚度法则”计算铸件完全凝固时间，并分析其差别。

参 考 文 献

- [1] 李庆春,《铸件形成理论基础》,机械工业出版社,1982年。
- [2] 周尧和,《保温冒口研究》,《机械工程学报》,Vol.15,No.3,4,1979年。
- [3] 大中逸雄,《计算机传热凝固解析入门》,许云祥译,机械工业出版社,1988年。
- [4] 李魁盛,《铸造工艺设计基础》,机械工业出版社,1980年。
- [5] 俞昌铭,《热传导及其数值分析》,清华大学出版社,1981年。
- [6] А. И. Вейник, Теория затвердевания отливки, МАШГИЗ, 1960.
- [7] Е. Т. Д ольенко, Условия получения плотных крупных отливок, Литейное производство, No. 12, 1979.

第三章 铸件的收缩和收缩缺陷

铸件的形成过程是高温液态金属在铸型中冷却、凝固再冷却至常温固态的过程，在这个过程中存在着温度和凝聚态的变化（包括固态相变）。温度降低使原子平均动能减小，空穴数量减少，原子间距缩短，体积减小。凝聚态变化使原子由近程有序排列转变为远程有序排列，大多数合金体积显著减小，个别的有增加。当有固态相变时，因相变前后结构差异，体积也发生暂时的缩小或胀大。即使在状态变化时发生一定膨胀，仍不会改变铸件形成过程收缩的总趋势。

随着温度的降低及凝聚态变化，铸件材料的力学行为也发生变化，并对不同的铸造工艺条件产生不同的反映，例如铸件强度和塑性的变化，以及由于不同程度的收缩阻力而产生铸件的内应力和变形。

铸造合金的收缩特性是合金的铸造性能之一。合金收缩是使铸件中产生缩孔、缩松、热裂、应力、变形和冷裂等缺陷的基本原因。因此，为了得到尺寸精确、内部致密的健全铸件，必须了解其收缩特性。

第一节 铸造合金及其铸件的收缩

一、铸造合金的收缩规律

对于特定合金而言，体积的变化取决于所处的温度和压力条件。在通常的铸造条件下，压力对体积的影响较小而可以忽略不计，因此对于特定的合金，其体积仅与温度有关。

体积变化特性可用相对收缩量表示，称收缩率。收缩率有体积收缩率和线收缩率两种表示方法。

金属温度由 $t_0 \rightarrow t_1$ 时，体积收缩率为

$$\epsilon_v = \frac{V_0 - V_1}{V_0} \times 100\% = \alpha_v(t_0 - t_1) \times 100\% \quad (3-1)$$

线收缩率为

$$\epsilon_l = \frac{l_0 - l_1}{l_0} \times 100\% = \alpha_l(t_0 - t_1) \times 100\% \quad (3-2)$$

式中 V_0, V_1 ——金属在 t_0 和 t_1 时的体积；

l_0, l_1 ——金属在 t_0 和 t_1 时的长度；

α_v, α_l ——金属在 $(t_0 \sim t_1)$ 温度范围内的体收缩系数和线收缩系数。

$$\alpha_v \approx 3\alpha_l, \quad \epsilon_v \approx 3\epsilon_l$$

合金从浇注温度的液态到常温的固态经历液态收缩（I）、凝固收缩（II）和固态收缩（III）三个阶段，如图3-1所示，为无凝固膨胀和固态相变的二元合金的情形。

（一）液态收缩及固态收缩

液态收缩是合金从浇注温度 $t_{液}$ 冷却至液相线温度 $t_{液}$ 的收缩，用液态体积收缩率表示为

$$\epsilon_{V_{液}} = \frac{V_{液} - V_{固}}{V_{液}} \times 100\% = \alpha_{V_{液}} (t_{液} - t_{固}) \times 100\% \quad (3-3)$$

式中 $\epsilon_{V_{液}}$ ——合金的液态体积收缩率；
 $V_{液}, V_{固}$ ——浇注温度及液相线温度时的体积；
 $\alpha_{V_{液}}$ ——合金的液态体收缩系数；
 $t_{液}, t_{固}$ ——浇注温度及液相线温度。

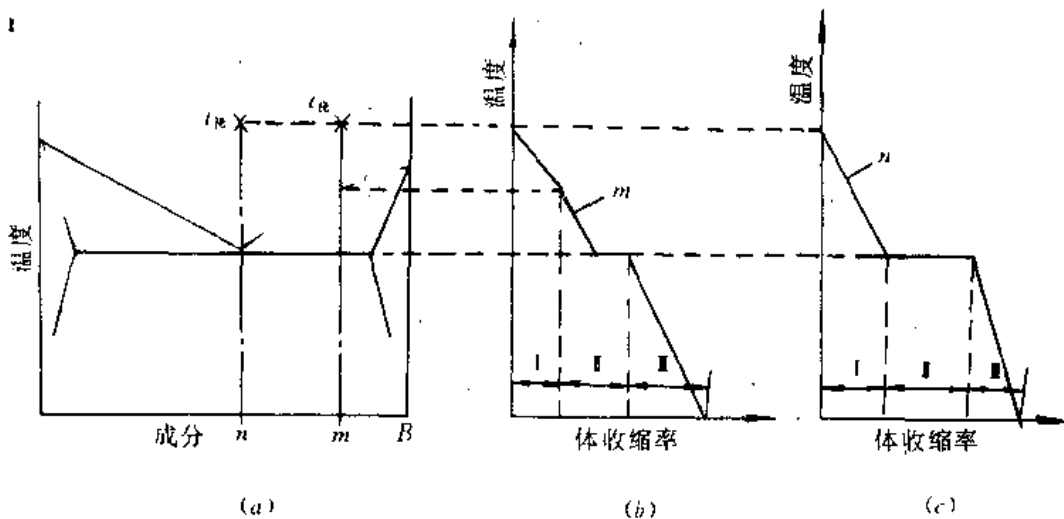


图 3-1 铸造合金的收缩过程示意图

m —有一定结晶温度范围的合金 n —在恒温下凝固的合金

固态收缩是合金从固相线温度 $t_{固}$ 冷却至室温 $t_{室}$ 的收缩，可用固态体收缩率表示为

$$\epsilon_{V_{固}} = \frac{V_{固} - V_{室}}{V_{固}} \times 100\% = \alpha_{V_{固}} (t_{固} - t_{室}) \times 100\% \quad (3-4)$$

式中 $\epsilon_{V_{固}}$ ——合金的固态体积收缩率；
 $V_{固}, V_{室}$ ——固相线温度及室温时的体积；
 $\alpha_{V_{固}}$ ——合金的固态体收缩系数；
 $t_{固}, t_{室}$ ——固相线温度和室温。

$\epsilon_{V_{液}}, \epsilon_{V_{固}}$ 反映出液态和固态时体积收缩的特性，其大小与合金成分和温度条件有关。当成分一定时， $t_{液}$ 高则 $\epsilon_{V_{液}}$ 大， $t_{室}$ 低则 $\epsilon_{V_{固}}$ 大。合金成分主要影响 $\alpha_{V_{液}}, \alpha_{V_{固}}$ 的大小。如碳钢中碳含量增加， $\alpha_{V_{液}}$ 增加，每增加1% C， $\alpha_{V_{液}}$ 增加20%；铸铁中 $\alpha_{V_{液}}$ 与碳含量 w_C （质量分数）的关系为

$$\alpha_{V_{液}} = (90 + 30 w_C) \times 100\% \times 10^{-6}$$

$\alpha_{V_{液}}$ 还受合金中气体及杂质含量等的影响，通常取实验数据的平均值。

液态收缩的表现形式是液面下降，即仅为高度方向的一维尺寸的减小，与高度垂直的截面尺寸不变。固态收缩则表现为三维尺寸同时缩小，因此，为使用方便，通常又用线收缩率表示为

$$\epsilon_l = \frac{l_{固} - l_{室}}{l_{固}} \times 100\% = \alpha_l (t_{固} - t_{室}) \times 100\% \quad (3-5)$$

式中 $l_{固}$, $l_{室}$ ——固相线温度和室温时的长度;

α_s ——合金固态线收缩系数;

$t_{固}$, $t_{室}$ ——固相线温度和室温。

式(3-5)是 ϵ_s 的一般表达式,其影响因素与 $\epsilon_{v_{固}}$ 相同。以碳钢为例,当碳含量由0.08%增至0.9%时, ϵ_s 由2.47%降至2.18%。需要指出的是,当合金有固态相变发生时, α_s 将发生突变,并在不同温度区段取不同的值。例如碳钢在共析转变前后都随温度降低而收缩,但在共析转变时,因产物比容增加而膨胀。同样,铸铁在共析转变时也有膨胀发生。

(二) 凝固收缩

合金在凝固阶段发生的收缩即凝固收缩。用凝固收缩率表示为

$$\epsilon_{v_{固}} = \frac{V_{液} - V_{固}}{V_{液}} \times 100\% \quad (3-6)$$

纯金属及共晶合金的凝固在定温下进行,凝固收缩只与凝聚态的变化有关,而具有一定结晶温度间隔的合金,凝固收缩还受温度变化的影响,即除凝聚态变化引起的收缩外,还包括凝固区中的晶体和残余液体的收缩。大多数合金凝固时体积收缩,少数合金凝固时体积膨胀,如Ga合金和Bi-Sb合金,此外,铸铁在凝固后期由于石墨析出发生膨胀,使凝固收缩率减小,甚至为负值。

合金凝固过程中往往因气体析出而使凝固收缩率减小。影响凝固收缩率的因素较复杂,实测数据波动范围较大。表3-1,表3-2分别是碳钢和铸铁的凝固收缩率。

表 3-1 碳钢的凝固收缩率

$w_C \times 100$	0.10	0.25	0.35	0.45	0.70
$\epsilon_{v_{固}} \times 100$	2.0	2.5	3.0	4.3	5.3

表 3-2 铸铁的凝固收缩率

$w_C \times 100$	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	
$\epsilon_{v_{固}} \times 100$	白口铸铁	5.1	4.6	4.2	3.7	3.3
	灰铸铁	4.3	2.8	1.4	0.1	-1.5

凝固收缩的表现形式分两个阶段。当结晶尚少,未搭成骨架时,表现为液面下降。这是结晶时的收缩、温度降低引起的液态收缩和晶体收缩三者的综合反映。当结晶较多并搭成完整骨架时,收缩的总体表现为三维尺寸减小即线收缩,在结晶骨架间残留的液体则表现为液面下降。

实验表明,合金在凝固后期尚存20~40%残留液体时,晶体已搭成连续的骨架并开始线收缩,表现出固体收缩的特性,这时的温度称线收缩开始温度 $t_{开}$ 。就是说,合金的线收缩并非始于凝固结束时的固相线温度 $t_{固}$,而开始于凝固后期的某一温度,即线收缩开始温度 $t_{开}$ 。

合金在凝固期间发生的线收缩的大小与线收缩开始温度至固相线温度区间 ($t_{开} - t_{固}$) 的大小有关,并显著影响铸件产生热裂缺陷的倾向。($t_{开} - t_{固}$) 又称有效结晶温度范围。

(三) 线收缩与状态图的关系

一般合金的线收缩和状态图之间的关系有一定的规律，如图3-2，有三种基本类型。

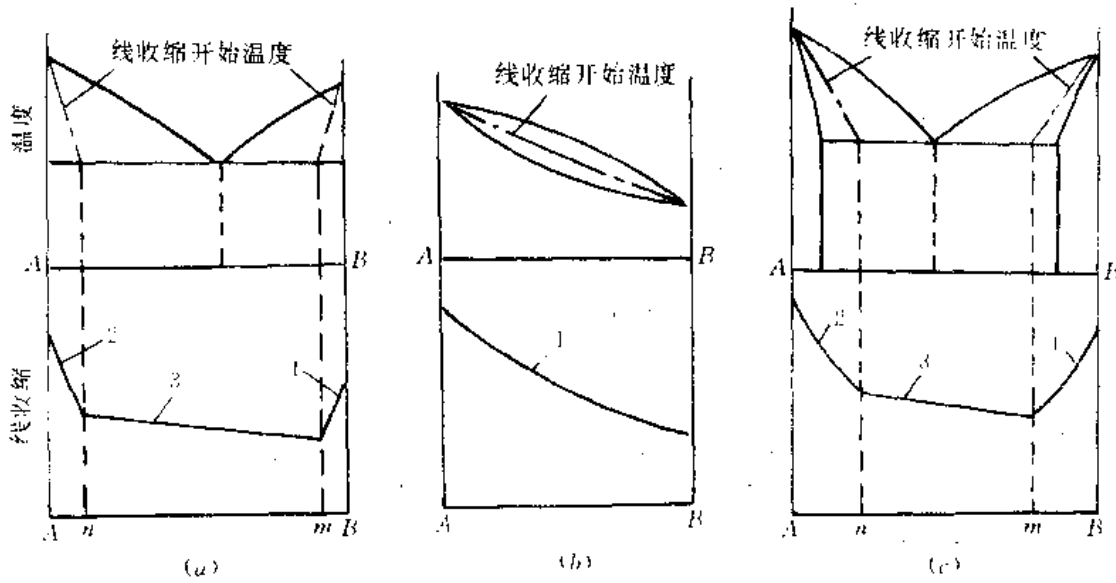


图 3-2 合金的线收缩与成分的关系

1. 共晶型合金 (图3-2 (a))

对于亚共晶成分，随着B组元增加，线收缩开始温度 t_{π} 降低，线收缩率 ϵ_l 急剧下降。过共晶成分近B组元一端的 ϵ_l 与 t_{π} 有相同的对应关系。在 $m-n$ 之间的合金，其线收缩开始温度都与共晶温度相同， ϵ_l 的大小仅与B的含量有关，变化较平缓。

2. 固溶体合金 (图3-2 (b))

线收缩率 ϵ_l 与线收缩开始温度 t_{π} 变化规律相同，较为平滑。

3. 有限固溶体合金 (图3-2 (c))

由于温度变化及凝聚态变化等引起的合金的总体积收缩率可表示为

$$\epsilon_{V_s} = \frac{V_{液} - V_{室}}{V_{液}} \times 100\%$$

式中 $V_{液}$ 、 $V_{室}$ 分别为浇注温度和室温时的体积，其中 $V_{室}$ 不包含内部缩孔的容积。

液态收缩、凝固收缩和固态收缩由于所处的状态、表现形式等的不同，对铸件质量的影响也不同。表现为液面下降的体积收缩，包括液态收缩和凝固收缩的一部分，若得不到应有的补偿，如没有冒口，则铸件将产生缩孔、缩松等缺陷；而线收缩则影响铸件的尺寸精度，而且是使铸件产生内应力、变形及裂纹的内在原因。

收缩系数 α ，收缩率 ϵ 值由实验测得，一般情况下可查阅有关手册。

二、铸件的收缩

(一) 铸件的受阻收缩

以上对于合金收缩规律的分析，仅涉及合金成分、温度等自身因素对收缩的影响，没有考虑收缩过程中遇到的各种阻碍，这种收缩称自由收缩。实际上，铸件在铸型中收缩时，要受到各种阻碍而使收缩不能自由进行，这时产生的收缩称为受阻收缩。受阻收缩率总小于自由收

缩率。铝的自由收缩率为1.85~1.96%，当阻力为 2.45×10^5 Pa时，收缩率为1.53%，阻力更大时将出现裂纹。

铸件的不同部位由于结构、壁厚的差异，以及所处铸型环境的不同，其状态和收缩进程不会完全一样，即使同一部位，其表面与中心的情况也不同，这样就造成各处收缩受到互相牵制；此外，由于铸件与铸型接触，铸件收缩时还会受到型腔表面及型芯等的阻碍。

铸件收缩中受到的阻力有以下几种。

1. 摩擦阻力

铸件收缩时铸件表面与型腔表面间的相对运动形成的阻力。摩擦阻力的大小与铸件重量、型腔表面的平滑程度有关。例如碳钢铸件在粘土砂型中的摩擦阻力将使收缩率平均减小0.3%。当型腔、砂芯表面平滑或有光整的涂料、敷料时，摩擦阻力小，可忽略不计。

2. 热阻力

铸件各部分由于温度不同，收缩不完全同步，收缩时相互制约形成的阻力称热阻力。热阻力的大小与铸件结构、温度分布及材料性质有关。

3. 机械阻力

铸件收缩时受到来自型壁、型芯等的阻力称为机械阻力。如图3-3所示。铸型和型芯的紧实度、强度及退让性、箱档及芯骨的位置、铸件的厚度或长度等，都影响机械阻力的大小。

铸件收缩过程中，一般都不仅是受到单一的收缩阻力，而是同时受到几种收缩阻力，其大小的确定比较困难。目前多以实验的方法来确定实际铸件所受总的收缩阻力。

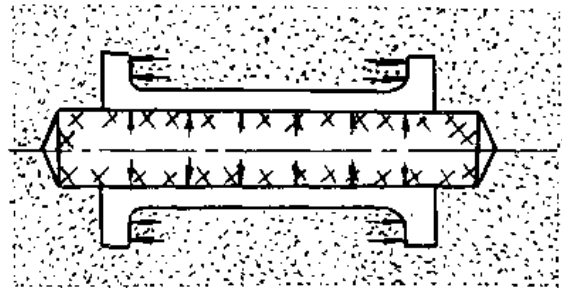


图3-3 受机械阻碍的铸件

(二) 铸件收缩过程的力学行为

1. 机械性能与温度的关系

液态金属浇入型腔后，随着温度降低，状态和体积发生相应变化，与此同时，材料的力学性能也随之变化。图3-4所示为合金的强度、延伸率和温度的关系。

金属的机械性能实质上是根据材料在外力作用下所表现的变形行为来评定的。所谓强度就是指材料抵抗变形或断裂的能力；材料的塑性指标就是按其断裂前所产生的最大塑性变形量来衡量的，当载荷增大至塑性变形不能继续进行时，材料即发生断裂。

液态金属具有良好的流动性，在重力作用下，其形状即随容器而变化。在铸造过程中常用流动性和粘度表示其力学性质。由于其不具有强度或不具有可测强度，图3-4中，在 t_L 以上时其强度为零。当温度降至 t_L 以后，开始析出固相，由于固相量少，处在液-固态，仍未表现出强度。随着温度的降低，固相量不断增加，从某一温度开始，合金才有可测强度。温度进一步降低，强度逐渐增大，但在整个凝固阶段，强度一直处于较低的水平。凝固结束后，随温度降低，强度先增加较快，后趋缓慢。在凝固阶段，合金的塑性也处在较低的水平，凝固后期开始有较快增加，凝固结束后，合金尚处在高温状态时塑性最大，此后随温度降低，塑性不断降低。

在铸件形成过程中，由于温度变化并伴随状态的相应变化，其力学性能将按图3-4的规律

变化。

2. 高温力学性能的测定及断口形貌

合金在液态时不具有强度或不具有可测强度，一般情况下不测定纯液态时的力学性能。在固态时的力学性能的测定，通常是将被测试样加热至预定温度，保温一段时间，在恒定温度下测定其强度及塑性。

当合金处于结晶温度范围内，为液、固共存状态时，其力学性能可采用以下两种方法来测定。

(1) 加热-等温拉伸法。将配制好的合金在相同温度下浇注成一批试样，再经过机械加工成所需的拉伸试样。试样装入炉内，在预定温度下保温，然后在炉内做拉伸试验。这种方法，应注意加热及保温时间不能过长，以免导致试样组织变化。图3-5(a)是用这一方法得到 Al-Cu 合金的高温强度。

可以看出，Al-Cu 合金在温度低于固相线附近时，强度因温度升高急剧下降，在凝固温度范围内，强度转为缓慢下降。温度趋近于液相线时，其强度趋于零。

图3-5(b)表示 Al-Cu 合金在固相线温度附近时，存在一个延伸率很低的脆性状态区。

(2) 凝固过程中直接测试法。将熔化好的合金浇注到与测试装置连接的铸型型腔中，在试样凝固过程中某预定温度下拉断试样，得出合金的高温力学性能。试样的一端通过固定装置与铸型(砂箱)紧固，另一端用夹头与拉伸及测力机构相连。试样温度可通过热电偶测量。应当注意的是，用这一方法测定力学性能时施力速度要恒定，而且浇注系统及型腔不得阻碍拉伸过程。铸件凝固往往是由表面开始往中心推进，拉伸温度太高时，由于凝固壳太薄，误差较大。用该方法测得的铸钢 ZG30 在 $1385 \sim 1410^\circ\text{C}$ 时的 σ_b 为 $0.075 \sim 0.215 \times 10^7 \text{Pa}$ ， δ 为 $0.28 \sim 0.44\%$ 。

试样高温断裂的断口形貌与断裂温度有关。Al-Cu 合金在结晶温度范围内的试验结果表明，当断裂温度很高时，应变速度快，断裂是沿枝晶间液膜进行的，断口上是正在生长的枝晶，枝晶间有很厚的液膜(图3-6(a))，当断裂温度较低时，断口可以看到排列较紧密的枝晶，无明显的枝晶间隙，相邻晶粒间已连生和嵌接(图3-6(b))。

(三) 受阻收缩的响应

1. 铸造收缩率

当铸造收缩过程中受到各种阻碍，收缩不能自由进行时，其收缩为受阻收缩。铸件的收缩大多数是受阻收缩。受阻收缩时，模样尺寸就不能按自由收缩率计算。由于具体确定不同铸件的收缩阻力比较困难，生产中是在考虑了种种阻力影响后，采用铸造收缩率 $\epsilon_{\text{铸}}$ 以确定铸模尺寸，从而保证所需的铸件尺寸。

$$\epsilon_{\text{铸}} = \frac{l_{\text{模}} - l_{\text{铸}}}{l_{\text{铸}}} \times 100\% \quad (3-7)$$

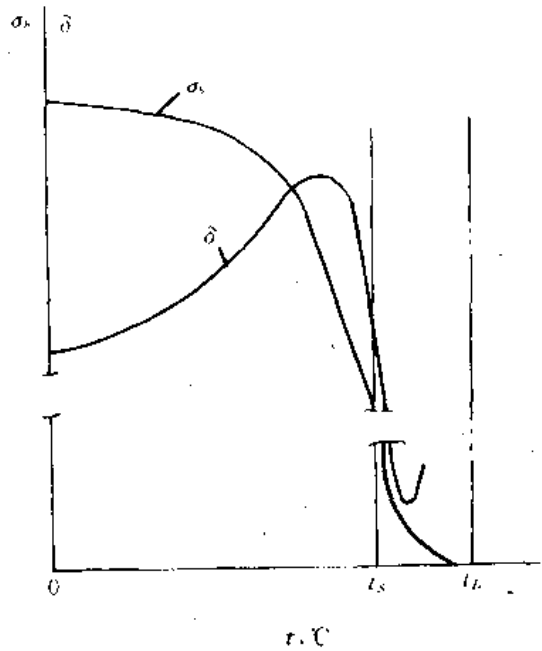


图 3-4 合金强度、塑性变形量和温度的关系

式中 $\epsilon_{铸}$ ——铸造收缩率，即铸件线收缩率；
 $l_{模}$ ——模样尺寸；
 $l_{件}$ ——铸件尺寸。

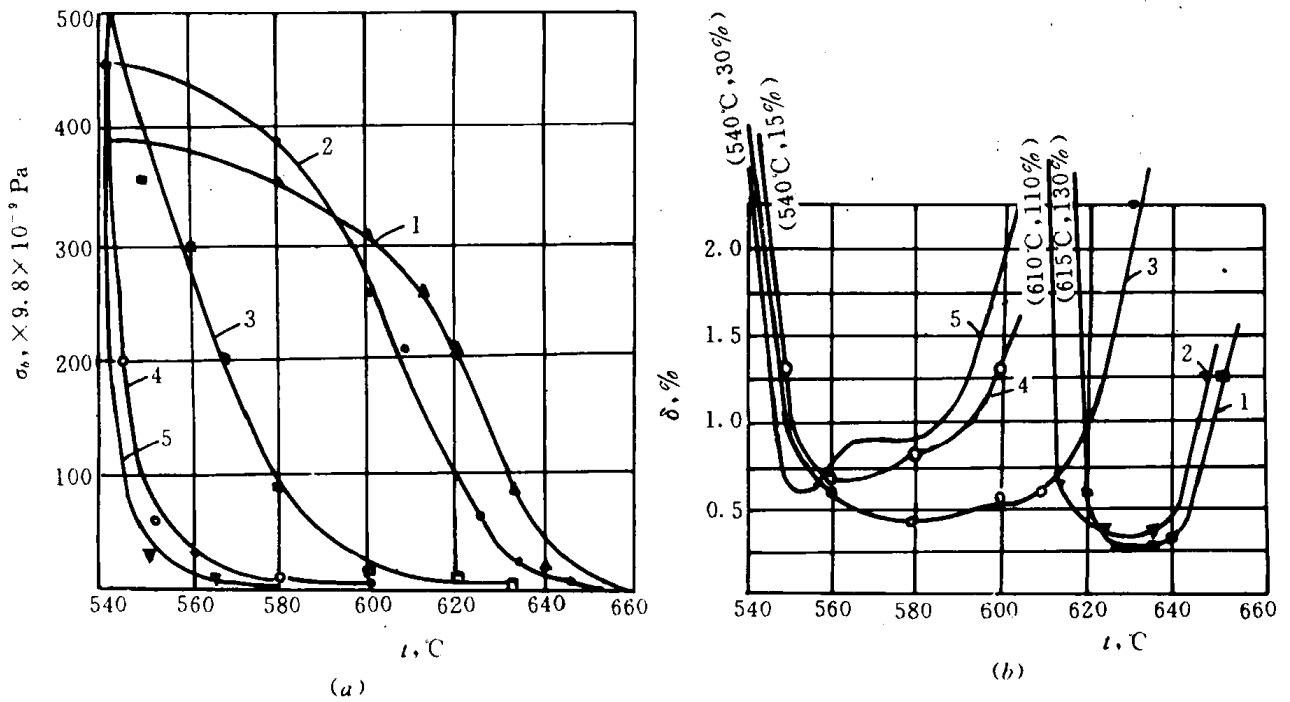


图 3-5 Al-Cu 合金高温机械性能

(a) Al-Cu 合金凝固温度范围内的高温强度 (b) Al-Cu 合金在固相线附近时的塑性
 1—1%Cu 2—2%Cu 3—4%Cu 4—6%Cu 5—8%Cu

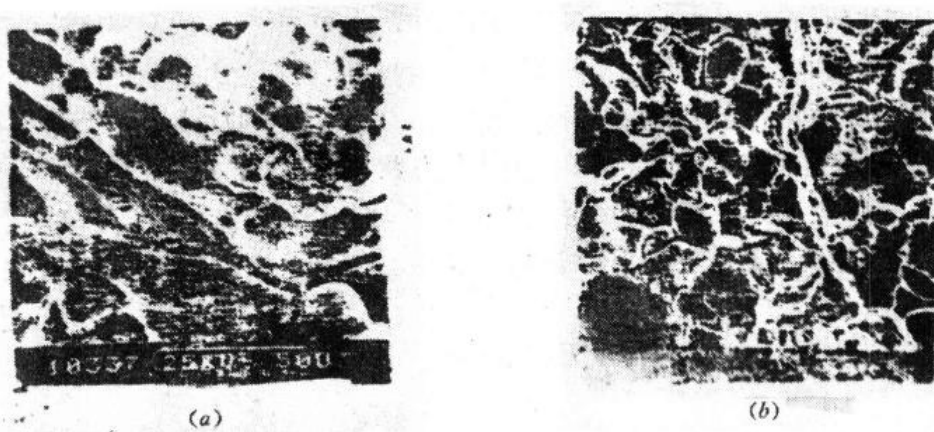


图 3-6 Al-4%Cu 高温断裂的断口形貌

(a) 拉伸速度 6mm/min (b) 拉伸速度 1mm/min

表3-3是常用合金的铸造收缩率。应该指出，由于铸件结构及铸型工艺的不同，铸造收缩率的取值将不同。一般可由表列范围内结合经验选取。对于重要的、尺寸精度要求较高的铸件，铸造收缩率的选取往往要经过多次试验后才最后确定。铸造收缩率选取不当，将造成铸件尺寸

超差甚至铸件报废。值得注意的是,影响铸件尺寸精度的因素很多,如熔模精铸件的尺寸精度,除受到合金铸造收缩率影响外,还受到压型的设计和制造公差、熔模材料及压制工艺、制壳材料及工艺、浇注温度与型壳温度,以及铸件清理工艺等的影响。因此,在工艺设计时,应综合考虑和具体分析。

表 3-3 几种合金的铸造收缩率

合金类别	收缩率		合金类别	收缩率	
	自由收缩	受阻收缩		自由收缩	受阻收缩
灰铸铁: 中小型与小型铸件	1.0%	0.9%	球墨铸铁	1.0%	0.3
中、大型铸件	0.9%	0.8%	铸钢(碳钢和低合金结构钢)	1.6~2.0%	1.3~1.7%
圆筒形铸件: 长度方向	0.9%	0.8%	硅铝明(铝硅合金)	1.0~1.2%	0.8~1.0%
直径方向	0.7%	0.5%	锡青铜	1.4%	1.2%
孕育铸铁	1.0~1.5%	0.8~1.0%	无锡青铜	2.0~2.2%	1.6~1.8%
可锻铸铁	0.75~1.0%	0.5~0.75%	铝铜合金	1.6%	1.4%
白口铁	1.75%	1.5%	锌黄铜	1.8~2.0%	1.5~1.7%

2. 铸件的收缩缺陷

材料的机械性能通常是在一定温度下,按一定的速度施加外力对试样做拉、压试验得出的。在外力作用下,试样发生相应弹性或塑性变形直至断裂破坏。在铸件形成过程中,当收缩不受任何限制和阻碍时,铸件只受重力和支承力作用。若工艺设计合理,液态收缩和凝固收缩得到应有补偿,铸件尺寸得到保证,即可得到质量合格的铸件。事实上,收缩不受任何限制或阻碍几乎是不可能的。而且铸件性能以及应力应变随着温度场和状态以及环境而变化。当这些变化以收缩阻力表征时,对于铸件都如同受到外力的作用,而在受力部分将产生一定的响应。就是说,铸件的收缩受阻,将使铸件处于应力场的作用之下。由于收缩阻力作用的温度、时间、大小、部位以及收缩速率等条件的不同,使应力状态及其后果非常复杂。总的说来,收缩是使铸件产生缩孔、缩松、应力、变形、热裂、冷裂等缺陷的根源。因此,在工艺设计时,应充分注意铸件形成过程中力场的产生及变化规律,采取相应措施,防止收缩缺陷的产生。

第二节 缩孔及缩松

铸件形成后,在最后凝固部位由于收缩而出现的集中孔洞称缩孔,分散而细小的孔洞称缩松。孔洞的形状不规则,孔壁表面粗糙,并往往可见到枝晶的末梢。缩孔和缩松通常发生在铸件内部。

由于缩孔或缩松的存在,将减小铸件的有效承载面积甚至造成应力集中而大大降低铸件的机械性能。此外,由于铸件的连续性被破坏,使气密性、加工后表面的光洁度、抗蚀性等显著降低。

缩孔和缩松是铸件的主要缺陷之一,应予防止。

一、缩孔、缩松的形成

缩孔、缩松形成于铸件凝固过程中，液态收缩及凝固收缩如果不能得到及时的补偿，则将在相应部位形成孔洞即缩孔或缩松。

(一) 缩孔的形成过程及条件

为便于分析，以圆柱体铸件为例，并假定铸件为逐层凝固方式。如图3-7所示，当液态金属充满型腔后，由于与铸型的热交换，液态金属温度降低产生液态收缩。若内浇口尚未凝固堵塞，从内浇口可继续流入金属液补偿这一收缩，则型腔内将保持充满。若内浇口凝固堵塞，液态收缩得不到补偿，则液面下降而与型腔顶部分离，这就是缩孔形成的开始。

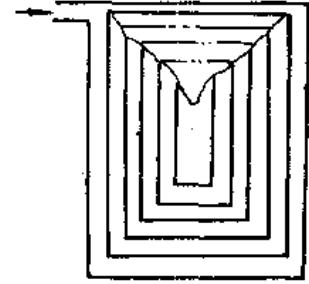


图 3-7 铸件中缩孔形成过程示意图

当铸件表面温度降至凝固温度时，表层开始凝固结壳发生凝固收缩且凝固层开始固态收缩。此时，内部的液态收缩仍在进行着，液面有下降的趋势。如果此时的固态收缩恰好等于凝固层的凝固收缩与内部液态收缩的总和，液面将不致下降。如果固态收缩小于液态收缩与凝固收缩的总和，液面将继续下降。当凝固层不断加厚时，残余液体液面不断下降，截面积减小，最后在铸件中形成上大下小的锥形缩孔。铸件凝固结束后，随着温度继续下降，铸件体积和缩孔容积随之缩小，但缩孔的相对体积（容积）不变。

若最初形成的凝固壳层是封闭的，缩孔将呈封闭形。当合金中含气量不大时，凝固过程析出的气体也不多，液面与顶部凝固层一脱离，其间则形成真空。随着缩孔的形成及在大气压力作用下，顶部凝固层可能向缩孔内部凹陷，形成所谓“缩陷”，缩陷的容积应属缩孔容积的一部分。相反，当缩孔中不断有大量气体析出时，内部压力可能超过大气压力使凝固壳向外鼓出。凝固层的强度及缩孔内的压力对其是否凹陷或鼓出起决定作用。

综上所述，缩孔产生的条件一是合金的液态收缩与凝固收缩之和大于其固态收缩，二是铸件采取逐层凝固方式。缩孔一般在铸件顶部或最后凝固部位，如果在这些部位设置冒口，缩孔将被移入冒口中。

(二) 缩松的形成过程及条件

当铸件以体积凝固方式凝固时情况就不同了。凝固在断面内同时进行，凝固区中的结晶骨架将残余的金属液分割，甚至被封闭在枝晶之间，液态收缩和凝固收缩的体积，将由被分割成分散的残余液体分担，若合金的固态收缩小于液态收缩与凝固收缩的总和，且其差值无以补偿，则在相应部位形成分散的收缩孔洞即缩松。

可见，缩松形成的条件，一是液态收缩与凝固收缩的总和大于固态收缩，二是铸件为体积凝固的方式。

与缩孔形成过程类似，形成缩松时其孔洞为气体的析出提供了有利条件，因此，一般铸件的缩松中也存在气体，称“气缩孔”。气体及其压力的作用会加剧缩松的形成。

缩松多产生于凝固速度小并难以补缩的部位，例如铸件厚大部位、冒口根部及内浇口附近等。板类铸件的壁厚均匀，其轴线区域是凝固最晚又难以补缩的部位，在该部位往往出现缩松，称轴线缩松。

并非所有的缩松都可以直接观察到。分布在枝晶间或分枝间的缩松更为分散细小，只有在显微镜下才能发现，称为显微缩松。图3-8所示为Al-4.5% Cu合金的显微缩松，合金含气量高达0.8 ml H₂/100g Al，浇注温度为825℃，水冷型。一般铸件对显微缩松不作严格规定，对气密性及力学和理化性能要求高的铸件，应减少和防止显微缩松的产生。

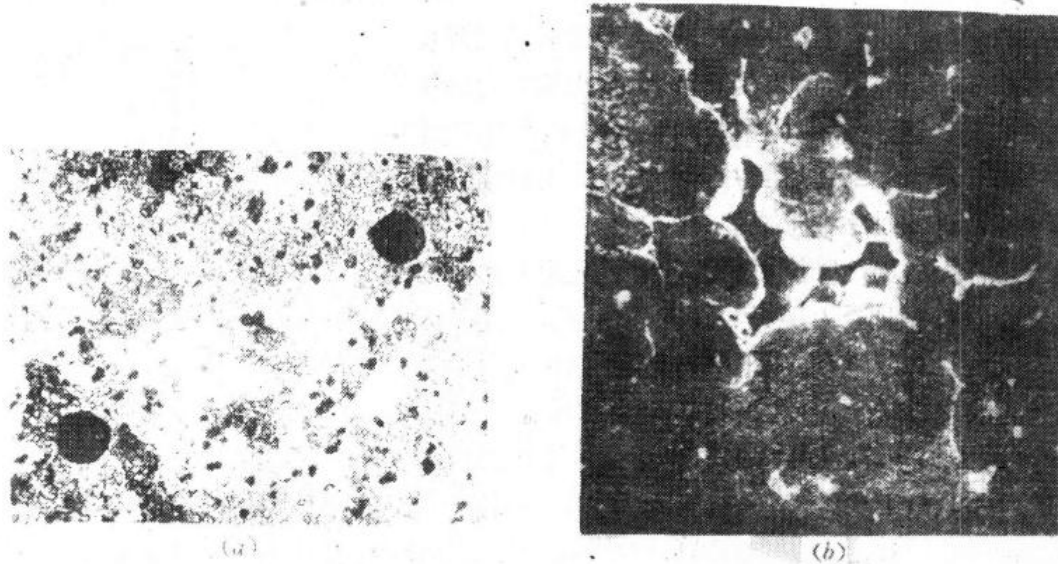


图 3-8 Al-Cu 4.5%合金中的显微缩松
(a) 含气量高时出现的显微缩松和球型孔洞 (b) 树枝间的显微缩松

显微缩松的产生条件可用下式表示：

$$p_g + p_i > p_a + \frac{2\sigma}{r} + p_H \quad (3-8)$$

- 式中
- p_g —— 在某温度下金属中气体的析出压力；
 - p_i —— 显微孔洞的补缩阻力；
 - p_a —— 大气压力；
 - σ —— 气液界面的表面张力；
 - r —— 显微孔洞的半径；
 - p_H —— 孔洞上的金属压头。

一般情况下，变化的参数是 p_g 和 p_i ， p_g 的大小与金属液中含气量有关。 p_i 取决于晶粒大小、形态及枝晶间液体通道的长度等。凝固区域越宽、枝晶越发达，或者气体含量越大，都将加剧显微缩松的形成。

铸件的缩松表现为分散的孔洞，孔洞的存在使铸件密度降低。缩松程度可用孔洞率表示为

$$\text{孔洞率} = \frac{\text{金属的理论密度} - \text{试样密度}}{\text{理论密度}} \times 100\%$$

孔洞率大表示铸件缩松严重。图3-9是孔洞率在铸件内的分布曲线，

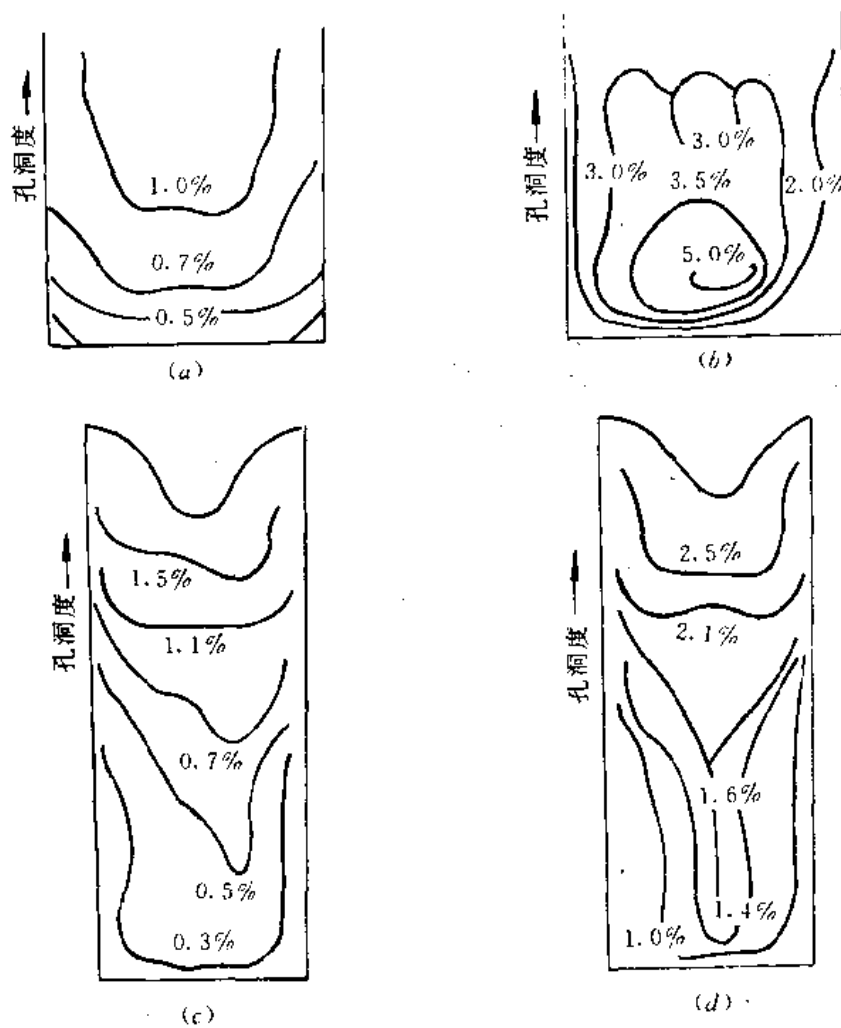


图 3-9 圆柱形铸件中的等孔洞度曲线

- (a) Al-4.5% Cu 合金, 浇注温度 700 °C, 型温 25 °C
- (b) Al-4.5% Cu 合金, 浇注温度 950 °C, 型温 25 °C
- (c) Al-8% Si 合金, 含 0.3 ml H₂/(100g Al), 水冷型
- (d) Al-8% Si 合金, 含 0.45 ml H₂/(100g Al), 水冷型

二、缩孔、缩松的容积及转化规律

(一) 缩孔、缩松的容积

计算缩孔、缩松的容积是为了正确设计冒口或采用其他工艺措施以消除之。由于实际影响缩孔、缩松容积的因素复杂, 难以得出普遍使用的精确又实用的计算公式。下面介绍的是从缩孔形成机理出发进行计算及分析的方法。

为使问题简化, 假设: ① 铸件金属的凝固温度为 t_s , 在定温 t_s 下逐层凝固, 且固态时无相变; ② 浇注过程中无凝固发生; ③ 表面结壳后缓慢冷却, 内部各处温度均匀一致。

缩孔形成的始末状态是: 始态为浇注结束时, 外壳极薄, 厚度 ξ 可忽略不计, 温度 t_s ; 内部液态体积 $V_{液}$, 温度 $t_{液}$, 且 $V_{液} = V_{壳}$, $V_{壳}$ 为外壳容积; 铸件刚凝固结束为终态, 外壳所围的

体积 (容积) $V_{壳}$, 温度 t_F ; 内部致密固态体积 $V_{固}$, 温度 t_S , 缩孔容积 $V_{缩孔}$ 为

$$V_{缩孔} = V_{壳} - V_{固} \quad (3-9)$$

式中 $V_{缩孔}$ —— 铸件中缩孔的容积;

$V_{壳}$ —— t_F 时外壳围成的容积;

$V_{固}$ —— 铸件致密固态金属 t_S 时的体积。

外壳由 $t_S \rightarrow t_F$, 只发生固态收缩, 因此

$$\begin{aligned} V_{壳} &= V'_{壳} - \alpha_{V_{壳}} V'_{壳} (t_S - t_F) \\ &= V_{壳} - \alpha_{V_{壳}} V_{壳} (t_S - t_F) \end{aligned} \quad (3-10)$$

$V_{固}$ 是内部金属液态收缩和凝固收缩后致密部分的体积

$$V_{固} = V_{液} - \alpha_{V_{液}} V_{液} (t_{液} - t_S) - V_{液} \epsilon_{V_{液}} \quad (3-11)$$

因此, 缩孔容积由式 (3-9), 式 (3-10), 式 (3-11) 得

$$V_{缩孔} = V_{壳} [\alpha_{V_{壳}} (t_{液} - t_S) + \epsilon_{V_{液}} - \alpha_{V_{固}} (t_S - t_F)] \quad (3-12)$$

在式 (3-11) 中, 参与凝固收缩的体积照理是经过液态收缩后的体积

$$V_{液} - \alpha_{V_{液}} V_{液} (t_{液} - t_S)$$

但由于 $\alpha_{V_{液}} V_{液} (t_{液} - t_S)$ 相对很小而略去不计。

由式 (3-12) 可以看出, $\alpha_{V_{壳}}$ 或 $\epsilon_{V_{液}}$ 大则 $V_{缩孔}$ 大, $\alpha_{V_{固}}$ 大则 $V_{缩孔}$ 小, 不能错误地认为 $\alpha_{V_{固}}$ 大 $V_{缩孔}$ 大。另外, $t_{液}$ 越高 $V_{缩孔}$ 越大, 当 $t_{液} = t_{壳}$, $t_F = t_S$ 时, 式 (3-12) 可改写为

$$V_{缩孔} = V_{壳} (\epsilon_{V_{液}} + \epsilon_{V_{壳}} - \epsilon_{V_{固}}) \quad (3-13)$$

可见, 缩孔形成条件之一是 $\epsilon_{V_{液}} + \epsilon_{V_{壳}} > \epsilon_{V_{固}}$ 。

需要特别指出的是, 式 (3-12) 中, $V_{壳}$ 的大小直接影响 $V_{缩孔}$ 的值。实际上, 浇注结束后, 往往已有一定厚度凝固壳形成, 其体积为 $V_{壳}$, 浇注温度越低, 浇注越慢 $V_{壳}$ 越大。这一部分的各种收缩都可在浇注过程中得到补充而不影响实际的 $V_{缩孔}$ 的大小。浇注结束且内浇口堵塞时铸件内实际的液体体积为 $V_{液} - V_{壳}$, 如图3-10。

浇注结束时铸件底部凝固层厚度为 ξ , 铸件顶部凝固层厚度为零, 则凝固层平均厚度为 $\xi/2$, 若铸件表面积为 F , 由平方根定律得

$$V_{壳} = \frac{1}{2} k \sqrt{\tau} F$$

式中 K —— 铸件凝固系数;

τ —— 浇注时间;

F —— 铸件表面积。

$$\begin{aligned} V_{液} - V_{壳} &= V_{液} - \frac{1}{2} K \sqrt{\tau} F \\ &= V_{液} - \frac{K \sqrt{\tau}}{2V_{液}/F} V_{液} \\ &= V_{液} \left(1 - \frac{K \sqrt{\tau}}{2M} \right) \end{aligned}$$

式中 $V_{液}/F = M$ 为铸件模数。

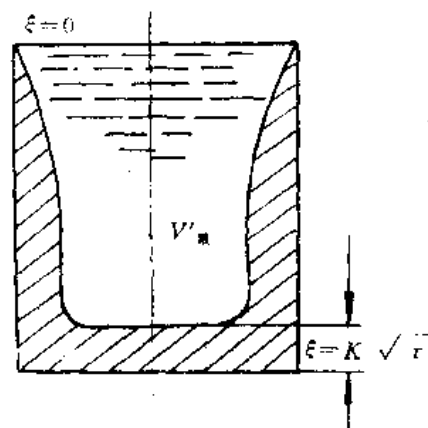


图 3-10 浇注过程中铸件表面形成的硬壳

在式 (3-12) 中以 $(V_{\text{液}} - V_{\text{固}})$ 代换 $V_{\text{液}}$, 缩孔容积为

$$V_{\text{缩孔}} = V_{\text{液}} [\alpha_{V_{\text{液}}}(t_{\text{液}} - t_{\text{S}}) + \varepsilon_{V_{\text{液}}} - \alpha_{V_{\text{固}}}(t_{\text{S}} - t_{\text{F}})] \left(1 - \frac{K \sqrt{\tau}}{2M} \right) \quad (3-14)$$

式 (3-14) 进一步将缩孔容积与铸件浇注及凝固的条件联系起来。浇注越慢, 浇注时间 τ 越长, $V_{\text{缩孔}}$ 越小。铸件模数越大, 则浇注结束时凝固壳层体积的相对比例越小, $V_{\text{缩孔}}$ 越大。铸型激冷能力越强, 浇注过程中凝固的部分 $V_{\text{固}}$ 越大, 缩孔容积越小。当激冷能力很强, 甚至使凝固速度等于浇注速度时, 铸件中将不会有缩孔出现。如连续铸锭就是一例。

以上计算缩孔容积的公式, 虽然是在典型的逐层凝固的假定条件下推导得到的, 但对于倾向于形成缩松的体积凝固的铸件, 其缩松总容积的计算思路是相同的, 计算公式同样有效。

(二) 缩孔与缩松的转化

当合金成分及其浇注温度确定以后, 则缩孔及缩松的总容积 $V_{\text{缩总}}$ 为一定, 即

$$V_{\text{缩总}} = V_{\text{缩孔}} + V_{\text{缩松}} \quad (3-15)$$

但是 $V_{\text{缩孔}}$ 与 $V_{\text{缩松}}$ 在 $V_{\text{缩总}}$ 中各自所占比例往往由于凝固条件的不同而不同。合金在逐层凝固时 $V_{\text{缩孔}}$ 是主要的。体积凝固时则以 $V_{\text{缩松}}$ 为主。凝固条件的变化可以使 $V_{\text{缩孔}}$ 与 $V_{\text{缩松}}$ 互相转化。

图3-11是 Fe-C 合金在不同凝固条件下缩孔和缩松的分布情况。可以看出缩孔缩松总容积 $V_{\text{缩总}}$ 与合金成分的对对应关系。纯铁及共晶成分的铸铁 $V_{\text{缩总}}$ 小而且主要表现为 $V_{\text{缩孔}}$; 结晶温度间隔越大, 则 $V_{\text{缩松}}$ 所占比例越大; 浇注工艺和凝固及补缩条件主要影响着 $V_{\text{缩孔}}$ 与 $V_{\text{缩松}}$ 的比例大小。从铸型激冷能力的大小排列分析, 金属型、湿砂型和干砂型依次减小, 则其 $V_{\text{缩孔}}$ 也相应依次减小, 绝热铸型激冷能力最小, 则主要表现为 $V_{\text{缩松}}$ 。从浇注条件

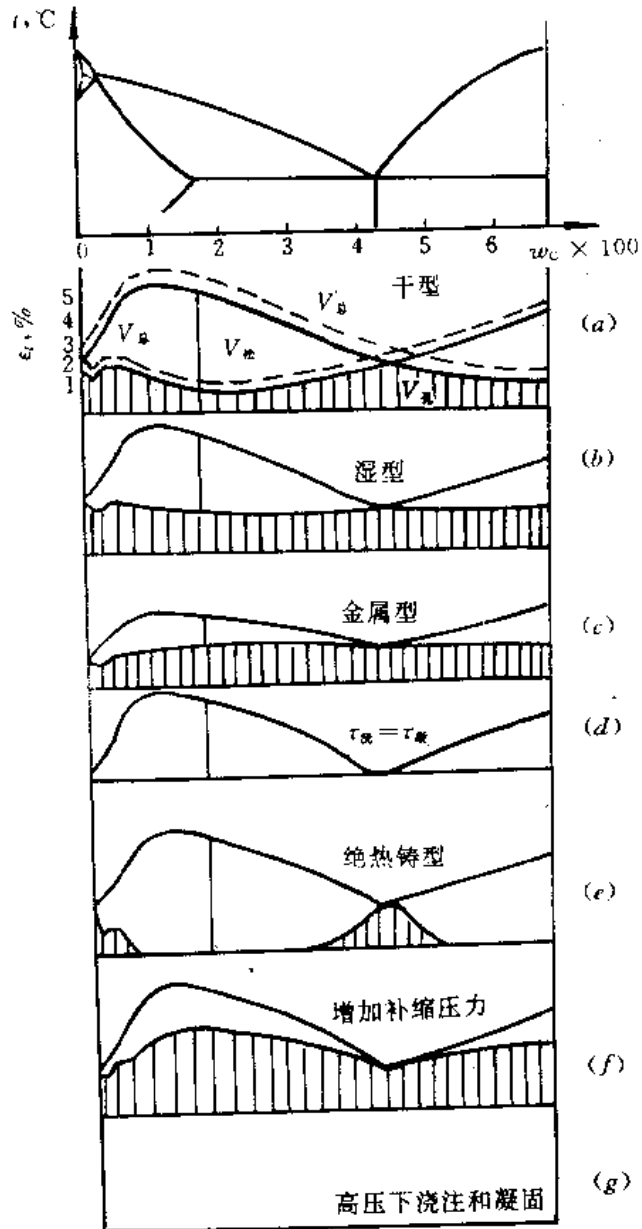


图3-11 Fe-C 合金铸件中缩孔和缩松的分配情况

看,提高浇注温度使 $V_{\text{缩孔}}$ 增加为 $V'_{\text{缩孔}}$,同时缩孔容积相应增加,但对缩松容积影响不大(图3-11(a));若浇注速度很缓慢,边浇边凝,浇注时间等于凝固时间,则 $V_{\text{缩孔}}$ 全部表现为 $V_{\text{缩松}}$,而这缩孔在浇注过程中得到了完全的补偿。

了解缩孔、缩松的分布与转化规律以后,人们总是设法使缩松转化为缩孔,因为设置适当的冒口,可以把缩孔转移到冒口内,而铸件则是致密的。

三、缩孔、缩松的预测及防止

从缩孔和缩松形成的机理及过程可以看出,铸件的液态收缩和凝固收缩若大于其固态收缩,而补缩来源又被切断时,就将产生缩孔或缩松缺陷。因此,对它的预防要从其产生的原因来分析。

(一) 缩孔和缩松产生的原因和部位

1. 铸件结构

当铸件壁厚不均匀时,在局部肥厚的部位或内角处,因散热缓慢而形成热节,当热节部位得不到相邻部位对它的补缩,则出现缩孔和缩松。

均匀厚度的厚壁类铸件,板壁轴线部位凝固最晚,补缩最难,这时将出现轴线缩松。

2. 工艺因素

当浇冒口设计不合理时,可能造成局部过热或补缩能力降低,在这些部位形成缩孔或缩松;冷铁的尺寸或布置不当,将阻隔补缩来源,也会引起缩孔或缩松;金属液含气量过高,成分不当,氧化严重,变质处理不良及浇注温度不合理等,也会造成缩孔或缩松的产生;此外,浇注工艺可能也是形成缩孔和缩松的原因之一。

(二) 缩孔和缩松的预测

由于影响铸件温度场和凝固特性因素的多样化,要预测产生缩孔或缩松的部位就变成相当复杂的问题。近年来,人们进行了广泛研究和试验,得出了各种预测铸件缩孔缩松的方法。

1. 模数法

认为缩孔和缩松产生于铸件中模数最大因而最后凝固的部位。计算各部分的模数时,可以先将形状复杂的铸件分割为若干简单的几何体,然后分别计算它们的模数并相互比较。其中以模数最大的几何体形成缩孔和缩松的可能性最大。对于铸件的二维剖面可采用热节圆方法,热节圆半径大的部位模数大。需要指出的是,计算模数时,相邻几何体的连接面积是非散热表面;另外,若几何体的散热面中有与冷铁或保温材料相接触的面积时,该散热面积应予相应扩大或缩小处理。

模数法是由平方根定律得出的,简单实用。但对于较为复杂的铸件,计算工作量大,其可靠程度也受到一定限制。

2. 数值模拟法

对于铸件凝固过程的数值模拟可以得到铸件的温度场,并由此可以获得铸件等温线分布,凝固前沿推移速度等许多有用的信息。在此基础上,结合实验分析,即可以预测铸件缩孔、缩松及其他某些缺陷。下面简要介绍其中几种。

(1) 等温曲线法。当合金的成分和冷却速度一定时,温度与固相率(凝固层厚度)具有对应关系。等温曲线法也称作等固相率曲线法或凝固等时线法。根据顺序凝固原则,如果铸件凝固结束之前补缩通道被截断,铸件内将产生缩孔或缩松。等温曲线法以等温曲线形成闭合回路

的时刻来反应补缩通道被截断这一特征。

以固相线温度表示的等温曲线为等固相线。对于纯金属、共晶合金或结晶温度间隔小的合金，可用等固相线法 ($f_s=1$)。对于有一定结晶温度间隔的合金，由于凝固结束前当固相率达到某一临界值 f_{sc} 时，固液共存区的宏观流动已停止，补缩已不可能，可采用临界固相率法。临界固相率 f_{sc} 的值约为 0.5~0.85，如图3-12所示。

(2) 温度梯度法。温度梯度的大小直接影响铸件凝固方式，支配着铸件中缩孔、缩松的形成过程。温度梯度法根据凝固末期温度梯度的大小预计缩孔的产生。认为对一定形状、尺寸及合金的铸件有一个不产生缩孔的临界温度梯度值，例如重量为68 t 的铬镍钒钢缸体铸件，经实验测定临界温度梯度值为 $2^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ，则在该温度梯度线包围的区域内将出现缩孔及缩松。临界温度梯度值与铸件的形状、尺寸及合金成分有关，须由实验确定。

(3) G/R 法。根据铸件凝固理论和缩松形成机理，提出用凝固界面前沿温度梯度 G 和生长速度 R 的比值 G/R 作为预测缩松的参数。其判别式由拉格朗日中值定理及温度边界层厚度的概念推导得出为

$$G/R \leq \frac{mC_0(1-k_0)}{D_l k_0} e^{-\theta \frac{r}{b_l}} \quad (3-16)$$

式中 m —— 合金液相线斜率；
 C_0 —— 合金成分；
 k_0 —— 溶质平衡分配系数；
 D_l —— 溶质在液相中的扩散系数；
 θ —— 常数，取值0~1，与铸件几何形状尺寸有关；
 α —— 合金导热系数。

上式右端由合金性质决定，合金确定后该参数为一定值，满足上式则形成缩松。

此外，还有采用时间梯度参数、压力梯度参数、补缩距离参数等方法预测缩孔和缩松的。这些方法不仅有理论根据而且都经过了实践验证。随着数值模拟技术的发展，对凝固过程规律的揭示也更深入和全面，对缩孔缩松预测的方法将更准确可靠。

(三) 缩孔、缩松的防止

防止铸件中产生缩孔、缩松是对铸件质量的基本要求之一。应根据合金凝固收缩的特点及对铸件质量的要求程度采取必要的预防措施。

1. 采取适当的凝固方式及凝固方向

倾向于逐层凝固的铸件，补缩条件较好，应发挥这一优点，并进一步建立顺序凝固的条件，使补缩通道畅通。

为此，首先要减小凝固区域宽度，保证逐层凝固方式的实现。采用冷铁或其他激冷材料是

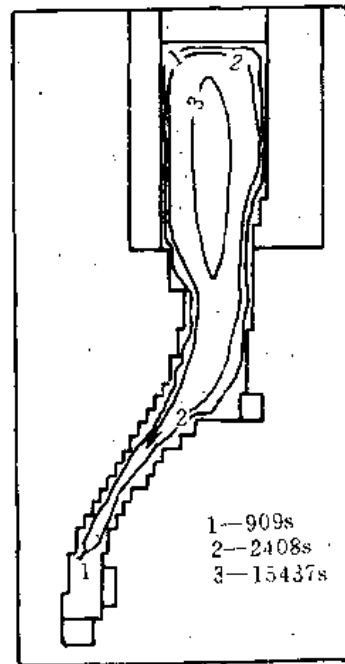


图 3-12 以等温曲线表示的铸件缩孔部位 ($f_{sc}=85\%$)

提高铸型激冷能力并建立逐层凝固的有效而常用的方法。金属型在铝合金铸造中广泛应用；铸钢件及铝镁合金铸件中大量使用冷铁；铬矿砂、镁砂等激冷能力强的造型材料在大型铸钢件中的使用等，都是这一原则的体现。

实现顺序凝固是通过采取不同的凝固控制手段来达到的（第三章已作介绍）。例如，合理设计冷铁、冒口和补贴；采用有利于顺序凝固的浇注系统，以利于建立顺序凝固的温度场。此外，采用合理的浇注温度和浇注速度，高温慢浇，金属从冒口引入内浇道等，都有助于顺序凝固的实现。

应该指出，采用逐层凝固方式和顺序凝固方向的目的在于将缩松转化为冒口中的缩孔而获得致密的铸件。只要措施有效，总能达到部分甚至全部转化。这个原则对于结晶温度间隔小，凝固收缩大的合金往往有明显的效果。对于结晶温度间隔大的合金，该原则效果不大，此外，逐层凝固是实现转化的有效手段，但一定要与顺序凝固同时采用才能发挥其作用，因为没有顺序的逐层凝固仍然将在铸件板壁中心形成轴线缩松。

按照上述原则可得到致密铸件是其最大优点，但由于要采用种种措施，如冷铁或其他激冷材料的应用、冒口和补贴的设置等，将使工艺出品率降低，材料消耗（如激冷材料和金属料）以及加工工时（如切割冒口和补贴）增加，从而增加铸件成本。另外，在顺序凝固条件下，铸件各部分之间的温差可能导致热裂的形成及应力和变形的产生。

同时凝固的原则在某些情况下可能更为合理。这些情况包括倾向于体积凝固而顺序凝固的效果不大者；或合金本身收缩较小而不易产生缩孔和缩松者；或从铸件结构特点考虑，倾向于同时凝固者（例如均匀薄壁件）。此外，当铸件的致密性要求不高时也应考虑采用同时凝固。同时凝固的铸件可以不用或少用冒口、冷铁和补贴等措施，从而简化工艺和降低成本。此外，还可减小热裂、应力和变形。因此，同时凝固的优缺点恰好与顺序凝固相反。

顺序凝固和同时凝固是对立的统一。铸件结构一般比较复杂。例如，某铸件从整体上看壁厚均匀，但个别部位有热节，则往往将两者综合运用。即从整体上是同时凝固，从不同局部而论又是顺序凝固，或者是相反。此外，为防止缩孔和缩松，还应保证有正确的熔炼工艺和合理的铸件结构。

2. 加压补缩

将铸型置入压力罐内，浇注后迅速关闭浇注孔，使铸件在压力下凝固，可以消除或减轻显微缩松的程度。建压时间越早，压力越高，补缩效果越好。在压力下凝固，增大了补缩力，使糊状凝固铸件枝晶间及树枝间的补缩改善，同时阻碍了溶入气体的析出，减小了补缩阻力，厚大铸件或铸件的厚大部位在压力作用下还可能产生塑性变形而更趋致密。对于致密度要求高而缩松倾向又较大的铸件，往往需要采用加压补缩的方法。

3. 热等静压法消除缩孔和缩松

将铸件置于压力容器内，在高温、高压下，通过惰性气体介质（如氩气）把压力从各个方向等压地传递到铸件表面上，金属经蠕变-扩散过程，使内部孔洞闭合而消除。如图3-13。

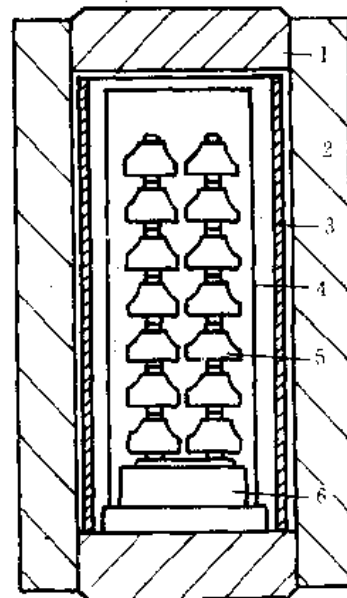


图3-13 热等静压处理示意图

1—上塞 2—高压缸体 3—隔热屏

4—炉体 5—铸件 6—支架

热等静压法的主要工艺参数是温度、压力和时间。应使容器内温度均匀地保持在金属的蠕变温度，不得过高或过低。常用压力为50~200 MPa。保温保压时间一般通过实验确定。

热等静压法已由过去的纯试验阶段发展为消除铸件内缩松的常规生产手段。实践证明，经该法处理后的铸件不仅可消除内部空洞类缺陷，并可显著减轻或消除晶内偏析，改善机械性能。例如，某直升飞机螺旋桨的钛合金轮毂经过 103.4 MPa 和 1 188.7 K 两小时处理后，性能可与采用锻造件相仿，而且价格低廉。

除上述措施外，采用细化晶粒的各种措施，也有助缩松的防止和消除。

第三节 热裂

热裂是铸件处于高温状态时形成的裂缝类缺陷，是许多合金铸件最常见的缺陷之一。合金的热裂性是重要铸造性能之一。

热裂的外形不规则，弯弯曲曲，深浅不一，有时还有分叉。裂纹表面不光滑，可以看到树枝状晶，并呈现高温氧化后的颜色，如铸钢为黑灰色，铸铝为暗灰色。

在铸件表面可以观察到的裂纹为外裂，隐藏在铸件内部的裂纹为内裂。外裂表面宽，内部窄，有的贯穿整个铸件断面。它常产生于铸件拐角处、截面厚度突变处、外冷铁边缘附近以及凝固冷却缓慢且承受拉应力的部位。内裂多产生在铸件最后凝固部位，如缩孔附近。

外裂大部分可用肉眼观察到，细小的外裂需用磁力探伤或荧光检查等方法才能发现。内裂需用 X 射线(图3-14)， γ 射线或超声波探伤检查。

铸件中的热裂严重降低其机械性能，引起应力集中。在铸件使用中，裂纹扩展而导致断裂，是酿成事故的主要原因之一。发现热裂后，若铸造合金的可焊性好，在技术条件许可的情况下经补焊后仍可使用；若可焊性差，铸件则应报废。内裂不易发现，危害性更大。

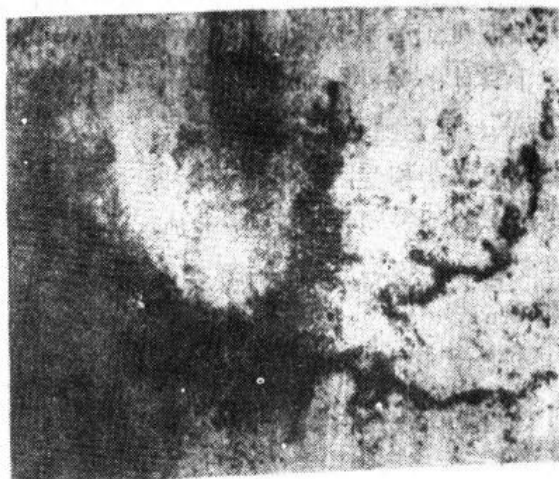


图 3-14 铸件的内裂(用透视法检查)

一、热裂的形成

(一) 热裂形成的温度范围

关于热裂形成的温度范围曾有多种见解，近已渐趋统一，认为热裂是在凝固温度范围内的固相线温度附近形成的。

图3-15是用碳钢进行的热裂形成温度范围的试验结果之一。在铸件凝固过程中，每隔一定时间，在记录铸件温度的同时摄取一张 X 射线底片。对 $w_c=0.03\sim 1.0\%$ 的碳钢进行了测定。图中“○”表示发现热裂前一测定时刻记录的温度，“×”表示 X 射线底片上发现裂纹时的温度，热裂产生的温度应在○—×之间。图中○—●是硫含量偏高的情况，△—▲是磷含量偏高的情况。

试验表明，铸钢热裂形成温度在固相线附近。应当指出，在铸造条件下，合金是在非平衡

条件下结晶的，低熔点物质被排斥于晶界，使实际固相线低于平衡固相线。图 3-15 的实验中硫、磷含量偏高时，影响更为明显。

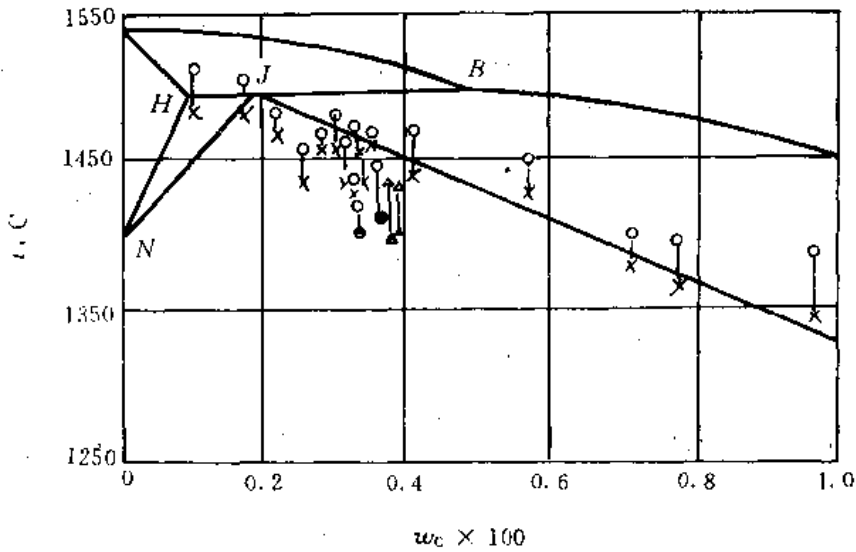


图 3-15 碳钢出现热裂纹的温度

在低于液相线某温度时，铸件开始收缩。因此可以认为，热裂形成温度是在非平衡的线收缩开始温度到非平衡的固相线温度区间内。这一温度区间被称为“有效结晶温度范围”。

至于具体的铸件，究竟在什么温度发生热裂，这要随凝固及冷却条件、收缩阻力的的大小和受阻时间的长短以及应变速率的不等同性而定。一般地，应变速度越大，热裂形成的温度也越高（图3-16）。

(二) 热裂形成的机理

热裂形成的机理主要有强度理论和液膜理论。

1. 强度理论

对于合金高温力学性能的研究表明，温度在有效结晶温度范围内的合金，强度和断裂应变都很低，呈脆性断裂。因此，有效结晶温度范围是合金的“热脆区”。Al-Cu 合金的热脆区如图3-17所示。

“热脆区”的大小受合金的化学成分、晶间杂质偏析情况，晶粒尺寸、形状和液体在晶间的分布等的影响。例如，Al-1.5% Mn 合金的热脆区比 Al-1.5% Mn-0.2%Fe 的宽13°C。这是因为后者的晶界上存在高熔点的微细质点 Al_3Mn 和 $FeAl_3$ ，而强化了晶界。

处于热脆区的铸件，当收缩受阻时，便产生应力和变形。若应力超过合金在该温度时的强度极限或变形超过塑性变形极限，铸件便产生热裂。

热裂的产生主要决定于在热脆区 ΔT_c 内合金的断裂应变与铸件因收缩受阻所产生的实

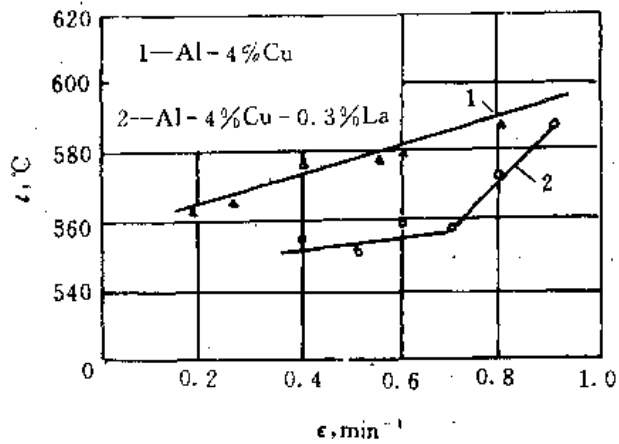


图 3-16 应变速率对热裂纹形成温度的影响

际应变之间的对比关系。产生热裂的条件可用图3-18描述。横坐标为温度，纵坐标为铸件产生的应变 ϵ 和合金的断裂应变 δ 。由图可知，当 ΔT_B 和 δ 一定时，是否产生热裂取决于 ΔT_B 中 ϵ 的变化情况。

如果应变 ϵ 按直线1变化， $\epsilon < \delta$ ，不产生热裂；如果为直线2， $\epsilon = \delta$ ，是产生热裂的临界条件；若为直线3， $\epsilon > \delta$ ，必然产生热裂。图3-18中，产生热裂的临界应变增长率 $\tan\theta$ 与材料的性质有关，反映了材料的热裂敏感性。 $\tan\theta$ 越大，材料的热裂敏感性越大。合金的热裂倾向性由 ΔT_B 、 ϵ 和 δ 的综合影响所决定。热脆性区越大，合金处在低塑性区的时间越长，越易形成热裂。在热脆区内金属的断裂应变越小，或者铸件产生的实际应变越大，也越容易形成热裂。

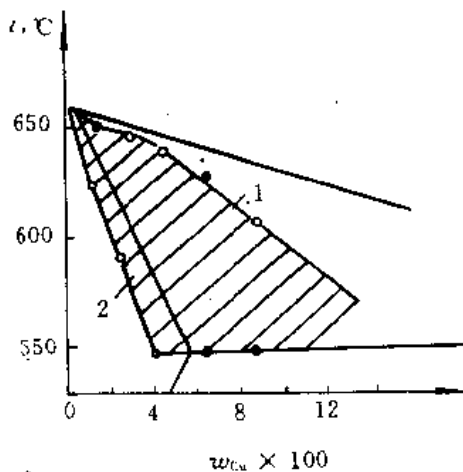


图 3-17 Al-Cu 合金的热脆区
1—热脆区上限 2—热脆区下限

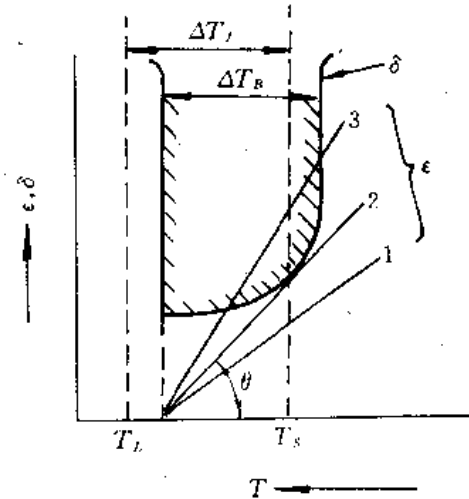


图 3-18 热裂纹形成条件示意图

研究表明，合金在热脆区内的断裂应变远大于合金在该温度的自由线收缩率。这就是说，即使铸件收缩受到刚性阻碍，如果仍能均匀变形，也不会产生热裂。

但是，在实际生产中，由于铸件结构、浇注系统类型及铸型情况等的不同，造成铸件各部位冷却速度不一致，各部位的温度状态及性能不同，抗变形能力也就不同。铸件收缩受阻产生的变形，将主要集中在抗变形能力较小的高温部位，热裂也多在此处形成。温度越不均匀，这一现象越严重。

因此，强度理论认为，合金存在热脆区以及热脆区内合金的断裂应变低是产生热裂的重要原因。铸件内的变形集中是热裂形成的必要条件。

2. 液膜理论

由铸件凝固结晶的特性可知，铸件凝固冷却到固相线附近时，晶体周围还有少量未凝固的液体，在晶体间构成液膜。温度越接近固相线，液体数量越少，液膜越薄，甚至被分割成孤立的“小岛”。铸件凝固结束时液膜也消失。研究表明，合金的热裂倾向与合金结晶末期晶体间的液膜性质及分布情况有关。

液膜理论认为，热裂的形成是由于铸件在凝固末期晶间存在液膜和铸件在凝固过程中受到拉应力共同作用的结果。如果铸件收缩受到阻碍，拉应力和变形主要集中在液膜上，使液膜被拉长。当应力足够大时，液膜开裂形成晶间裂纹，是为热裂。可见，液膜的存在是产生热裂

的根本原因，铸件收缩受阻是热裂形成的必要条件。

分析热裂形成过程，可进一步深化对液膜理论的理解。

温度高于线收缩开始温度的合金，即使有固相析出，由于量少，未连成完整的骨架，仍具有较好的流动能力，而且未发生线收缩，内部不产生应力，不会产生热裂。

温度达到线收缩开始温度以后，晶体连成骨架，线收缩开始，如果收缩受阻，内部将产生应力。此时晶粒间的结合毕竟不牢固，在应力作用下，位置稍微有所调整如移动或转动即适应了变形的需要而不被拉断。在该时期，液体量仍较多，即使晶粒间连接被拉断，很容易被再度充填连接，也不产生热裂。

温度进一步下降，晶体量更多，晶粒更大，晶体骨架结合更牢固，在应力作用下晶体位置的调整就困难多了。由于温度更低，线收缩更大，应力也进一步增大。在应力作用下，晶体间的连接被拉断，若能被残留液相充填，则不形成热裂，若开裂未被充填，则形成热裂。

温度下降至固相线附近时，线收缩更大，应力也随之更大，旧的裂纹增大，也可能产生新的裂纹。此时残留液相已很少，或被分割成互不相接的“小岛”，裂纹的愈合将不可能，而使裂纹进一步产生和长大。

在裂纹形成和长大过程中，收缩受阻产生的应力，主要集中作用于晶间液膜上，其性质或为剪切应力或为拉应力。液膜被拉断有两种情况。一是直接拉断液膜，即克服液膜的内聚力而做功

$$W_{裂} = 2\sigma_{液-气} \quad (3-17)$$

式中 $\sigma_{液-气}$ ——液膜的表面张力。

另一种情况是克服液膜与晶体间的附着力做功，使液膜与晶体分开，即

$$W_{附} = \sigma_{固-气} + \sigma_{液-气} - \sigma_{液-固} \quad (3-18)$$

在杨氏方程成立的条件下

$$W_{附} = \sigma_{液-气}(\cos\theta + 1) \quad (3-19)$$

$$W_{附} = \frac{W_{裂}}{2}(1 + \cos\theta) \quad (3-20)$$

式中 θ ——润湿角。

可以看出，只有当 $\theta=0^\circ$ 即液体完全润湿晶体的情况下，两种断裂形式所需的功相等。只要 $\theta>0^\circ$ ，使液膜与晶体断开总要容易些。无论何种断裂方式，外力所做的功的大小都与液膜表面张力有关，即表面张力越小，断裂越容易。

凡是降低晶间液膜表面张力的表面活性物质皆使合金的抗裂性下降。钢中的硫、磷为表面活性元素，在一定范围内随其含量增加，钢的抗裂性下降。

二、热裂的影响因素及其防止

(一) 热裂的影响因素

从热裂形成的条件可知，热裂的形成与 ΔT_N 及其 ϵ 、 δ 有关。因此影响热裂的因素可以从影响 ΔT_N 、 ϵ 及 δ 的因素着手分析。

1. 合金性质

(1) 合金的有效结晶温度间隔即热脆区 ΔT_N 越大，则处在热脆区的时间越长，收缩量也越大，使得收缩阻力和应变越大。因此热裂倾向越大。

图3-19为有限固溶体共晶型合金的热裂倾向性，图中阴影部分是合金的热脆区。Al-4% Cu 热脆区约80℃，热裂倾向较大。

影响有效结晶温度间隔大小的主要因素是由合金成分决定的结晶温度间隔的大小。另外，凡是能扩大有效结晶温度间隔的杂质，都能促使热裂的形成。钢中的硫与硫化铁能形成低熔点共晶熔点仅 935℃，使固相线下移，有效结晶温度间隔扩大，使钢的热裂倾向增大。

(2) 影响线收缩的因素。能够减小合金在有效结晶温度间隔内收缩绝对值的因素都能减小热裂倾向。铝中加入硅使线收缩系数减小，因而热裂倾向小。灰铸铁碳量足够高时，凝固后期将因石墨化而膨胀，不易形成热裂。

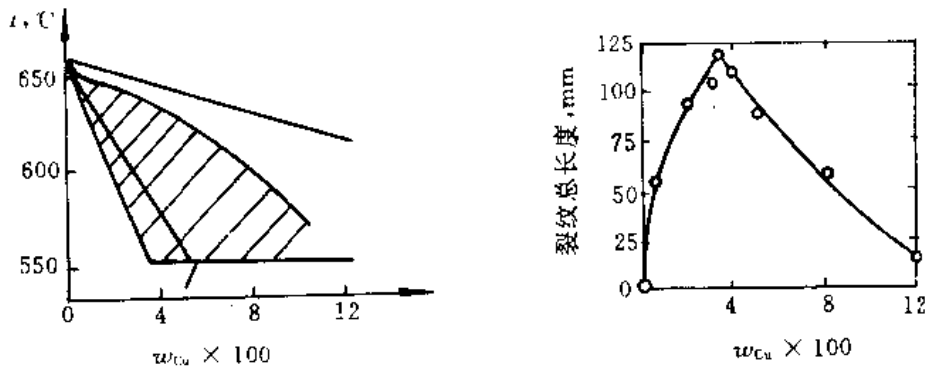


图 3-19 结晶温度区间、热脆区与热裂倾向性的关系

(3) 合金的结晶特性。晶粒大小及晶间液体的分布情况对热裂倾向有很大关系。粗大晶粒承受晶间拉应力的能力小，不易在晶粒之间调整位置而易开裂。细小晶粒表面积大，液膜薄而均匀，变形时晶粒位置易于调整，不易断裂。

2. 铸型性质

铸型通过其退让性和冷却条件对热裂倾向发生影响。退让性好则热裂倾向小。例如湿型退让性较干型好，热裂倾向小，有机粘结剂型（芯）较粘土型（芯）的退让性好，因此铸件在湿型和树脂砂型中不易热裂。需要注意的，退让性应当在铸件处于热脆区时就充分体现出来才是有意义的。铸型提供的冷却条件指冷却快慢和均匀程度。冷却快，晶粒细小，有利于热裂的防止，但可能使线收缩速率增大，气体来不及析出，故要综合考虑。此外，应使冷却尽量均匀，以免变形过度集中而形成热裂。砂型中的冷铁金属型中的涂料有调整冷却速度作用，但应注意冷铁尺寸、安放位置、相互距离的选择。

砂箱的箱档和芯骨离铸件太近，会加大铸件收缩阻力，铸件容易热裂。

3. 浇注条件

内浇口引入位置附近，可能产生局部过热，冒口部位温度较高，冷却缓慢，易产生变形集中，形成热裂。浇注位置及浇注系统设计不当，可能使铸件收缩受阻，而产生热裂。

浇注温度对不同铸件有不同的影响。提高浇注温度，可以减少薄壁件的热裂倾向。因为高温对铸型的热作用可以提高铸型的退让性和减小铸件的收缩速率并降低其温度的不均匀性。但对于厚大铸件，可能因高温浇注而导致晶粒粗大，增大热裂倾向。

浇注速度对热裂倾向性的影响视其对铸件温度场的影响而定。对于薄壁铸件，采用快速浇注可减小局部过热；对于厚壁铸件，则可能增大局部过热。

4. 铸件结构

铸件壁厚不均匀就会产生热节。收缩受阻时的变形集中于热节部位而容易热裂。

铸件两壁相接圆角太小，易产生应力集中而产生热裂。

(一) 防止热裂的途径

(1) 提高合金抗热裂能力

在满足铸件使用性能的前提下，调整成分或选用热裂倾向小的合金。例如在铸铁中调整 Si、Mn 含量；采用接近共晶成分的合金等。

控制炉料中的杂质含量和采取有效的精炼措施，改善夹杂物在铸件中的形态和分布，从而提高抗裂能力。

控制结晶过程，细化一次结晶组织。采取变质处理、振动结晶、在旋转磁场中凝固、悬浮铸造等细化一次结晶的措施。

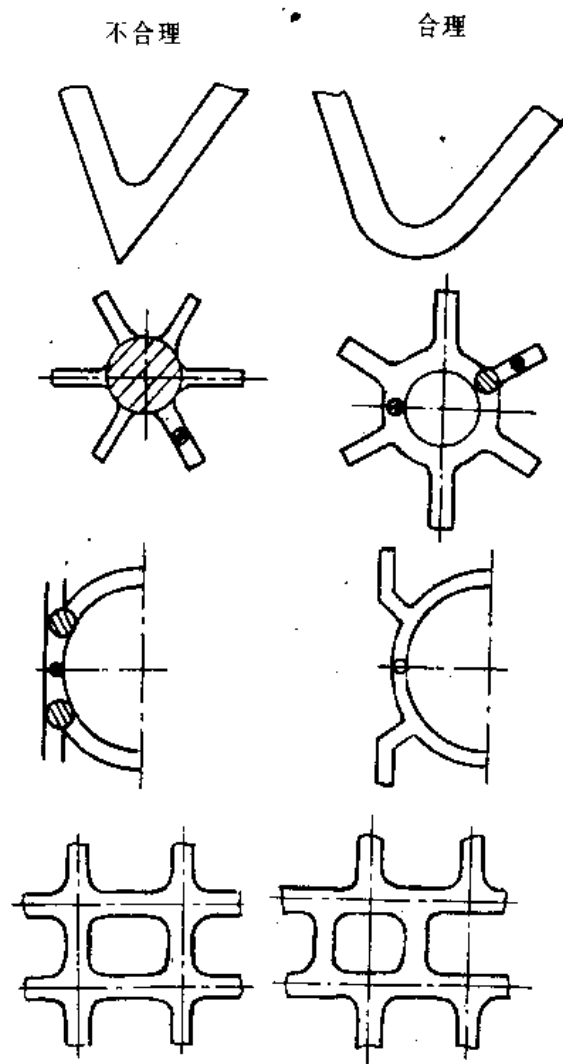


图 3-21 改进结构防止热裂

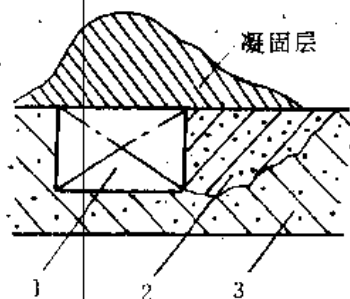


图 3-20 冷铁外缘采用过渡型砂调节冷却速度

1—冷铁 2—铬矿砂 3—石英砂

(2) 改善铸型和型芯的退让性，减少铸件收缩时的各种阻力。

铸型紧实度不应过大，使用溃散性好的型砂和芯砂。湿砂型代替干砂型；粘土砂中加入木屑；采用空心型芯或在大型芯中加入焦炭、草绳等松散材料，都可改善退让性。此外，避免芯骨和箱档阻碍铸件的收缩，浇注系统的结构不应增加铸件收缩阻力，避免过长或截面积过大的横浇道，尽量减少铸件产生的披缝等。

(3) 减小铸件各部位温差，建立同时凝固的冷却条件，其具体措施有：

预热铸型；在铸件薄壁处开设多个分散的内浇口；在热节及铸件内角处安放冷铁，并在单个厚大冷铁边缘采用导热能力好的材料（例如铬矿砂）过渡（如图 3-20）。薄壁铸件可采取高温快浇。这些措施都可使铸件冷却均匀，而达到减少热裂的目的。

(4) 改进铸件结构的设计（图 3-21）

在铸件结构设计中应尽量缩小或消除热节和应力集中，增强高温脆弱部位的冷却条件及抗裂能力。在厚薄相接处要逐渐过渡；在两壁转角处要有适当半

径的圆角；减小铸件不等厚截面收缩时的互相阻碍（例如轮类铸件的轮辐设计成弯曲形状）；在铸件易产生热裂的部位设置防裂筋（图 3-22）。防裂筋可以在清理时除去，若不影响使用，也可以不去掉。

总之，影响热裂形成的因素很多，应根据具体情况具体分析，找出主要原因，才能有效地采取适当措施，防止铸件的热裂。

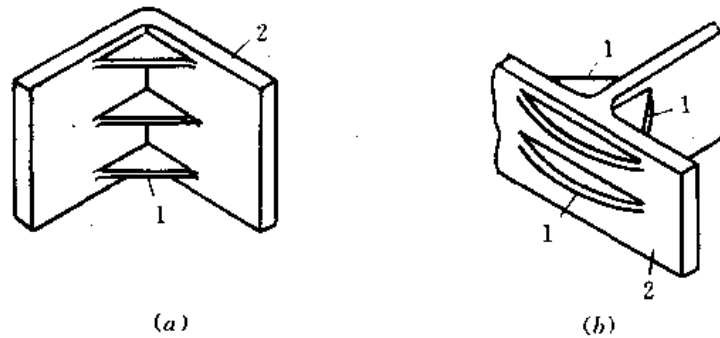


图 3-22 用防裂筋防止热裂
1—防裂筋 2—铸件

第四节 铸件的应力、变形及冷裂

一、概述

铸件在凝固后的冷却过程中将继续收缩。有些合金在固态时还会发生相变而伴生收缩或膨胀。铸件或者铸件某部位的尺寸变化如果受到阻碍不能自由进行时，就会相应产生应力、变形或裂纹。

对铸件收缩过程中力学行为的研究表明，在有效结晶温度间隔内，合金的强度和塑性都很低，在应力作用下很易产生变形或热裂，应力不会残留于铸件内。该温度范围即为热裂区。但处于固相线以下某一温度范围时，合金的强度和塑性随温度的下降而升高。因此，铸件在应力作用下，容易发生塑性变形而使应力松弛，该温度范围称变形区，其温度下限 t_k 称为塑性与弹性转变的临界温度。不同材料的临界温度不同，有人认为铸铁可取 400°C 左右，铸钢为 600°C 。在临界温度以下，强度随温度下降而继续升高，塑性则急剧下降至某一较低水平。如果铸件受外力作用则将发生弹性变形，并在铸件内部保持着应力。该温度范围称应力区。

铸件冷却过程中产生的应力可以有不同的分类方法。从受力状态分为拉应力和压应力。收缩受阻时产生拉应力；膨胀受阻或被强制压缩时产生压应力。产生应力的原因消除后，随之也消失的应力为临时应力；产生应力的原因消除后，仍然存在的应力为残余应力。按照应力产生的原因可分为热应力、相变应力和机械阻碍应力三种。热应力是铸件冷却过程中因各部位冷却速度不同，因而同一时刻的收缩量不等，互相制约形成的应力。相变应力是固态发生相变的合金，因各部位达到相变温度的时刻不同，相变程度也不同而产生的应力。机械阻碍应力是铸件收缩受到诸如铸型、型芯、箱档或芯骨等外部机械阻碍产生的应力。按照应力产生原因进行分类是最常用的分类方法。

通常说的铸造应力，有时是泛指，即不论产生应力的原因如何，凡铸件冷却过程中尺寸变化受阻，产生的应力都称铸造应力。但通常指的铸造应力多指残余应力。

实际铸件中的应力，通常是热应力、相变应力和机械阻碍应力的矢量和，称为总应力。

由于应力的存在，将引起铸件变形和冷裂。若总应力超过屈服极限，铸件将产生塑性变形或挠曲。若总应力超过强度极限，铸件将产生冷裂。若总应力低于弹性极限，铸件中将存在残余应力。

有残余应力的铸件，机械加工后残余应力失衡，可能产生新的变形使精度降低或尺寸超差。若铸件承受的工作应力与残余应力方向相同而叠加，也可能超过强度极限而破坏。有残余应力的铸件在长期存放过程中还会产生变形。若在腐蚀介质中存放或工作，还会因抗腐蚀性降低而产生应力腐蚀而开裂。因此，应尽量减小铸件冷却过程中产生的残余应力并设法消除之。

二、铸造应力

这里，主要按应力产生的原因，分析热应力、相变应力和机械阻碍应力的产生及影响因素。

(一) 热应力

现以 T 字梁为例（图 3-23）讨论热应力的产生过程。

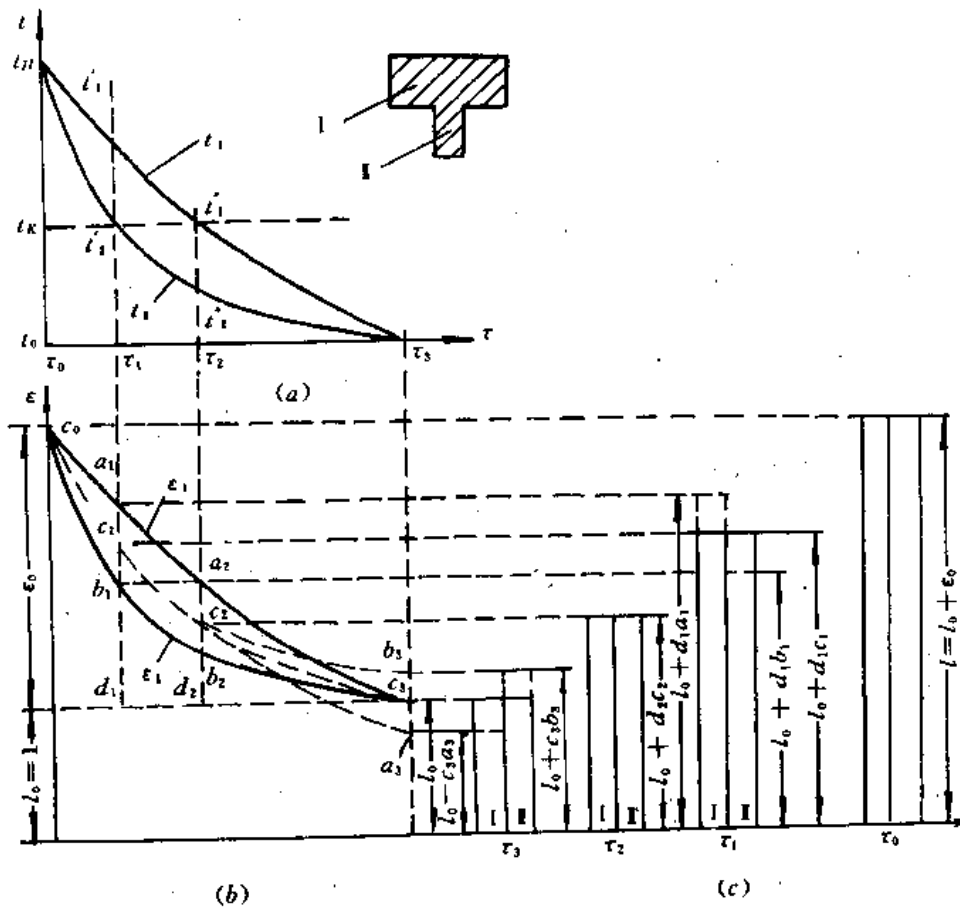


图 3-23 壁厚不同的 T 型铸件热应力形成过程示意图

T 字梁铸件由厚度不同的杆 I 和杆 II 两部分组成, 杆 I 较厚, 杆 II 较薄, 为简化讨论, 作如下假设: ① I、II 两部分的冷却开始温度 (t_H) 和终止温度 (t_0) 相同; ② 各自温度均匀, 分别为 t_1 和 t_2 , 但彼此无热交换; ③ 材料有一个弹塑性转变的临界温度 t_K , 在 t_K 以上为塑性状态, t_K 以下为弹性状态; ④ 材料无固态相变, 铸件收缩不受机械阻力; ⑤ 材料的收缩 (膨胀) 系数 α 和弹性模量 E 是不随温度变化的常数; ⑥ 杆无弯曲变形。

1. 热应力的产生过程

图3-23 (a) 是铸件冷却曲线。起始时, 两杆温度都是 t_H 。冷却开始后, 由于杆 I 较厚而杆 II 较薄, 冷速不同, 直至终了前均为 $t_1 > t_2$, 其冷速变化规律是杆 I 先慢后快, 杆 II 先快后慢, 因此, 最终 I、II 两部分温度同为 t_0 。

图3-23 (b) 是杆的长度变化曲线。假设 t_0 时杆的长度为 l_0 , 杆长与温度的关系为

$$l_t = l_0(1 + \alpha(t - t_0)) \quad (3-21)$$

式中 α ——材料的线膨胀(收缩)系数。

设 $l_0 = 1$, 上式可改写为

$$l_t = 1 + \alpha(t - t_0) \quad (3-22)$$

式(3-22)中, $\alpha(t - t_0)$ 为线收缩率 ϵ , 即温度从 t_0 至 t 时杆的相对伸长量。因自由线收缩率 ϵ 与温度成正比, 亦即 $\epsilon - \tau$ 曲线与 $t - \tau$ 曲线的形状相同。 $\epsilon - \tau$ 曲线中 ϵ 的原点取为 $l_0 = 1$ 。自由收缩时, I、II 两杆的长度分别为 $l_0 + \epsilon_1$ 和 $l_0 + \epsilon_2$ 。相对于冷却开始时的收缩量杆 I 为

$$\epsilon_1' = \alpha(t_H - t_1) \quad (3-23)$$

杆 II 为

$$\epsilon_2' = \alpha(t_H - t_2) \quad (3-24)$$

在冷却过程中, 由于 $t_1 > t_2$, 因此 $\epsilon_1' < \epsilon_2'$ 。实际上, 杆的 I、II 两部分是连接在一起的整体。应该具有相同的长度, 如图3-23 (b) 中虚线 $c_0c_1c_2c_3$ 所示。相同长度的取得, 正是两部分在收缩过程中相互制约的结果。

在分析热应力产生过程时, 可根据杆的两部分温度达到 t_K 的不同时刻 τ_1 、 τ_2 分为三个阶段。

第一阶段: 从 τ_0 到 τ_1 ; I、II 两部分温度均高于 t_K , 同处于塑性状态。共同长度 $l_0 + d_1c_1$ 的取得, 使杆 I 被塑性压缩 a_1c_1 , 杆 II 被塑性拉伸 b_1c_1 。两部分塑性变形后铸件不残留应力。

第二阶段: 从 τ_1 到 τ_2 ; $t_1 > t_K$, $t_2 < t_K$; I 仍处于塑性状态而 II 转变为弹性状态。 τ_2 时共同长度为 $l_0 + d_2c_2$, 即杆 I 被压缩 a_2c_2 , 杆 II 被拉伸 b_2c_2 。由于弹性杆的变形比塑性杆困难得多, 整体铸件的收缩显然取决于 I, 即 c_1c_2 平行于 b_1b_2 , $b_2c_2 = b_1c_1$, 即 II 不附加新的变形, 被迫变形只发生在塑性部分 I。因此, 铸件中仍不残留应力。

第三阶段: 从 τ_2 到 τ_3 ; t_1 、 t_2 均低于 t_K ; 两部分都处于弹性状态。 τ_3 时共同长度为 l_0 。假定从 τ_2 开始两部分能自由收缩, 与各自温度对应的长度应当分别是 I 按 c_2a_3 变化 ($c_2a_3 // a_2c_2$), II 按 c_2b_3 变化 ($c_2b_3 // b_2c_2$)。但因相互制约的结果, 使杆的共同长度只能按 c_2c_3 变化至 l_0 。因此, τ_3 时 I 被弹性拉伸 $\epsilon_1 = a_3c_3$, II 被弹性压缩 $\epsilon_2 = b_3c_3$ 。由于两部分处于弹性阶段, 所以 I 内为拉应力, II 内为压应力。这就是热应力的产生过程。

铸件内应力大小的计算如下。

I 受到的拉力为

$$p_1 = \sigma_1 F_1 \quad (3-25)$$

I 受到的压力为

$$p_1 = -\sigma_1 F_1 \quad (3-26)$$

式中 σ_1, σ_1 —— I、I 内的应力；

F_1, F_1 —— I、I 的截面积。

由于铸件无弯曲变形，故有 $\sum p = 0$ ，即 p_1 和 p_1 大小相等，方向相反。

$$\begin{aligned} \sigma_1 F_1 &= \sigma_1 F_1 \\ \frac{\sigma_1}{\sigma_1} &= \frac{F_1}{F_1} \end{aligned} \quad (3-27)$$

假设材料的拉伸和压缩弹性模量相等，其值为 E ，根据虎克定律

$$\sigma_1 = E\epsilon_1 \quad (3-28)$$

$$\sigma_1 = E\epsilon_1 \quad (3-29)$$

式中 ϵ_1, ϵ_1 —— I 和 I 的弹性变形量。

将式 (3-28)，式 (3-29) 代入式 (3-27)，得

$$\frac{\epsilon_1}{\epsilon_1} = \frac{F_1}{F_1} \quad (3-30)$$

或者

$$\frac{\epsilon_1}{\epsilon_1 + \epsilon_1} = \frac{F_1}{F_1 + F_1} \quad (3-31)$$

由图3-23可知， $\epsilon_1 + \epsilon_1 = a_3 c_3 + b_3 c_3$ ，其值与 τ_2 时两部分的温度差成正比，即根据式 (3-22)

$$\epsilon_1 + \epsilon_1 = \alpha(t_1' - t_1') \quad (3-32)$$

式中 t_1', t_1' 是厚部温度到达 t_K 进入弹性状态时，厚薄两部分的温度， $t_1' = t_K$ 。

将式 (3-32) 代入式 (3-31)，得

$$\frac{\epsilon_1}{\alpha(t_1' - t_1')} = \frac{F_1}{F_1 + F_1} \quad (3-33)$$

即

$$\epsilon_1 = \frac{F_1}{F_1 + F_1} \alpha(t_1' - t_1') \quad (3-34)$$

将式 (3-34) 代入式 (3-28)，得 I 中的拉应力为

$$\sigma_1 = E \frac{F_1}{F_1 + F_1} \alpha(t_1' - t_1') \quad (3-35)$$

同理，可得 I 中的压应力为

$$\sigma_1 = -E \frac{F_1}{F_1 + F_1} \alpha(t_1' - t_1') \quad (3-36)$$

以上是对于 T 字梁铸件在冷却过程中热应力的产生过程的分析及应力大小的计算。其结论是在一系列假设条件下得出的，这些假设条件与实际情况是有一定偏离的，例如材料弹性转变临界温度 t_K 的假设并不符合实际。材料在高温时以塑性为主，但也具有弹性，即使在结晶温度范围内也可测出其弹性模量。而在低温时，虽以弹性为主，但也具有塑性。但上述假设毕竟使得物理过程容易理解，而且由数学公式得出的基本结论对定性分析仍然有指导意义。

2. 影响热应力的因素

根据式 (3-35)、式 (3-36) 分析如下：

(1) 材料性质

铸件中热应力的大小与材料的弹性模量 E 、线收缩（膨胀）系数 α 成正比。例如铸钢、白口铸铁和球墨铸铁的热应力比灰口铸铁大。表3-4是几种铸造合金的弹性模量。图3-24是几种材料在0~600℃的线膨胀曲线。由于奥氏体不锈钢的 α 值大，因此它的残余应力比铁素体不锈钢的要大50%。

表 3-4 一些铸造合金的弹性模量

材 料	钢	白口铸铁	球墨铸铁	灰铸铁	铜合金	铝合金
$E (10^3 \text{N} \cdot \text{m}^{-2})$	19 600	16 600	13 500~18 200	7 350~10 800	11 000~13 200	6 500~8 300

材料的导温系数 a 影响铸件厚薄两部分的温差 ($t_1 - t_2$) 的大小。导温能力差，则温差大，热应力也大。

(2) 厚薄两部分温度差 ($t_1 - t_2$) 大则热应力也大。除上述材料导热能力对温度差的影响外，铸型蓄热系数 b_2 影响显著。 b_2 大，冷却速度快而温度愈不均匀，温差 ($t_1 - t_2$) 增加，因而应力较大。金属型铸造时铸件热应力比砂型时大就是一例。浇注温度高，铸型被加热的温度也高，减弱了激冷能力，有助于铸件温度的均匀，从而减小热应力。金属由内浇口引入的位置也会改变温差的大小，由厚部引入使温差增大。由薄部引入使温差减小。铸件厚薄两部分的截面积比 F_1/F_2 越大，温差也越大。

对于一般铸件来说，残余热应力的分布规律是：薄壁部分为压应力，厚壁部分为拉应力。即使截面形状简单的柱状铸件，如轧辊，由于外层冷却较内层快，其外层相当于薄部而内层相当于厚部。当铸件冷却到室温时，内部存在残余拉应力，外层为残余压应力。

(二) 相变应力

有些铸件在冷却过程中材料将发生固态相变。如果相变前后的相比容不同，而且相关部位的相变又不是同时发生，就可能产生相变应力。碳钢进行 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变时体积缩小，共析转变时体积增大，都引起比容变化。表3-5是钢铁中各种组织的密度和比容。

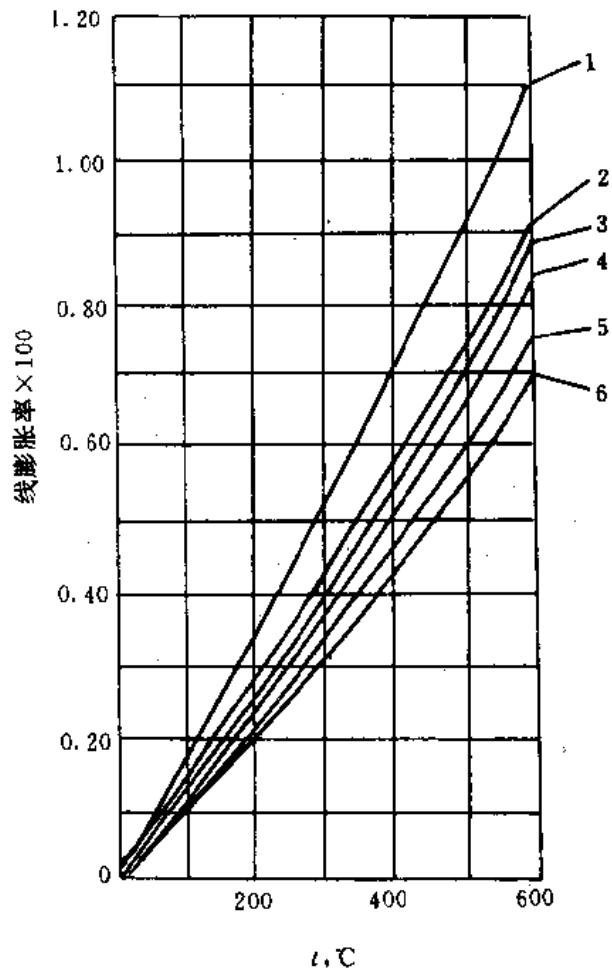


图 3-24 几种铸造合金0~600℃的线膨胀
1—ZG1Cr18Ni9Ti 2—ZG15CrMo 3—ZG25Cr
4—Cr30 5—灰铸铁 6—Cr15

表 3-5 钢、铁中金相组织的密度和比容

类别	铁素体	渗碳体	奥氏体 ($w_c=1.4\%$)	珠光体 ($w_c=0.9\%$)	马氏体 ($w_c=1.4\%$)	石墨
密度 ρ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	7.868	7.680	7.981	7.776	7.657	2.200
比容 c ($\text{cm}^3\cdot\text{g}^{-1}$)	0.127 1	0.130 2	0.125 3	0.128 6	0.130 6	0.454 5

即使有相变发生但不产生相变应力的情形是可能的。例如,当相变温度在弹性转变临界温度 t_K 以上时,由于材料尚处于塑性状态,无论各部分温度是否均匀,或者相变是否同时发生,体积的变化都表现为塑性变形而使应力松弛。此外,如果相变过程中冷却极缓慢,各部分温度均匀,相变同时发生,则只有晶内应力,而不会出现宏观应力。

仍以 T 字梁铸件为例,分析相变应力的产生过程,并且假定,相变温度在 t_K 以下;相变产物的比容增大。

图3-25是铸件冷却曲线, t_1, t_2 分别为厚薄两部分的温度。可能有两种情况:一种是,相变温度为 t_1 , 即当薄部发生相变时厚部尚处于塑性状态,在 τ_1 时 $t_1 > t_K$; 另一种是相变温度为 t_2 , 即当薄部发生相变时厚部也处于弹性状态,在 τ_2 时 $t_1 < t_K$ 。因相变温度不同而有应力产生的不同情况。

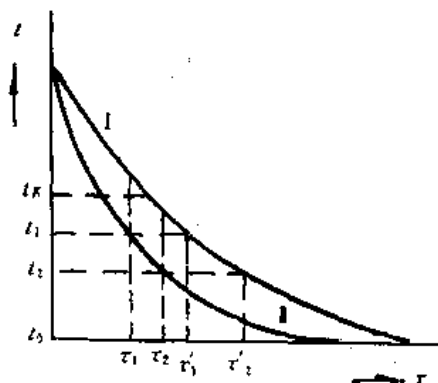


图 3-25 相变应力的产生示意图

相变温度为 t_1 的情况是, τ_1 时薄部到达 t_1 发生相变而体积膨胀, 厚部温度 $t_1 > t_K$ 尚处于塑性状态, 被薄部牵制发生塑性拉伸, 使应力松弛, 结果两部分均不产生应力。 τ_1 时厚部到达 t_1 发生相变体积膨胀, 薄部温度 $t_1 < t_K$ 也已处于弹性状态, 阻碍厚部膨胀, 互相牵制的结果厚部产生压应力, 薄部产生拉应力, 这种相变应力与残余热应力的符号相反, 可以使总应力减小甚至互相抵消。

相变温度为 t_2 的情况是, τ_2 时薄部到达 t_2 发生相变体积膨胀, 厚部已处于弹性状态, 互相制约的结果是厚部产生拉应力, 薄部产生压应力。此应力与残余热应力符号相同, 互相叠加。 τ_2 时厚部到达 t_2 发生相变膨胀, 与弹性状态的薄部互相制约的结果是厚部产生压应力; 薄部产生拉应力。此应力与 τ_2 时产生的应力反向可互相抵消, 这时铸件内的相变应力为临时应力。

由此可见, 固态相变前后比容不同, 相变温度在 t_K 以下, 相变不同时发生, 而且当一部分发生相变, 相邻的另一部分处于弹性状态时, 则会产生相变应力。相变应力可能是临时应力, 也可能是残余应力。应力的符号与相变时体积膨胀或缩小有关。相关应力与热应力可能互相抵消, 也可能叠加(如相变时体积收缩的情况)。当相变应力很大, 或者与热应力叠加后很大, 都会导致铸件变形或开裂。

(三) 机械阻碍应力

机械阻碍应力是铸件冷却到弹性状态后, 由于收缩受到外部的机械阻碍而产生的。造成机械阻碍的原因大致有以下几个方面: 铸型和型芯的退让性差, 铸件受到箱档和芯骨以及铸件

自身的工艺筋或拉杆、飞边、毛刺等突出物的阻挡和浇冒系统的阻挡等。

机械阻碍应力可能是拉应力、压应力或剪切应力(图3-26)。铸件在落砂、清理后,机械阻碍被消除,应力一般也随之消失,因而属于临时应力。但是,如果机械阻碍应力产生的瞬时值很大,或者与其他应力叠加后很大,同样可能造成铸件变形及开裂。

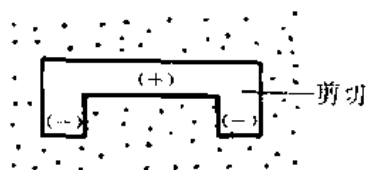


图 3-26 机械阻碍应力状态

综上所述,如果铸件冷却过程中产生的应力包括热应力、相变应力和机械阻碍应力。铸件应力为各种应力的和(当各应力之间的夹角为 0° 或 180° 时):

$$\sigma_{\text{铸}} = \sigma_{\text{总}} = \sigma_{\text{热}} + \sigma_{\text{相变}} + \sigma_{\text{机}}$$

通常铸造应力指的是上述总应力。

三、变形与冷裂

(一) 铸件的变形

如果铸件冷却过程中形成的铸造应力较大,或者冷却至室温时铸件内有残余应力存在,在应力作用下,铸件就有发生塑性变形的趋势。从而减小或消除应力,趋于稳定状态。

铸件中铸造应力的状态及其分布规律取决于铸件的结构及温度分布情况。而铸件发生的变形是各种应力综合作用的结果。挠曲是铸件中最常见的变形。

图3-27是几种铸件变形的例子。图3-27(a)是T字梁在热应力作用下的变形情况。由于厚部内的拉应力力图使铸件缩短,薄部内的压应力力图使铸件伸长,结果使铸件弯曲。图3-27(b)所示镁合金雷达罩铸件,由于浇注系统收缩及引入位置的影响,使 α 、 β 两个张角变大。图3-27(c)是壁厚均匀的槽形铸件,由于充填铸型先后的影响,下部先冷,上部后冷,最终出现与T字梁类似的应力和变形。图3-27(d)是熔模精铸法生产的半球壳形铸钢件,由于浇口棒粗大,最后冷却时的收缩使铸件变形为椭圆,其短轴方向与浇口棒方向一致。壁厚均匀的大平板铸件,其边角部位比中心部位冷却快。产生压应力,中心部位为拉应力。如果平板上下表面冷却速度也不同,平板将发生挠曲变形,中心部分向冷却较快的下表面凸出。

由于铸件的变形,可能造成尺寸超差,为保证合格的尺寸而增加加工余量,又导致铸件重量和切削加工成本增加。铸件变形如果超差而又不能校正时则将报废。

(二) 铸件的冷裂

冷裂是铸件处于弹性状态、铸造应力超过材料的强度极限时产生的裂纹。冷裂总发生在拉应力集中的部位,如铸件厚部或内部以及转角处等。与热裂产生的部位相同。但冷裂的断口表面有金属光泽或呈轻度氧化色,裂纹走向平滑,而且往往是穿过晶粒而非沿晶界发生。这与热裂有显著的不同。

大型复杂铸件由于冷却不均匀,应力状态复杂,铸造应力大而易产生冷裂。有的铸件在落砂和清理前可能未产生冷裂,但内部已有较大的残余应力,而在清理或搬运过程中,因为受到激冷或震击作用而促使其冷裂。

铸件产生冷裂的倾向还与材料的塑性和韧性有密切关系。有色金属由于塑性好易产生塑性变形,冷裂倾向较小。低碳奥氏体钢弹性极限低而塑性好,很少形成冷裂。合金成分中含有

降低塑性及韧性元素时，将增大冷裂倾向。磷增加钢的冷脆性，而容易冷裂。当合金中含有较多的非金属夹杂物并呈网状分布时，也会降低韧性而增加冷裂倾向。

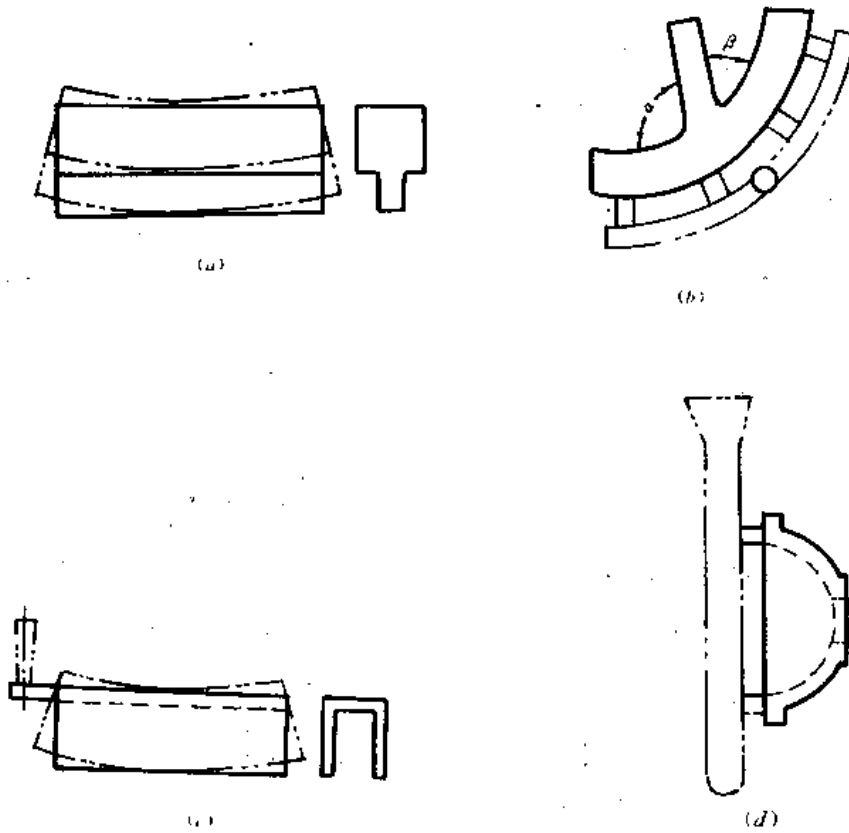


图 3-27 铸件的变形
(a) T 字梁 (b) 雷达罩 (c) 槽形件 (d) 轴承壳

总之，使铸件中铸造应力增大，或者使材料的强度、塑性及韧性降低的因素，都会使冷裂的倾向增加。

四、铸造应力、变形和冷裂的预防与消除

(一) 铸造应力的防止与消除

在一般铸件的凝固和冷却过程中，存在着程度不同的铸造应力。由于铸造应力是变形和冷裂的根源，因此减小和消除铸造应力是十分必要的。

铸造应力的产生，主要原因是铸件在冷却和收缩过程中，由于各部分冷却速度不同、温度不均，以及收缩受到阻碍的结果。

防止或减小铸造应力的主要途径是使铸件冷却均匀，减小各部分温度差，改善铸型及型芯退让性，减少铸件收缩时的阻力。

上述这些原则对防止热裂同样适用，例如两者都希望铸型和型芯有好的退让性。但由于铸造应力产生的温度比热裂要低，因此它只要求在铸件凝固后的冷却阶段，尤其是 t_K 以下时退让性要好，如掌握好合理的打箱时间，对于减小铸造应力将是有效的。

铸件产生残余应力后，可以采取以下方法消除。

1. 自然时效

将存在残余应力的铸件在自然环境中存放数月甚至半年以上,让应力自然消失称自然时效。

因为残余应力的存在,必然使晶格发生畸变,使点阵中的一部分原子处在不稳定的状态。在铸件的长期存放期间,由于温度不断交替变化的作用,使原子有足够时间和条件互相传递和交换能量而使畸变回复,应力消除。

这种方法简单而且费用低,但时间长、效率低,近代生产已较少采用。

2. 人工时效

将铸件缓慢地加热到弹性转变温度 t_k 以上,保温,然后缓慢冷却以消除残余应力的热处理方法叫人工时效。

在确定人工时效的规范时,应注意缓慢加热和缓慢冷却两个要点,因为加热速度或冷却速度过快,都将产生新的应力,与残余热应力叠加后可能使铸件变形或开裂。

在实际生产中,铸件经过缓慢加热和必要的保温之后,各部分温度趋于均匀并处在塑性状态时采用快冷,而接近 t_k 时缓冷,使各部分几乎同时到达 t_k ,然后再缓冷一段时间后快冷。这样的热处理规范可以缩短生产周期。

3. 共振法

利用激振器的激振作用使铸件发生共振,从而消除铸件残余应力的方法称共振法。共振过程中的交变应力与残余应力的共同作用,使铸件产生局部屈服及塑性变形,从而使残余应力松弛,消失。

激振器主要由振动台和控制箱组成。工作时,要将激振器与铸件牢固地连接在一起,根据需要调整好激振器的共振频率、动应力和激振时间等主要工艺参数。据介绍,其重量为2.7 t的灰铸铁床身、使用功率为600 W的激振器,共振频率为115 Hz时,处理15~20 min即可达到要求。

共振法的显著优点是时间短,费用低,能耗少,而且操作简便,无污染,铸件表面不产生氧化皮,不损害铸件尺寸精度。据介绍,该方法对箱、框类铸件效果显著,但对盘类和厚大铸件效果较差,尚需进一步完善。

(二) 变形和冷裂的防止与消除

如前所述,铸件变形和冷裂的主要原因是铸造应力。因此,防止及消除变形和冷裂的最根本的方法是设法减小铸造应力。如前所述的防止和消除铸造应力的方法,对于变形和冷裂的防止同样适用。

在生产实践中,还可以根据具体情况采用一些专门的工艺措施。

(1) 反变形措施。在掌握了铸件变形规律的情况下,设计并制造出与铸件变形量相等而方向相反的模样或芯盒,以抵消铸件的变形。如图3-27(a)的T字梁模型可做成向上凸起形状。

(2) 设置防变形的“拉筋”。针对铸造应力集中的情况及变形趋势,设置拉筋,可以增强刚性,防止变形。图3-27(b)的雷达罩,在 α 、 β 两角对面各设一拉筋,将伸出的臂连接起来,即能防止变形。拉筋可在热处理后去除。图3-28是设置的防变形筋。

(3) 对于容易变形的重要铸件,可采用早打箱并立即入炉缓冷的办法。

(4) 用浇注系统调整铸件的温度场。图3-27(c)的槽形铸件,如果浇注时将直浇道一端抬高,改变原来的充填顺序,有利于应力和变形的防止;图3-27(d)的球轴承壳铸件,改用成

环形横浇道，内浇口增加成三个后，消除了原来发生的变形。

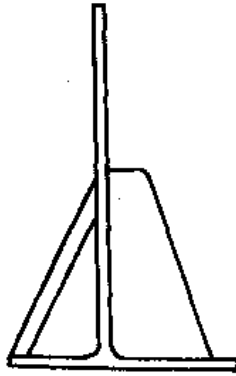


图3-28 T型板的拉筋

已经产生变形的铸件，如果材料的塑性好，可以用机械方法进行校正，例如精铸件及有色金属铸件。但变形量过大或材料塑性差则校正困难。校正应在技术文件许可的范围内进行。

铸件产生冷裂以后，如果材料可焊性好，工艺文件也允许时，可以补焊修复，否则铸件报废。

思考与练习

1. 合金收缩几个阶段对铸件质量各有何影响？
2. 合金收缩率及铸造收缩率的区别和联系是什么？
3. 试述铸件收缩过程中力学性质的变化规律及其对铸件质量的影响。
4. 缩孔与缩松的形成条件有何异同？为什么可以互相转化？规律如何？
5. 如何预测缩孔位置？
6. 试分析浇注温度对缩孔、缩松的影响。
7. 用冒口、补贴、冷铁防止铸件产生缩孔的原理一样吗？
8. 按照热裂形成的温度区间，说明热裂产生的原因及过程。为什么合金的结晶温度范围越大热裂倾向越大？
9. 比较几种热裂形成理论的区别和联系。
10. 从浇注条件及铸件结构、铸型情况对热裂的影响出发，提出防止热裂的措施。
11. 热裂与偏析及缩孔之间有何联系？
12. 当铸件是自由收缩时有无铸造应力？为什么？
13. 热应力、相变应力和机械阻碍应力的形成原因和条件各是什么？
14. 何谓铸造应力？对铸件质量有什么影响？如何防止及消除之？
15. 厚度不同的T型梁的变形及均匀厚度的平板件的变形原因是否相同？
16. 热裂和冷裂的成因、形态及部位各有何异同？
17. 金属中溶解的气体对缩孔、缩松和热裂各有什么影响？
18. 铸件在内浇口附近部位易产生哪些缺陷？为什么？
19. 为什么说收缩是铸件中许多缺陷产生的基本原因？

参 考 文 献

- [1] 安阁英,《铸件形成理论》,机械工业出版社,1990年。
- [2] 大中逸雄,《计算机传热凝固解析入门》,许云祥译,机械工业出版社,1985年。
- [3] 李魁盛,《铸造工艺及原理》,机械工业出版社,1989年。
- [4] 南京工学院铸冶教研组,《铸造合金原理》,中国工业出版社,1961年。
- [5] 林松波,《铸件的缺陷和防止方法》,机械工业出版社,1986年。
- [6] 陈海青等,《铸件凝固过程数值模拟》,重庆大学出版社,1991年。
- [7] 李庆春,《铸造 Al-Cu 合金凝固过程准固态的力学行为及断裂机制》,《哈工大科研报告》,1982年8月。
- [8] 上海市机械工程学会铸造分科学会,《铸造质量控制》,上海科学技术文献出版社,1984年。

第四章 液态金属结晶原理

固态物质按其原子（或分子）聚集形态可划分为晶体与非晶体两类。凡是原子在空间呈规则的周期性重复排列的物质称为晶体。其中，所有原子排列位向相同者称为单晶体，而金属通常是由许多位向不同的小单晶（晶粒）组成的，属于多晶体。

液态金属的结晶是指其在熔点（液相线）温度附近由液态转变成为固态晶体的过程。该过程也叫做一次结晶（区别于固态下的再结晶）。对于晶体而言，一次结晶又叫做凝固，它们指的是同一个过程。为了叙述方便起见，我们把第二章命题为“凝固”，它是在传热学的基础上讨论铸件温度场—凝固区域—凝固方式—凝固时间等宏观聚集态的转变过程。本章则以“结晶”为命题，它是在金属学原理的基础上讨论铸件晶粒组织的形成过程。要注意这两章之产间在内容上的联系与统一。

液态金属的结晶过程所形成的一次结晶组织关系到铸件或铸锭的性能。如果一次结晶过程中缺少有效措施以防止伴生的诸如缩孔、缩松、热裂、气孔、偏析与夹杂等铸造缺陷，则将严重地损害铸件或铸锭的性能。因此，研究液态金属的结晶过程和掌握好结晶的基本原理；这对于优化铸件或铸锭的结晶组织与性能以及预防某些铸造缺陷的产生都具有十分重要的意义。

第一节 液态金属的结构

铸件或铸锭的一次结晶过程是在液态金属结构中进行的，因此有必要先对液态金属的结构作一番了解。液态金属结构的研究可从两方面着手：一是间接方面，即金属由液态变成固态和液态变成气态，从这两者物理性质变化的差异来判断液态时的结构；另一方面是直接利用X射线衍射的方法来研究液态金属结构。

一、物理性质的变化

气态金属的体积可以随意膨胀，同时又易于压缩，这说明气态金属内部的原子结合键，已经完全受到破坏，固态原子所特有的规则点阵形式已不复存在；而液态金属与固态金属比较，其体积只膨胀3~5%，即原子间距平均只增大1~1.5%，同时液态金属体积随压力的变化甚微，这表明液态原子结合键远未受到完全的破坏。

现在再对金属的熔化潜热与气化潜热作比较。表4-1是几种金属的熔化潜热与气化潜热的对比数值。

表4-1 几种金属的熔化潜热与气化潜热

金 属	Zn	Fe	Cr	Mn	Al	Cu
Q_m (J·mol ⁻¹)	6 657	14 905	16 955	14 445	10 467	13 028
Q_v (J·mol ⁻¹)	121 515	393 578	368 456	309 838	211 443	347 521
Q_m/Q_v	5.5%	3.8%	4.5%	4.7%	5.0%	3.7%

如果把气化潜热看作是完全破坏固态金属原子结合键所需的能量，那么熔化潜热只占气化潜热的 3~7%，这就可以认为金属由固态变成液态时原子结合键只破坏一个很小的百分数，只不过它的熔化熵相对于固态时的熵变值有较多的增加，表明液态中原子热运动的混乱程度与固态时相比有所增大。

二、X 射线衍射分析

图 4-1 是由 X 射线衍射结果整理而得的原子分布曲线。

图 4-1 横坐标 r 为观测点至某一任意选定的原子(参考中心)的距离,对于三维空间,它相当于以所选原子为球心的一系列球体的半径。纵坐标 $4\pi r^2 \rho(r)$ 表示当半径增减一个单位长度时球体(球壳)内原子个数的变化值,其中 $\rho(r)$ 称为密度函数。对于固态金属,原子主要是在某一平衡位置(阵点)作热振动,因此衍射结果得到的原子密度分布曲线是一组相隔一定距离(点阵常数)的垂线,每一条垂线都有确定的位置 r 和峰值,与所选原子最近的球面上的峰值便是它的配位数。但对于液态金属,原子密度分布曲线都是一条呈波浪形的连续的曲线。这是由于当金属转变为液态时,液态中的金属原子是处在瞬息万变的热振动和热运动的状态之中,而且原子跃迁频率很高,以致没有固定的位置——而其峰值所对应的位置(r)只是表示衍射过程中相邻原子之间最大几率的原子间距。图中的 $4\pi r^2 \rho_0$ 曲线是根据原子平均密度 ρ_0 计算的原子分布曲线,它相当于气态

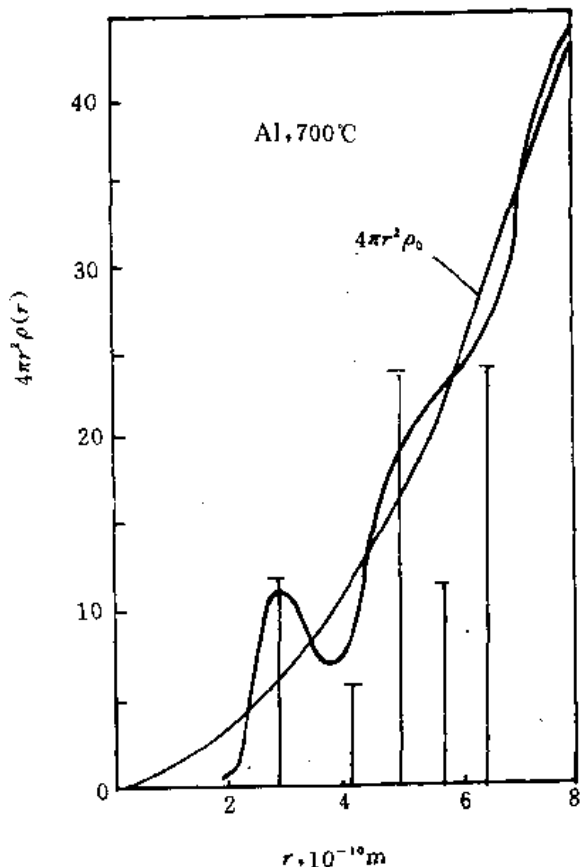


图 4-1 700°C 液态铝中原子分布曲线

时球面上的原子数随半径而变化的规律。可见液态原子分布曲线是介乎 $4\pi r^2 \rho_0$ 曲线与固态时的分布曲线(竖直线)之间作波浪形的变化。其第一峰值与固态时的衍射线(第一条垂线)极为接近,其配位数与固态时相当。第二峰值虽仍较明显,但与固态时的峰值偏离增大,而且随着 r 的增大,峰值与固态时的偏离也越来越大。当它与所选原子相距不太远的距离(约 10×10^{-10} m)时, $4\pi r^2(\rho)$ 曲线与平均密度线相重,表明此处的原子排列已进入无序状态了。

分析曲线表明,液态金属中的原子在几个原子间距的近程范围内,与其固态时的有序排列相近,只不过由于原子间距的增大和空穴的增多,原子的配位数稍有变化。

三、液态金属结构的特点

以上对液态金属物理性质的讨论和 X 射线衍射结果的分析,无疑对查明液态金属的内部

结构是很有帮助的。60年代以来,人们提出了与实验较为符合的结构模型,例如准晶体模型,它突出原子排列的局部规则性;非晶体模型则突出其随机的密堆性,其他还有空穴结构理论等。不论何种论点,迄今人们对液态金属结构的特点已有如下的共识:

(1) 原子之间仍保持着较强的键能,在近程范围内具有排列有序的特点。由排列有序的原子所组成的原子团(Cluster)通常由十几个至几百个原子组成。

(2) 液态金属中的原子热运动强烈,各个原子的能量大小不同,而且是随机变化的。这一现象叫做能量起伏。

(3) 由于液态原子处于能量起伏之中,原子团是时聚时散,时大时小,此起彼伏的。原子团结构大小不一,并且在平均尺寸的上下不断起伏。这种现象叫做结构起伏。原子团的平均尺寸与温度有关,温度越高,原子团的平均尺寸越小,而结构起伏越大。

液态金属结构的上述特点是对熔点以上不太高的温度而言的。当液态金属的温度升高到沸点附近时,则其结构的特点将接近于气态结构。

液态金属的结晶过程是由近程有序结构转变成远程有序结构的过程。近程有序的原子团(称为晶胚)为晶体的形核与生长提供了必要的结构条件。

第二节 液态金属的结晶过程

液态金属结晶的实质是由近程有序的液相结构借助于原子在微观尺度范围内的迁移,并堆砌成远程有序的晶态固相。因此,结晶过程是一种相变。其热力学稳定性可由相对自由能的大小来衡量。

在等温等压或等温等容条件下,系统总是从自由能高的状态自发地向着低自由能的状态转变。自由能的差值越大,则相变驱动力也越大。

设固、液两相的体积自由能分别为 G_s 和 G_L ,根据热力学的分析可知,当温度处于 T_0 时, $G_s = G_L$,这时液相原子迁移到固相的概率等于反方向迁移的概率, T_0 为固、液两相平衡的温度,该温度也就是固相的平衡熔点或液相平衡凝固点。当温度 $T < T_0$ 时, $G_s < G_L$,相对自由能之差 $G_s - G_L = \Delta g < 0$,系统可能实现由液相转变为固相。温度差 $\Delta T = T_0 - T$,称为过冷度。因此在过冷条件下,液态金属的结晶是降低系统自由能的自发过程。单位体积自由能差 Δg 是结晶驱动力,其值为

$$\Delta g = - \frac{L\Delta T}{T_0} \quad (4-1)$$

式中 L ——结晶潜热;

T_0 ——平衡结晶温度;

ΔT ——液态金属的过冷度。

由式(4-1)可知, ΔT 值越大,则 Δg 越负,即结晶驱动力越大。但在结晶过程到来之前,需在液相中存在某些固相质点,使液相原子得以向着这些质点的界面上跃迁,这些质点称为晶核。一旦有了晶核,液相原子就将在过冷条件下持续不断地迁向晶核而长大成为晶体(晶粒)。因此,每个晶体或晶粒的形成过程无不包含形核与生长两个阶段。

枝晶和共晶是铸件或铸锭常见的两种基本的结晶类型。这两种基本类型的结晶过程可用图4-2来描述。

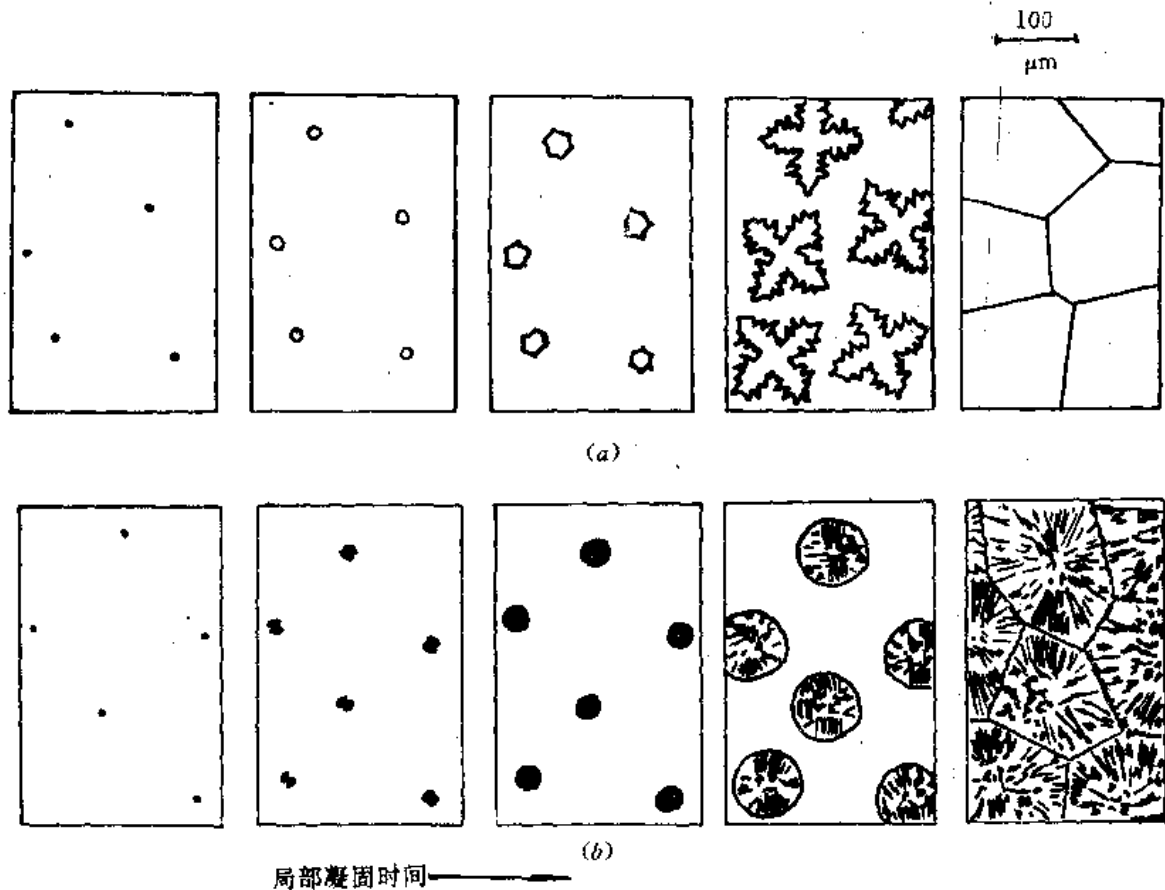


图 4-2 等轴结晶过程
(a) 枝晶 (b) 共晶

由图 4-2 可见,在每种情况下,首先都形成单相的晶核。在纯金属或单相的——例如固溶体合金中,一旦形核,就很快长大成球形,接着迅速变为不稳定,并形成枝状等轴晶。这些枝晶在熔液中自由生长,最终互相接触。纯金属凝固后,枝晶痕迹消失,但可见各个枝晶互相接触处的晶界;单相的合金,则由于微观偏析,浸蚀后仍可见到枝晶的轮廓。对于共晶型合金,第二相很快就在最先形成的单相晶核旁边形核,随后,双相晶核组成共晶团,并以球状连续生长方式生长。在一个铸件中,枝晶和共晶两种形态往往生长在一起。应注意的是,每个晶粒都起源于一个晶核。

在形核与生长过程中,包含着弯曲的固-液界的形成,并导致界面张力效应与微观热流的产生;对于合金还包含着微观溶质的扩散。

第三节 形核过程与形核率

一、均质形核与形核率

在由单质液相原子组成的过冷熔体中,某些尺寸较大而且较为稳定的原子团成为结晶核心的过程,谓之均质形核。原子团在形核过程中,尺寸由小到大。系统的自由能随原子团尺寸而

变化：一方面是原子团体积自由能随其尺寸的增大而降低 ΔG_v ；另一方面是原子团、液相之间（固-液界面）的界面能随原子团尺寸的增大而增高。前者为负值而有利于形核，后者是正值而阻碍形核。形核的热力学条件可通过出现一个晶核的系统总自由能的变化值 ΔG 来衡量。设原子团（即晶胚）为半径 r 的球状（面积/体积比最小），则自由能变化的总和为

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g + 4\pi r^2 \sigma_{LC} \quad (4-2)$$

式中 σ_{LC} ——固-液界面能； Δg ——单位体积的相对自由能（负值）。

等式右边第一项是体积自由能，可用 ΔG_v 表示，它与 r 三次方成正比。第二项是界面自由能，可用 ΔG_i 表示，它与 r 之间是平方关系。总自由能 ΔG 是 ΔG_v 和 ΔG_i 的代数和。图 4-3 的曲线描述了 ΔG_v 、 ΔG_i 及 ΔG 三者随半径 r 而变化的关系。

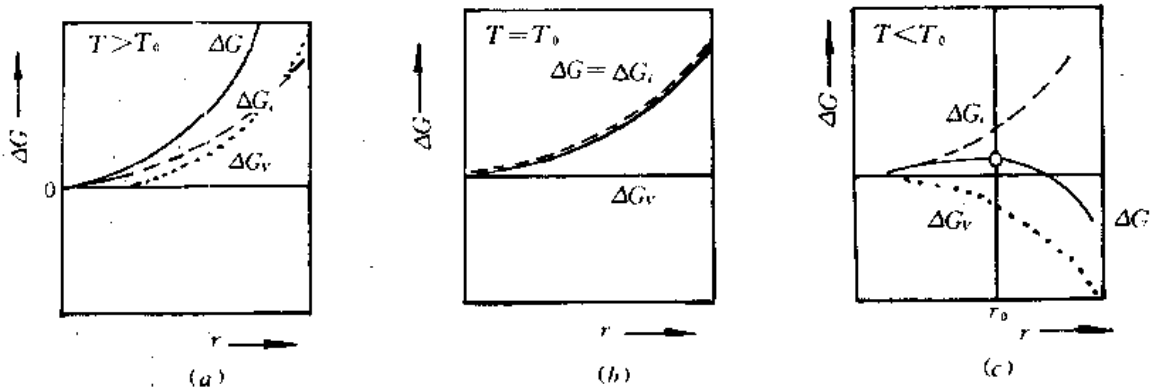


图 4-3 原子团的自由能与其半径之间的关系

当熔体温度 T 高于熔点 T_0 时(图 4-3(a))， ΔG_v 和 ΔG_i 均随半径 r 的增大而单调增高，故总自由能 ΔG 也单调增高。当温度为熔点 ($T = T_0$) 时，过冷度 $\Delta T = 0$ ，这时 $\Delta G_v = 0$ ，故 $\Delta G = \Delta G_i$ ，它仍随半径 r 的增大而单调增高(图 4-3(b))。当温度低于熔点 ($T < T_0$) 时，过冷度 $\Delta T > 0$ ，故 $\Delta G_v < 0$ ，而 ΔG_i 随 r 的变化仍如图 4-3(a) 和图 4-3(b)。不过 ΔG_v 与原子团半径的立方成正比，而 ΔG_i 仅是平方关系。因此，当 r 值较小时， $-\Delta G_v$ 的绝对值小于 ΔG_i ，相对总自由能 $\Delta G > 0$ ；当 r 值较大时，与 r 有立方关系的 ΔG_v 就成为主导因素。这样就将在某一半径 (r_0) 处出现 ΔG 的极大值(如图 4-3(c) 所示)。与极大值相对应的半径 r_0 称为临界半径。具有临界半径尺寸原子团称为临界晶核。形成临界晶核所需的能量称为形核功，用 ΔG_0 表示，其值等于与 r_0 相对应的总自由能极大值。该值是形成一个可能继续长大的晶核所需克服的激活能。临界晶核的半径可以对式(4-2)求一阶导数并令为零的方法求得，即

$$r_0 = -\frac{2\sigma_{LC}}{\Delta g} = \frac{2\sigma_{LC}T_0}{L\Delta T} \quad (4-3)$$

将 r_0 值代入式(4-2)，即得临界形核功

$$\Delta G = \frac{16}{3} \frac{\pi \sigma_{LC}^3 T_0^2}{(L\Delta T)^2} \quad (4-4)$$

若在式(4-4)中用临界晶核的球面积

$$A = 4\pi r_0^2 = 16\pi \left(\frac{\sigma_{LC}T_0}{L\Delta T} \right)^2$$

代入，则

$$\Delta G_0 = \frac{1}{3} A \sigma_{LC} \quad (4-5)$$

由式(4-5)可见,形核功等于临界晶核界面能的1/3,它由能量起伏来提供;而界面能中其余的2/3,由体积自由能的降低来补偿。

对于像结晶这一类首先在母相的局部范围内发生的相变过程,并非在任意小的过冷度下都能实现的。倘若过冷度太小,那么临界半径就需很大(见式(4-3)),这意味着临界晶核需要拥有的原子数目将很多,而大量原子要按其晶格来整齐排列比起少量原子排列时要困难得多,它的形核功肯定要比小临界半径的原子团大(见式(4-4))。因此,当过冷度太小时,熔体中出现临界晶核的概率是很小的。

临界晶核的大量出现要有一定的过冷度。由图4-4可知,临界半径 r_0 随过冷度增大而变小,而熔体中大小不等的原子团平均半径却随过冷度的增大而增大(见图中 $\bar{r}-\Delta T$ 曲线)。 $r_0-\Delta T$ 曲线与 $\bar{r}-\Delta T$ 曲线的交点 N 所对应的过冷度 ΔT^* ,是大量形核所需的过冷度,称为有效过冷度。理论研究与实验的结果表明,均质形核的有效过冷度为金属熔点的0.18~0.20倍。实际上,熔体不可能有如此之大的过冷度。因此,实际熔体的形核过程并非均质的形核过程。

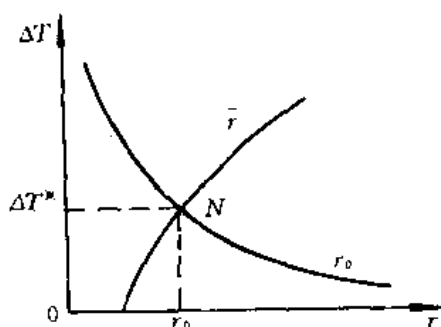


图4-4 临界晶核所需过冷度示意图

下面我们讨论均质形核的形核率。

形核率是指单位体积的熔体在单位时间内形成的晶核数目。显然,形核率与熔体中的临界晶核的数目有关。但临界晶核具有的自由能是极大值,因此临界晶核是不稳定的。由图4-3可知,当临界晶核内的原子数一旦发生增减时,临界晶核的自由能 ΔG 就将在极大值的左右两侧变化:如果在临界晶核上加一个原子而增大半径,则自由能沿曲线 $\Delta G-r$ 右侧下降,继续增加原子,即半径越来越大, ΔG 越来越低,其结果是 $r > r_0$ (形核)并最终生长成晶体($r \gg r_0$);但是,临界晶核也可以向着自由能极大值的左侧失去原子而消熔。因此,只当 $\frac{dn}{dt}$ (临界晶核吸附原子的速率)大于零时,临界晶核才能有效地成为晶核,其形核率与 $\frac{dn}{dt}$ 成正比。于是,形核率可表示为

$$I = N_n \frac{dn}{dt} \quad (4-6)$$

式中 N_n ——熔体中临界晶核数。

设熔体温度为 T ,熔体由 N_n 个临界晶核和 N_L 个液态原子所组成,则根据理论推导结果,熔体中的临界晶核数为

$$N_n = N_L \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{k_B T}\right) \quad (4-7)$$

式中 k_B ——波尔茨曼常数;

ΔG_0 ——临界形核功。

因此晶核数与 ΔG_0 及温度 T 有关。根据理论分析,临界晶核吸附原子的速率为

$$\frac{dn}{dt} = \nu_0 I' n_s \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k_B T}\right) \quad (4-8)$$

式中 ν_0 ——原子振动频率;

P —— 临界晶核表面对原子有效吸附的概率；

n_s —— 可供吸附的位置密度；

ΔG_A —— 原子通过液-固(临界晶核)界面扩散的激活能。

将式(4-7)和式(4-8)中的 N_s 和 $\frac{dn}{dt}$ 代入式(4-6)即可得形核率为

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{k_B T}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k_B T}\right) \quad (4-9)$$

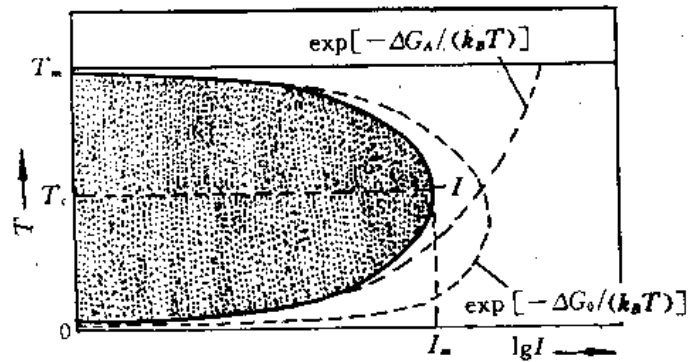
式中系数 I_0 包括 N_s, ν_0, P, n_s 等因子。由于指数项中自变量的微小变化对形核率 I 极其敏感,因此 I_0 的精确值相对地说并不那样重要。由式(4-9)可知,形成率实际上是形成临界晶核所必需的形核功(由能量起伏提供)的几率和液态原子跃迁到临界晶核上的几率组合。

实际上,形核过程是非稳态的动力学过程。而式(4-9)是在稳态条件下推导出来的。但它对理解形核原理以及分析形核过程具有指导意义。以下根据式(4-9)讨论形核率的影响因素。

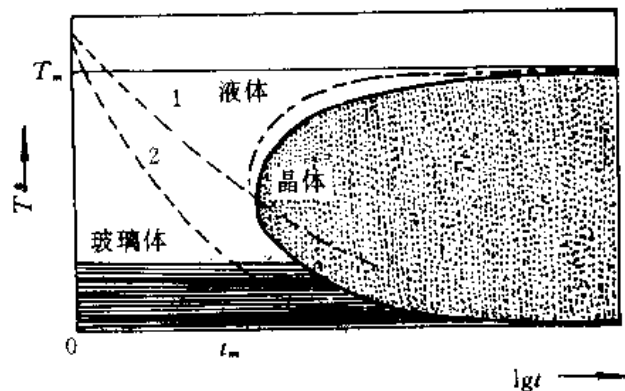
由式(4-9)可知,形核率的大小取决于等式右边的两指数项。一项关系到临界晶核数 N_s , 它受形核功 ΔG_0 和温度 T 或过冷度 ΔT 的影响;另一项关系到临界晶核吸附原子的速率 $\frac{dn}{dt}$, 它受原子扩散激活能 ΔG_A 和温度 T 或过冷度 ΔT 的影响。图 4-5(a) 描述了熔体温度 T (纵坐标) 与形核率对数值 $\lg I$ 之间的关系。

当熔体的温度由熔点下降时,最初因过冷度较小而需要较大的形核功(ΔG_0 与 ΔT^2 成反比),故形核率很小(见图 4-5(a));随着温度的不断下降而使过冷度变大,这时形核功急剧减小,于是形核率急剧增大,但当过冷度大到一定程度时,原子向临界晶核的迁移却越来越困难,临界晶核吸附原子的速率越来越小。这两种相反的趋势,导致形核率在某临界温度 T_m 时出现某一极大值 I_m 。倘若熔体温度过冷到 T_m 以下,形核率将不再随温度的降低而增大,而是相反地随温度的降低而减小(见图 4-5(a) 曲线)。此外,由图中可见,扩散项的存在提高了出现形核率极大值时的温度(曲线顶点上移)。

因形核率的倒数便是形成一个晶核所需的时间 t ,故很容易将图 4-5(a) 转换成图 4-5(b) 的形式。将横坐标由 $\lg I$ 变成 $\lg t$,从而使 $\lg I - T$ 曲线变换成 $\lg t - T$ 曲线(如



(a)



(b)

图 4-5

(a) 形核率与温度的关系 (b) 形核时间温度的关系

图 4-5(b))。这条曲线也称为 $T-T-T$ 液固转变曲线(即时间-温度-相变曲线)。因形核所需的时间与形核率成反比,故该曲线的位置与图 4-5(a) 的曲线相反。图 4-5(b) 表明,存在着形核的最短时间 t_m ,它与最大形核率 I_m 对应,而且 I_m 越大,则 t_m 越小。倘若减小形核功,则增大 I_m 而缩小 t_m ,并且使形核温度向着熔点接近(减小过冷度),如图 4-5(b) 点划线向左上方偏移。此外,若用通常的冷却速率(见图中曲线 1)冷却时,冷却曲线 1 是在接近熔点 T_0 的地方与 $\lg t-T$ 曲线相交,这时熔体冷却最终得到的是固态晶体。但是,当以很大的冷却速率(见图中冷却曲线 2)冷却熔体时,由于冷却曲线 2 完全脱离形核曲线而不能相交。这时,熔体粘度持续增大,最终得到的是非晶态固体(见图 4-5(b) 中的下部水平阴影区)。近年来,利用超速冷却(10^6 °C/s)的方法,制取非晶态(玻璃态)金属的研究工作有很大发展。这种非晶态金属没有晶界,也没有晶内偏析,所以具有很高的强度和塑性,以及具有优良的抗腐蚀性。

注意:图 4-5(b) 中的 $T-T-T$ 曲线,仅指相变初期的形核阶段。描述晶体生长至相变结束的第二条曲线没有绘出。

二、非均质形核与形核率

在非均质的熔体中,存在着许多现成的固态物质,诸如熔体中的夹杂颗粒、型壁、氧化膜,以及添加的形核剂等。在这些现成的固相物质表面上形核的过程谓之非均质形核。它的热力学原理是与均质形核相同的,但是由于存在着现成的结晶界面,其形核过程要比均质形核容易得多。实际形核都属于非均质形核。

假定晶胚(原子团) C 在固相 S 的形核基体上形成一个球冠,如图 4-6 所示。此时出现了三种界面能:液相 L 与晶胚 C 之间的界面能 σ_{LC} ,液相 L 与固相形核衬底 S 之间的界面能 σ_{LS} ,以及晶胚 C 与固相衬底 S 之间的界面能 σ_{CS} 。当达到平衡时具有关系

$$\sigma_{LS} = \sigma_{CS} + \sigma_{LC} \cos\theta \quad (4-10)$$

式中 θ 为晶胚(固相球冠)与固相衬底之间的润湿角。它对非均质形核起重要作用。为了计算形核过程中的自由能变化,必须知道晶胚球冠的体积 V_C ,球冠与液相接触的表面积 A_{LC} ,以及球冠底面与衬底接触的面积 A_{CS} 。根据几何计算,球冠的底面 A_{CS} 、表面积 A_{LC} 、体积 V_C 分别为

$$\left. \begin{aligned} A_{CS} &= \pi(r \sin\theta)^2 \\ A_{LC} &= 2\pi r(1 - \cos\theta) \\ V_C &= \frac{\pi r^3(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)}{3} \end{aligned} \right\} \quad (4-11)$$

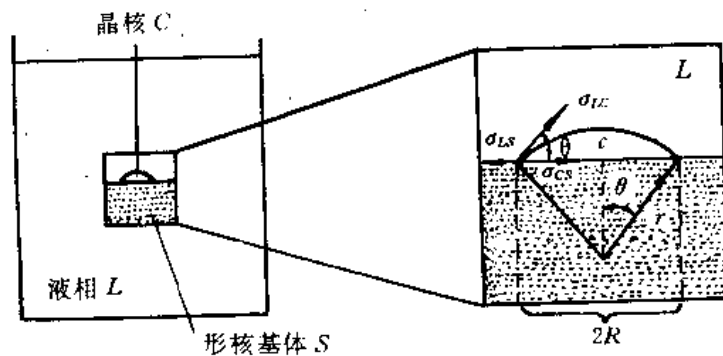


图 4-6 在平面衬底上形核的示意图

下面计算形核过程中的自由能变化。形核前，固相衬底与熔体接触，其总界面能为 $A_{CS}\sigma_{LS}$ ；形核后，总界面能变化到 $A_{LC}\sigma_{LC} + A_{CS}\sigma_{CS}$ 。其总界面能的增量为

$$\begin{aligned}\Delta G_i &= A_{LC}\sigma_{LC} + A_{CS}\sigma_{CS} - A_{CS}\sigma_{LS} \\ &= A_{LC}\sigma_{LC} + A_{CS}(\sigma_{CS} - \sigma_{LS})\end{aligned}\quad (4-12)$$

将式(4-10)变换后的 $(\sigma_{CS} - \sigma_{LS})$ 值代入上式得

$$\Delta G_i = A_{LC}\sigma_{LC} - A_{CS}\sigma_{LC}\cos\theta \quad (4-13)$$

与此同时，形核前后体积自由能的增量(负值)为

$$\Delta G_v = V_c \Delta g$$

将式(4-11)中的 A_{LC} 、 A_{CS} 、 V_c 之值代入式(4-12)和式(4-13)，即可求得 ΔG_i 和 ΔG_v 。总的自由能变化值为 ΔG_i 与 ΔG_v 之代数和，经过稍加整理便可得出非均质形核时总自由能的变化为

$$\Delta G^* = \Delta G f(\theta) \quad (4-14)$$

式中 ΔG —— 均质形核的总自由能变化值；

ΔG^* —— 非均质形核的总自由能变化值(“*”表示非均质形核符号)；

$$f(\theta) = \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \quad (4-15)$$

令 $\frac{d(\Delta G^*)}{dr} = 0$ ，即可解得非均质形核的临界半径和临界形核功分别为

$$r_0^* = -\frac{2\sigma_{LC}}{\Delta g} = \frac{2\sigma_{LC}T_0}{L\Delta T} \quad (4-16)$$

$$\Delta G_0^* = \frac{16}{3} \frac{\pi\sigma_{LC}^3 T_0^2}{L^2(\Delta T)^2} = \Delta G_0 f(\theta) \quad (4-17)$$

从上述讨论可知，非均质形核的热力学的处理方法是相同的。能量起伏与结构起伏既是均质形核同时也非均质形核的必要条件。此外，熔体的过冷度(ΔT)对于任何一种形核方式来说，都是一个重要的影响因素。

均质形核与非均质形核既是统一的和互相联系的，又是各有自身的特点与区别的。从临界半径的计算公式来看， $r_0^* = r_0$ ，但是球冠状晶核的体积只是同半径的球体积中的一部分，因此非均质形核时，球冠临界晶核所包含的原子数量不必像球状临界晶核所包含的原子数量那样多。在熔体中出现临界半径的原子团的几率主要取决于原子团的原子数，而与几何形状无关。所以，在相同的过冷度下，在非均质熔体中出现临界半径的原子团的几率必然大于均质熔体中的几率。

从几何学角度来说，球冠体积与同半径的球体体积之比，其比值即为 $f(\theta)$ 。若该值越小，则球冠相对体积也就越小，因而原子数越少，出现临界晶核的几率越大。此外，非均质形核功 ΔG_0^* 与均质形核功 ΔG_0 之比，其比值就是球冠体积与同曲率半径的球体体积之比 $f(\theta)$ ，如果 $f(\theta)$ 越小，则非均质形核时的形核功也就越小，因而所需的能量起伏所提供的能量越小。综上所述，非均质形核要比均质形核容易得多。非均质形核的临界过冷度通常只有几分之一摄氏度至一二十摄氏度。

非均质形核比均质形核容易实现的原因，还可以从界面自由能角度来说明。当熔体中存在现成的固相衬底时，若晶胚(原子团)与衬底之间的界面能低于晶胚与熔体之间的界面能，则晶胚就可能自发地在衬底上形核。这种借助于外来固体表面的形核过程可以使形核功显著地减小。它对形核的影响程度可用式(4-15)导出的 $f(\theta)$ 来计算。因为非均质形核时所需的临界

原子数目和临界形核功都是均质形核的 $f(\theta)$ 倍,所以 $f(\theta)$ 是决定非均质形核过程的一个重要的因素。这个因素中起决定作用的是球冠晶胚与外来固相衬底之间的润湿角 θ 的大小。 θ 值与 $f(\theta)$ 之间的关系见表 4-2。

表 4-2 θ 值与 $f(\theta) = \frac{1}{4}(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2$ 值

$\theta(^{\circ})$	0	10	20	30	40	50	70	90	110	130	150	170	180
$f(\theta)$	0	0.000 17	0.002 7	0.013	0.038	0.084	0.25	0.5	0.75	0.92	0.99	0.999 8	1
形核方式	无障碍	非均质形核											均质形核

由于 θ 的变化范围为 $0 \sim 180^{\circ}$,因此 $f(\theta)$ 的变化范围是 $0 \sim 1$ 。当 $\theta = 0^{\circ}$ 时,结晶相与外来固相衬底完全润湿,这时 $f(\theta)$ 值为零,即 $\Delta G_0^* = 0$ 。表示结晶相不必通过形核而直接在衬底上无障碍地生长,其衬底有最强的诱发晶体生长的效能。当 $\theta = 180^{\circ}$ 时, $f(\theta) = 1$, $\Delta G_0^* = \Delta G_0$,这就是说结晶相完全不能润湿衬底的情况下,所需的形核功与均质形核时相等,衬底不起作用。

以上是两种极端的情形。一般情形下,润湿角为大于零而小于 180° ,也就是说 $f(\theta)$ 是大于零而小于 1 的某个分数,故 $\Delta G_0^* < \Delta G_0$ 。因而当熔体中存在外来固相衬底时,它们对液态金属的形核过程皆有程度不同的促进作用。润湿角越小,非均质形核的作用就越大。

以下讨论非均质形核率。

前面已经介绍了计算均质形核率的数学表达式(见式(4-9))

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{k_B T}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k_B T}\right)$$

由于非均质形核的形核功为 $\Delta G_0^* = \Delta G_0 f(\theta)$,因此将 ΔG_0^* 之值代入上式,就可获得非均质形核率的数学表达式

$$I^* = I_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_0 f(\theta)}{k_B T}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k_B T}\right) \quad (4-18)$$

形核率与过冷度之间的关系已在均质形核的式(4-9)和图 4-5 中作过详细的讨论。在这里只着重讨论 ΔG_0^* 的变化(由于 $f(\theta)$ 的变化所致)对非自发形核率的强烈影响。对于金属,在 ΔT 很小的情况下, $\exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k_B T}\right)$ 可近似地等于 0.01, I_0 则近似地等于 $10^{41} \text{ m}^{-3} \text{ s}^{-1}$,因而式(4-18)就成为

$$I^* = 10^{39} \exp\left(-\frac{\Delta G_0 f(\theta)}{k_B T}\right)$$

当 $\frac{\Delta G_0 f(\theta)}{k_B T}$ 的值大约为 76 时,形核率为 $10^6 \text{ m}^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。在该值附近,指数项值变化 1 倍,例如从 50 到 100,形核率就会降低到 $1/10^{21}$ 。这一例子说明,只要固-液界面能发生十分微小的变化,对非均质形核率就会有惊人的影响。

在 I^* 值恒定的条件下,通过对过冷度 ΔT 与 θ 值的函数关系的计算,还可得出另一个有意义的结果。这已由表 4-3 作出说明,该表给出了在非均质形核过程中过冷度与“晶核/衬底”润湿角的函数关系。如果衬底高度发散,就像变质处理时那样,则在方程式(4-18)的指数项前边的因子 I_0 里还需考虑变质剂的活性表面积的大小对形核率的影响。虽然活性表面积的作用对

于形核功变化所引起的作用要小些,但晶粒尺寸是与外来质点的分散度成反比的。当需要很小的晶粒尺寸时,显然就应向熔体加入大量的细小弥散的质点。当然,更重要的是,所加入的这些质点在与将要形核的晶胚接触时应具有低的界面能(其润湿角小)。

表 4-3 形核率恒定时润湿角与绝对、相对过冷度的关系

θ (°)	180	90	60	40	20	10	5	0
$\Delta T (T_0 = 1500 \text{ K})$	495	345	195	96	25.5	6.5	1	0
$\frac{\Delta T}{T_0}$	0.33	0.23	0.13	0.064	0.017	0.004	0.001	0.0

以上讨论均质与非均质的形核过程都是针对纯金属的,其吉布斯自由能只是晶核半径 r 或原子团内原子数的函数。对于合金,则除了晶核半径或原子团内的原子数以外,还要考虑合金成分对系统自由能的影响。不过,对纯金属形核的热力学原理,同样也适用于合金的形核过程。

三、晶粒细化剂

液态金属的结晶形核,往往都属于非均质形核方式。在非均质形核和结晶过程中,添加某些晶粒细化剂来提高形核率,从而达到细化晶粒和改善机械性能的目的。

晶粒细化剂要求在熔液中于一定时间内保持不被熔化的固态,而且要求呈细小和弥散状的分布于熔液之中。当然,更重要的是,所选择的细化剂与将要在其表面形核的晶胚之间应具有低的比界面能 σ_{cs} ,或者说,应具有很好的润湿性(润湿角 θ 小),因为 σ_{cs} 越小,衬底形核能力就越大。在选择细化剂的理论中,应用最广的是共格对应理论。该理论认为,在非均质形核时,衬底晶面总是力图与结晶相的某一具有与之最相近的晶格常数与键型的晶面相结合,因为由两个相似的晶面所组成的结合面具有最低的界面能。共格对应理论要求界面两侧的原子具有共格对应的关系。严格地说,要求界面两侧的原子尺寸、原子间距和点阵型式均应一一对应。但其中最基本的对应关系是要求原子间距相近,或在某一范围内彼此呈比例关系。这种原子间距的对应程度可由点阵失配度来衡量

$$\delta = \left| \frac{a_s - a_c}{a_c} \right| \times 100\% \quad (4-19)$$

式中 a_s, a_c —— 衬底晶面与晶核晶面在无畸变时的原子间距;

δ —— 点阵失配度。

当 $\delta \leq 5\%$ 时,通过点阵调整(畸变)可以实现晶面两侧的原子对应,这种界面可谓完全共格的界面(见图 4-7(a)),其界面能最低,促进非均质形核的能力最强,形核率最大。当 $5\% < \delta < 25\%$ 时,通过点阵畸变和位错调节,可以实现部分的共格对应,衬底仍有部分的形核能力,但随 δ 的增大,其形核能力逐渐降低,以致完全丧失形核能力。部分共格界面如图 4-7(b) 所示。

与共格对应原则相符合的例子有 $\alpha\text{-Zr}$ 作为 Mg 的细化剂, Ti 作为 Al 的细化剂等。但也有一些例子并不符合共格对应的原则,例如 Pt 与 Sn 的 δ 值大,但 Pt 可以作为 Sn 的晶粒细化剂;而 Ag 与 Sn 的 δ 值小,但 δ 值小的 Ag 却不能用来细化 Sn 。这说明共格对应理论对金属结晶的理论与实践虽有一定的指导意义,但不能单靠失配度的大小来选择晶粒细化剂。细

化剂的细化机理尚有待于表面物理及催化理论的进一步发展。目前，关于细化剂的选择还离不开科学试验以及生产经验的指导。

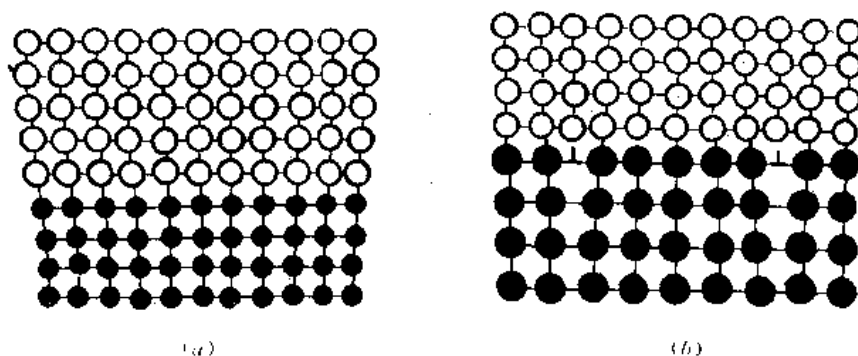


图 4-7 界面共格对应理论模型
(a) 完全共格对应 (b) 部分共格对应

第四节 晶体的生长

晶核一旦形成，它就通过生长完成其结晶过程。该过程是液相原子不断向晶核表面堆砌的过程，在此期间，固-液界面不断向着液相推移和扩展。固-液界面处，固、液两相的体积自由能 ΔG_v 构成了结晶过程的驱动力，而晶体生长形态与下列因素有关：

- 界面上原子堆砌动力学；
- 界面张力；
- 热扩散与质扩散。

本节主要讨论原子堆砌动力学，其他因素将在以后各节讨论。

一、固-液界面的原子迁移

熔体中出现晶核之后，则在其固-液界面的两侧原子由于能量起伏而获得足够的能量以后，就会从一侧进入另一侧。因此存在着两相中的原子各自向着对方迁移的运动：固相原子迁移到液相的熔化 (m) 和液相原子迁移到固相的结晶 (F)。各自的速率为

$$\left(\frac{dn}{dt}\right)_m \propto \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{k_B T_i}\right) \quad (4-20)$$

$$\left(\frac{dn}{dt}\right)_F \propto \exp\left(-\frac{\Delta G_F}{k_B T_i}\right) \quad (4-21)$$

式中 n ——单位界面面积上发生迁移的原子数；

t ——时间；

ΔG_m ——一个原子从固相迁移到液相的激活能；

ΔG_F ——一个原子从液相迁移到固相的激活能。

根据式(4-20)和式(4-21)的考察可以得出：当 $T_i > T_0$ 时， $\left(\frac{dn}{dt}\right)_m > \left(\frac{dn}{dt}\right)_F$ ；当 $T_i = T_0$ 时， $\left(\frac{dn}{dt}\right)_m = \left(\frac{dn}{dt}\right)_F$ ；显然，只有当界面温度 T_i 低于熔点 T_0 时，方可使 $\left(\frac{dn}{dt}\right)_F > \left(\frac{dn}{dt}\right)_m$ ，从而实现晶体的生长； $T_0 - T_i = \Delta T_k$ 称为动力学过冷度。 ΔT_k 是保证晶体生长的动力学条件。图

4-8 给出了熔化速率和结晶速率同温度之间的关系。

因为动力学能障取决于固、液两相结构的差异以及液相原子向固相原子过渡的具体方式，所以界面生长动力学规律，即生长速率与动力学过冷度之间的关系以及动力学过冷度本身的大小，均与固、液之间的界面微观结构及生长(原子堆砌)方式密切相关。生长过程中的界面温度因结晶潜热的释放而回升，所以动态过冷度通常很小而且不易测定。

二、固-液界面的微观结构

晶核一旦形成，液相中的原子就向晶核表面(固-液界面)堆砌，其堆砌方式与堆砌速率也就是结晶方式与晶体生长速率。晶体长大后的形貌及其生长速率与固-液界面原子尺度的微观结构有关。

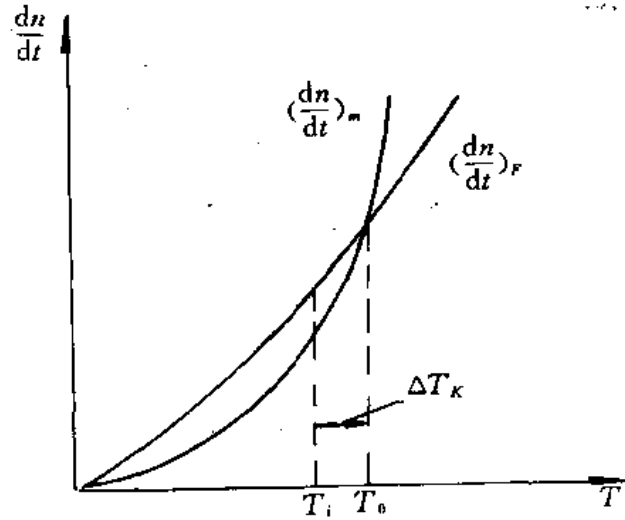


图 4-8 温度与熔化及凝固速率之间的关系

杰克逊提出的界面微观结构理论，认为物质的晶体结构可以分成两大类，即粗糙界面与光滑界面。杰克逊运用统计热力学的方法提出了界面相对自由能的变化值 $\frac{\Delta G_s}{Nk_B T_0}$ 与界面上固态

原子所占位置的分数 $\frac{N_A}{N} = x$ 之间的关系

$$\frac{\Delta G_s}{Nk_B T_0} = \alpha(1-x)x + x \ln x + (1-x)\ln(1-x) \quad (4-22)$$

式中 N —— 界面上可供原子占据的位置数；

N_A —— 界面被原子实际占据的位置数；

x —— 为分数值 $\frac{N_A}{N}$ ，表示界面上的原子稠密程度；

k_B —— 波尔兹曼常数；

T_0 —— 液固态平衡温度即理论熔点；

α —— 与晶体内原子配位数 ν 、界面层内原子可能具有的最多近邻数 η 及晶体熔化熵 ΔS_m 有关的系数。

设 R 为气体常数，则系数 α 值为

$$\alpha \approx \left(\frac{\Delta S_m}{R} \right) \left(\frac{\eta}{\nu} \right) \quad (4-23)$$

根据式(4-22)，对于不同物质的 α 值，可以画出 $\frac{\Delta G_s}{Nk_B T_0}$ 与 x 之间的函数曲线，如图 4-9 所示。

由图 4-9 可知，当 $\alpha > 2$ 时，界面相对自由能的最小值在 x 接近零和接近 1 的两端处。杰克逊认为，界面的平衡结构应该是界面自由能为最小的结构。 x 接近零或接近 1，意味着界面上有很多空位未被原子占据，或几乎所有空位均被原子所占有，这两种情况下，自由能都最小。因此，从原子尺度观察这两种情况都属于光滑界面(见图 4-10(a) 下)，但从显微尺度观察其生长

过程,光滑界面是由台阶形的小平面组成的(见图4-10(a)上)。 α 值愈大,则界面愈光滑。

当 $\alpha \leq 2$ 时,相对自由能的最小值是在 $x = 0.5$ 处,即界面的平衡结构应有50%左右的堆砌位置(阵点)被原子所占有,从原子尺度来说,界面是粗糙的;而粗糙界面(见图4-10(b)下)从显微尺度来说却是平坦的(见图4-10(b)上)。晶类物质的 α 值愈小,则界面愈“粗糙”。

α 由两项因子组成(见式(4-23)): $\frac{\Delta S_m}{R}$ 与 $\frac{\eta}{\nu}$ 。熔化熵 ΔS_m 的大小反映物质固、液态的原子结合能之差; $\frac{\eta}{\nu}$ 反映固、液态的原子排列结构。对于大多数金属,其固、液结构与结合键能的差别较小,因此 $\alpha \leq 2$,属粗糙界面;对于非金属或亚金属, $\alpha > 2$,属光滑界面。因此,金属以及某些晶态分子化合物,通常都呈现出非小平面的固-液界面;而具有复杂晶体结构和极性键的物质则呈现出小平面的固-液界面,并长成具有特定的棱角面的外形。非小平面生长和小平面生长的晶体宏观形态如图4-11所示。

三、晶体生长机制与生长速率

根据晶体的生长形态可分为非小平面型与小平面型两类。晶体以何种形态生长,主要取决于固-液界面即生长界面的微观结构。

(一) 连续生长机制(粗糙界面)

当固-液界面在原子尺度内呈粗糙结构时,界面上存在50%左右的空虚位置。这些空虚位置构成了晶体生长所必需的台阶,使得液相原子能够连续地往上堆砌,并随机地受到固相中较多近邻原子的键合。界面的粗糙使原子的堆砌(结晶)过程变得容易。原子进入固相点阵以后,被原子碰撞而弹回液相中去的几率很小,生长过程不需要很大的过冷度。另外,对于粗糙界面来说固相与液相之间在结构与键合能方面的差别较小,容易在界面过渡层内得到调节,因此动力学能障较小,它不需要很大的动力学过冷度来驱动新原子进入晶体,并能得到较大的生长速率。如前所述,绝大多数金属从熔体中结晶时都属于粗糙界面,呈现出非小平面形态。这种现象反映了晶体生长过程不受生长晶面的影响,但由于界面键能和动力学的各向异性,使枝干、枝臂沿结晶学所规定的低指数晶向生长,依然存在着并不明显的各向异性生长的趋势。

连续生长速率可用古典的速率理论来研究。晶体的生长只有当原子从液态跃向固态的频率超过反方向跃回的频率时才能进行,生长速率与正、反两向频率之差成正比,即连续生长速

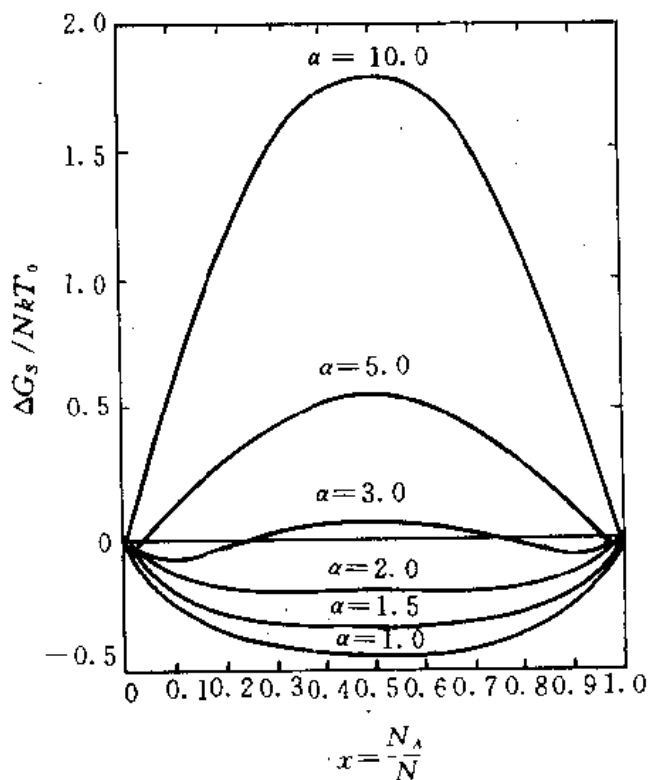


图4-9 不同 α 值时 $\frac{\Delta G_s}{Nk_b T_0}$ 与 x 之间的关系

率 R 与动力学过冷度 ΔT_k 成正比

$$R = \mu_1 \Delta T_k \quad (4-24)$$

式中 μ_1 为与扩散系数、结晶潜热等有关的常数(对于一定的金属而言)。据估计, μ_1 约为 $10^9 \sim 10^2 \text{ cm}/(\text{s} \cdot \text{K})$ 数量级, 因此在很小的过冷度下就可达很大的生长速率。通常, 铸锭凝固时晶体生长速率约为 10^{-2} cm/s , 界面前沿的动力学过冷度 $\Delta T_k \approx 10^{-2} \sim 10^{-4} \text{ K}$ 。

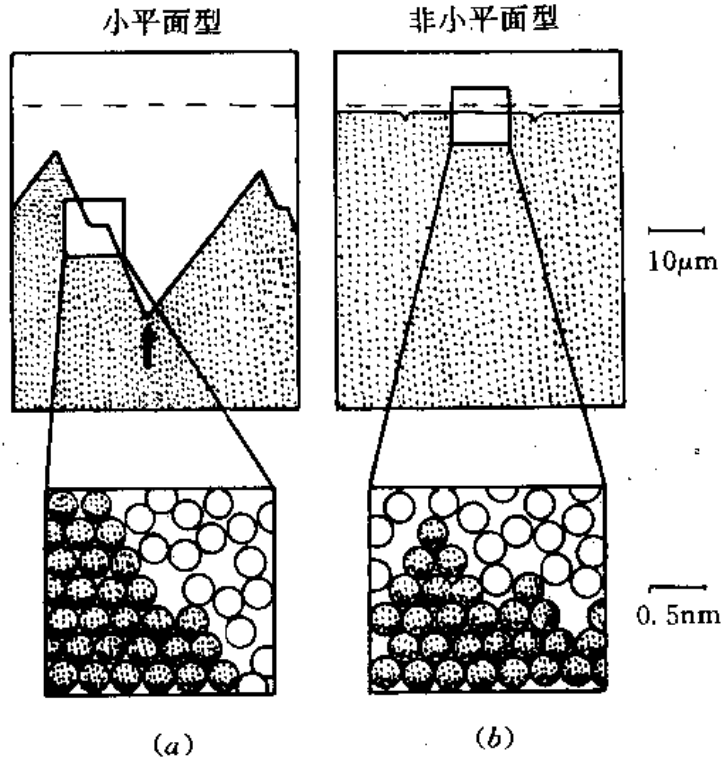


图 4-10 光滑界面(a)与粗糙界面(b)

图(a)中箭头所指是可填入原子的凹角

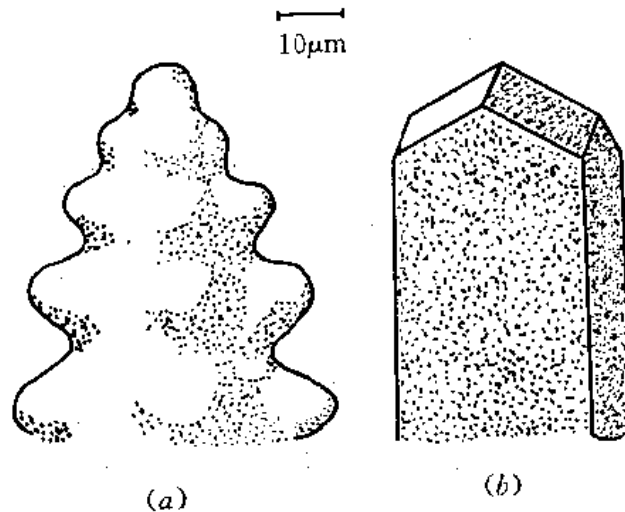


图 4-11 非小平面(a)和小平面(b)生长形态

(二) 依靠台阶生长的机制(光滑界面)

当晶体在由小平面组成的光滑界面上生长时, 不像在粗糙界面上生长那样容易。因为光滑

界面几乎没有显露给液相原子的键合位置,所以晶体的生长要依靠台阶来实现。其中具有代表性的机制模型有以下两种。

1. 二维晶核生长机制

该模型假定光滑界面为理想的完整(无缺陷)晶面。这种晶面有显著的晶体学特性,它一般都是特定的密排面,晶面内原子排列紧密。固、液两相的结构和键合情况差别很大,界限非常分明。从液态转变为固态要在很窄的过渡区域内急剧完成。而界面上没有现成的台阶作为接纳新原子的角落,因此不可能像粗糙界面那样借助于连续生长机制进行生长。

当光滑界面为完整的界面时,只能依靠能量起伏使液态原子首先在界面上形成单原子厚度的二维晶核,然后利用其周围台阶沿着界面横向扩展,直到长满一层后,界面就向液相前进了一个晶面间距。这时,又必须利用二维形核产生的台阶,才能开始新一层的生长,周而复始地进行。界面的推移具有不连续性,并具有横向生长的特点。二维形核的热力学能障高,生长所需的动力学能障也较大,生长比较困难。生长速率 R 与动力学过冷度之间有以下的指数关系:

$$R = \mu_2 \exp\left(-\frac{b}{\Delta T_K}\right) \quad (4-25)$$

式中的 μ_2, b 为动力学常数。当 ΔT_K 低于某临界值时, R 几乎为零;一旦超过该值, R 急剧地大。此临界值约为 $1 \sim 2$ K, 比连续生长所需的过冷度约大两个数量级。

2. 利用晶体缺陷生长的机制

二维晶核生长机制是对晶体原子排列完整无缺的界面而言的。实际上,晶体在结晶时往往难以避免因原子错排而造成缺陷,例如螺型位错与孪晶。这些缺陷为晶体生长(原子堆砌)提供现成的台阶,从而避免了二维晶核生长的必要性。一些合金中的非金属相,像铸铁中的石墨和铝合金中的硅,是利用晶体本身缺陷实现生长的典型例子。

(1) 螺型位错生长机制

在光滑界面上一旦发生螺型位错时,如图4-12(a)所示,界面就由平整平面变成螺旋面并产生与界面垂直的露头而构成台阶。因此,通过原子在台阶上的不断堆砌,围绕着露头而旋转生长,不断地向着液相纵深发展,最终在晶体表面形成螺旋形的蜷线。如图4-12(b)所示,就是利用螺型位错提供台阶的生长过程。由于台阶在生长过程中不会消失,所以生长可以一周周地连续进行,其生长所需的动力学过冷度比二维形核机制的小,生长速率也较大。生长速率 R 与动力学过冷度 ΔT_K 之间为抛物线关系

$$R = \mu_3 \Delta T_K^2 \quad (4-26)$$

式中的动力学系数 $\mu_3 \approx 10^{-2} \sim 10^{-4} \text{ cm}/(\text{s} \cdot \text{K})$ 。

螺型位错对铸铁中石墨结晶形态有重要影响。铸铁中的石墨属于小平面相,它的形态取决于各个晶向的生长速率的差别。当 $R_{\langle 0001 \rangle}$ 小于 $R_{\langle 10\bar{1}0 \rangle}$ 时,就会形成由 $\{0001\}$ 面所包围的片状石墨;如果 $R_{\langle 10\bar{1}0 \rangle}$ 小于 $R_{\langle 0001 \rangle}$ 时(由于有螺型位错或镁、铈痕量元素的存在),则将形成六棱柱状,并趋向于径向生长,其显微形状呈球形,因此称为球墨铸铁。

(2) 通过孪晶生长的机制

旋转孪晶和反射孪晶的面缺陷提供的台阶也不会晶体生长过程中消失。旋转孪晶对片状石墨的生长有重要作用。石墨晶体具有以六角形晶格为基面的层状结构,基面之间的结合较弱。在结晶过程中原子排列层错使上下层之间旋转产生一定的角度(如图4-13(a)),这样就在旋转边界周围提供若干生长位置,使石墨晶体沿着侧面 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向很快长大成为片状。

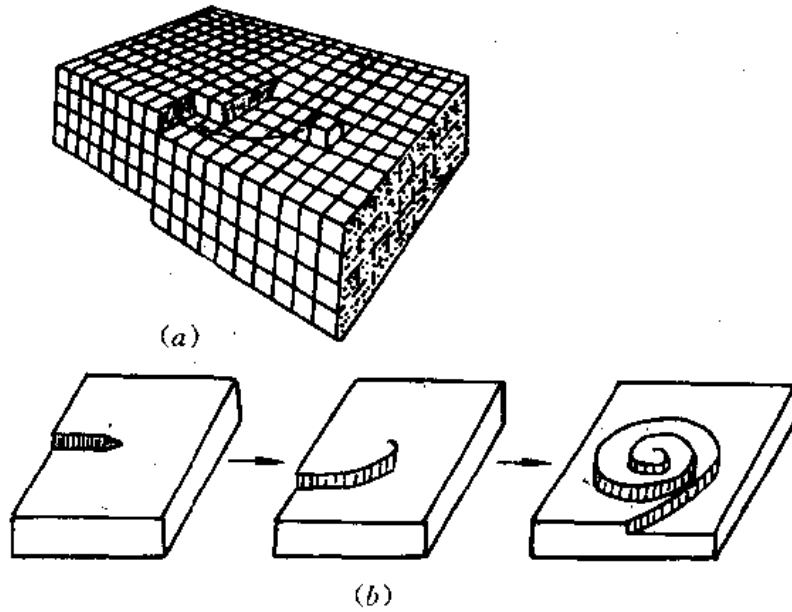


图 4-12 螺旋位错生长机制
(a) 螺旋位错及其生长台阶 (b) 螺旋线的形成

由反射孪晶的两个(111)面构成的凹角也是可供晶体生长的台阶源(如图 4-13(b)。原子可以直接向凹角沟槽的根部堆砌,当生长沿着孪晶面横向进行时,凹角不会消失,从而保证了连续生长。这种生长机制对 Al-Si 合金中 Si 的结晶有重要作用。

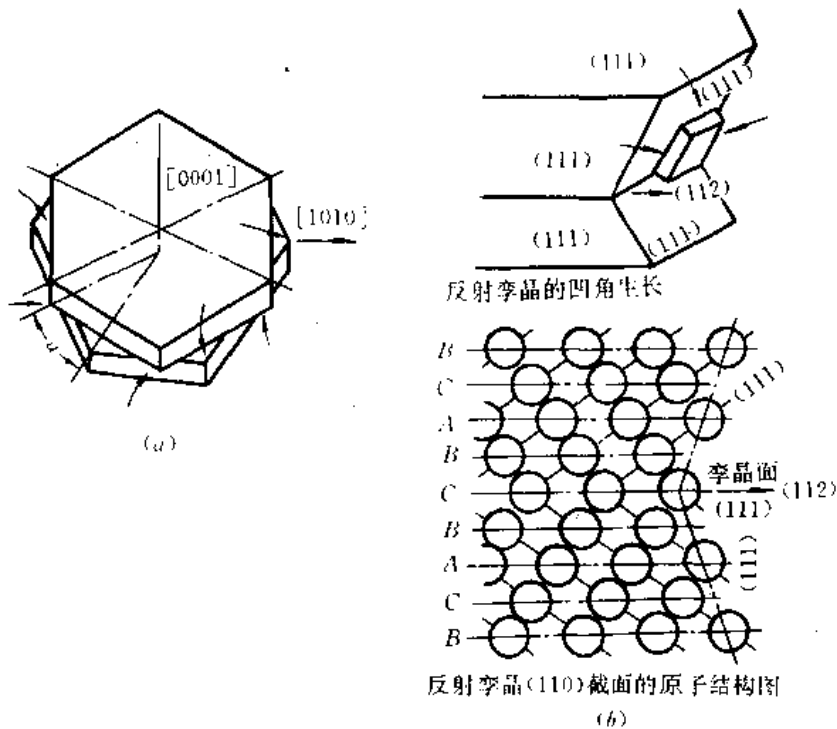


图 4-13 通过孪晶生长机制
(a) 石墨的旋转孪晶及其生长台阶 (b) 面心立方晶体反射孪晶及其凹角边界

根据缺陷的种类,小平面晶体可以有不同的宏观形态:若是线缺陷,则为针状;面缺陷则呈片状。晶体的生长机制对于理解不规则的共晶体形貌是很重要的。

四、晶体的生长形态

杰克逊根据热力学自由能的分析,将界面微观(原子尺度)结构分为粗糙界面(非小平面)和光滑界面(小平面)两类。原子在由液态向固态过渡时的能障大小与其界面微观结构有关,而能障的大小可以用物质的熔化熵作为判据。对于大多数金属,熔化熵小,呈粗糙界面结构($\alpha < 2$),界面可以在其垂直方向上连续地接纳原子,生长所需的动力学过冷度很小,而生长速率很大。对于大多数非金属或亚金属,熔化熵大,界面呈小平面型,它以横向生长机制进行生长。动力学过冷度大,它几乎没有键显露给来自液相的原子,液-固结构的过渡十分困难,因此生长速率要比粗糙界面小。但是,这两类界面微观结构及其生长机制受动力学过冷度的影响。当动力学过冷度足够大时,小平面型的光滑界面由于动力学驱动力的增大而会使其生长界面变“粗”。

根据生长界面(固-液界面)结构的不同而可将其生长形态划分为小平面型与非小平面型两大类(见图4-10)。

如果在通常的结晶速度所能达到的动力学过冷度范围内,动力学过冷度对生长界面微观结构的影响可不考虑,那么用物质的无量纲熔化熵($\Delta S/R$,为气体常数)作为生长形态的判据是一种方便的有效方法。表4-5列出了几种晶体物质的生长形态与无量纲熔化熵之间的关系。

表4-5 晶体形态和与无量纲熔化熵

无量纲熵	物 质	过饱和相	晶体形态
~ 1	金 属	熔 液	非小平面
~ 1	塑性晶体 ^①	熔 液	非小平面
2 ~ 3	半 导 体	溶 液	非小平面 / 小平面
2 ~ 3	亚 金 属	溶 液	非小平面 / 小平面
~ 6	分子晶体	溶 液	小 平 面
~ 10	金 属	气 相	小 平 面
~ 20	复杂分子化合物	熔 液	小 平 面
~ 100	聚 合 物	熔 液	小 平 面

① 塑性晶体是非极性分子键的一类物质,结晶特性与金属类似。

由表4-5可知,金属与塑性晶体位于同一组,这对结晶过程的研究很有价值。人们对金属内部结晶过程是无法用可见光观察的,但对透明的有机物晶体的结晶却很容易观察。对这类晶体(例如四溴化碳,叔丁醇等)在生长时的界面形态的研究,已经提供了大量有价值的信息。金属以及一类特殊的塑性晶体在结晶时都呈现非小平面的形态,这说明其原子沉积动力学不受生长晶向的影响。它们在相同的过冷度下,界面各处的生长速率相同,其生长方向与热通量平

行。晶体外形主要取决于温度场和溶质浓度场。

表 4-5 中的另一类晶体物质(非金属或金属间化合物),晶态时的原子排列和键合与液态时的情况有很大不同(熔化熵值大),固-液界面呈现出许多小平面,这些小平面对有着强烈的晶体学特征,棱角非常鲜明。生长有明显的方向性(各向异性)。一般而言,液相原子比较容易在松散面上堆砌,因而在同等过冷度下,松散面的生长速率大于密排面上的生长速率,如图 4-14 所示,生长的结果使晶体表面逐渐为密排面所占据,而生长较快的松散面逐渐在生长过程中湮没。小平面型的晶体表面是晶体密排面。呈小平面型生长得到的晶体,是具有特定形状的多面体(参考图 4-11(b))。

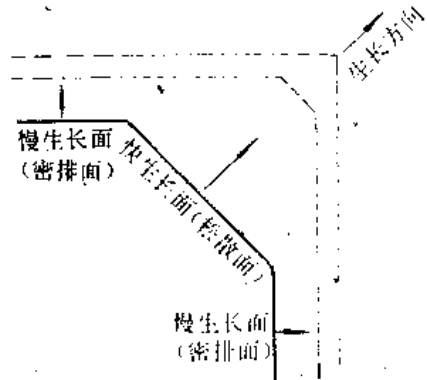


图 4-14 小平面晶体表面在生长过程中被密排面覆盖过程

小平面与非小平面的分类界限,不仅与物质熔化熵的大小有关,而且还受原子沉积动力学环境的影响。从表 4-5 中可知,同一物质,当它在溶液中生长时为非小平面型,而在溶液或气相环境中生长时,则呈小平面型生长。

第五节 单相合金的结晶

从合金相图中可以看到,合金有单相的和多相的两类。单相合金是指一次结晶只析出一个固相(不考虑固相线温度以下的固态相变)的合金,它包括固溶体和金属间化合物。多相合金是指结晶时同时析出两个或两个以上固相的合金,它包括共晶体、包晶或有偏晶转变的合金。本节讨论的是单相合金的结晶过程,其中着重讨论的是晶体生长界面,即固-液界面前沿液相中的局部热流和溶质流对单相合金结晶的影响。共晶结晶过程将在下节叙述。

一、溶质再分配与平衡分配系数

众所周知,单相合金的结晶过程是贯穿在某一温度范围内进行的。在平衡结晶过程中,这一结晶温度范围是从平衡相图中的液相线温度开始,至固相线温度结束。随着温度的下降,固相成分沿着固相线变化,剩余的液相成分沿着液相线变化。可见,结晶过程中必有传质过程与之相伴而生,固-液界面的两侧都将不断地发生溶质再分配的现象。这一现象的起因在于合金中组元化学位的变化,而具体的分配关系则与传质动力学的因素有关。

在对合金结晶的大多数分析中以及在本教材所述的所有的情况下,均假设固-液界面局部地处于平衡状态。这意味着,当结晶界面上的温度为已知时,就可以根据平衡相图来确定界面两侧在非常薄的有限体积内的液相成分和固相成分。在合金以常规的铸造或焊接的结晶速率($R < 100 \text{ mm/s}$)进行结晶时,界面的推进速率小于溶质原子的析出速率,因此界面局部平衡的假设是完全允许的。但是就整个体系来说,因为存在着温度梯度和浓度梯度,因此是非平衡体系。

界面局部平衡的假设给固、液两相中的溶质分配的研究带来不少方便。设界面温度为 T , 则可由平衡相图查出固相一侧的薄层中的溶质含量为 C_s^* , 液相一侧薄层中的溶质含量为 C_l^* , 两者之比定义为平衡分配系数

$$k_0 = \frac{C_s^*}{C_l^*} \quad (4-27)$$

非主要特征会使分析过程变得复杂,而又往往不会揭示出任何新的原则。因此,在以后介绍的理论分析中,都假定固相线和液相线是直线,这就意味着分配系数 k_0 和斜率 m 都是常数(如图 4-15 所示)。

在结晶过程中,液相线是最重要的,它代表各种成分的合金开始结晶的温度,也就是说,液相线是合金的凝固点。计算中只用到液相线的斜率 m 。液相线斜率的定义为

$$T_L(x) = T_0 + mC_x \quad (4-28)$$

本书对 m 的规定要使得 $(k_0 - 1)m$ 这个乘积为正值,就是说,当 $k_0 > 1$ 时,规定 $m > 0$; 当 $k_0 < 1$ 时,规定 $m < 0$ 。一般来说 m 可正或可负,相应的 k_0 可大于 1 或小于 1。合金系统的两个重要参数示于图 4-15,它们是成分为 C_0 的合金结晶温度范围

$$\Delta T_0 = T_L - T_S = -m\Delta C_0 \quad (4-29)$$

和该合金在固相线温度时液、固两相的成分差

$$\Delta C_0 = \frac{C_0(1 - k_0)}{k_0} \quad (4-30)$$

在后面各节中将要说明,这些参数如何影响到结晶组织。

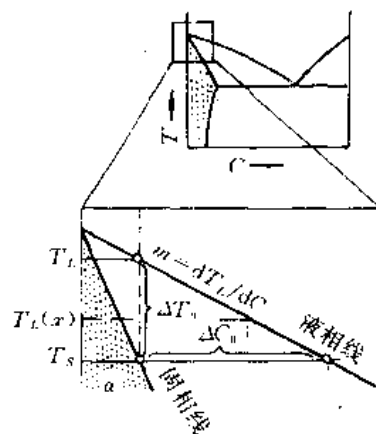


图 4-15 固、液平衡相图

二、非平衡结晶过程的溶质分配

铸件在通常的冷却条件下,其导热系数(温度扩散系数)约为 $10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 数量级,但溶质原子在液态合金中的扩散系数只有 $10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$,特别是在固态合金中的扩散系数仅有 $10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ 数量级,可见溶质扩散进程要远远落后于结晶进程。因此,实现平衡结晶是十分困难的。实际上,合金的结晶过程除界面可假定为局部平衡状态外,均为非平衡的结晶过程。结晶过程中固、液两相的平衡成分都要或多或少地偏离平衡相图所确定的数值。在以下的讨论中,都是针对非平衡结晶的。为了便于分析研究,采用的水平浇注的铸件质量为 1 单位,而且是等截面的(单位截面积)自左至右的单向结晶。在结晶过程中,固相的质量分数 f_s 由零增加到 1,而液相质量分数 f_L 则由 1 变到零。任何时刻 $f_s + f_L = 1$ 。此外,忽略不计溶质在固相中的扩散,而只考虑固-液界面前沿液相中的溶质传输以及溶质在界面前沿液相中的分布情况。这是因为对结晶过程影响很大的主要是界面前沿的溶质浓度场。溶质再分配规律主要取决于液相的传质条件,根据不同的传质条件可将溶质再分配规律归纳为以下三种情况(取 $k_0 < 1$)。

(一) 液相均匀混合时的溶质再分配

当结晶过程较为缓慢,而且液相受到充分的对流搅拌时,液相在任何温度(任何时刻)都能保证溶质浓度完全均匀。在这样的传质条件下的溶质分布规律可由图 4-16 来说明。

合金的原始成分为 C_0 ,其平衡相图如图(4-16(a))所示。当铸件左端冷却到温度 T_1 时,结晶便从左端开始,这时的固相成分为 $k_0 C_0$,而液相成分接近于 C_0 (见图 4-16(b))。当界面温度冷却到 T' 时,这时界面已推进到某一距离,此时界面的液相一侧的溶质浓度为 C_l^* ,界面固相一侧的溶质浓度为 C_s^* (见图 4-16(c))。若在 $k_0 C_0$ 与 C_s^* 之间取其平均值 \bar{C}_s ,则固相的平均成分将沿着虚线 1~2 变化而与原来的平衡固相线偏离(见图 4-16(a))。从图 4-16(a) 可以看到,

当温度由 T_1 沿虚线下降到温度 T_2 时, 固相成分低于原始成分 C_0 (点 2 在 C_0 的左边), 残余液相的成分为 C_E , 这部分残余液体最后将凝固成共晶体 (见图 4-16(d)). 由此可知, 合金液的原始成分 C_0 . 虽然远离共晶成分 C_E , 但由于非平衡结晶而使其有某些共晶体在合金中析出。

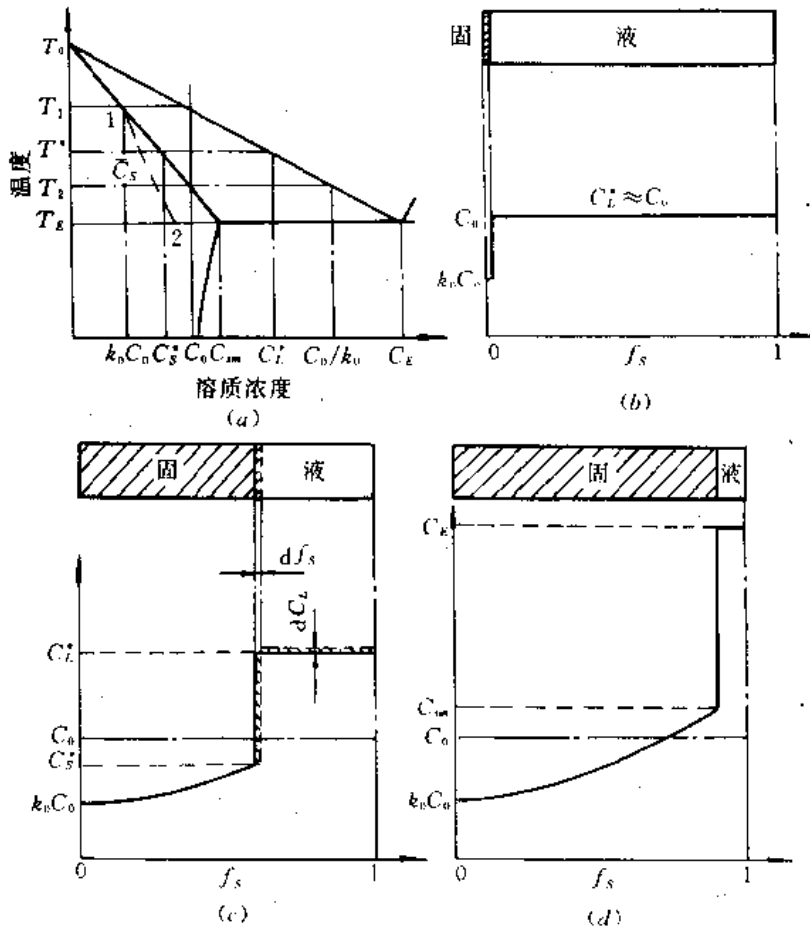


图 4-16 溶质在液相中均匀混合时的溶质再分配过程

现对描述该过程溶质再分析规律的方程推导如下:

设结晶过程的某时刻, 界面上的固、液两相成分各为 C_s^* 和 C_L^* , 相应的质量分数为 f_s 和 f_L ; 当界面处固相增量为 df_s 时, 有 $(C_L^* - C_s^*)df_s$ 的溶质排出而使剩余液相 $(1 - f_s - df_s)$ 的浓度升高 dC_L^* , 则有以下的质量平衡关系:

$$(C_L^* - C_s^*)df_s = (1 - f_s - df_s)dC_L^*$$

由于 $C_L^* = \frac{C_s^*}{k_0}$, 并略去 df_s 项, 上式可写作

$$\frac{dC_s^*}{C_s^*} = \frac{(1 - k_0)df_s}{1 - f_s}$$

经积分

$$\int_{k_0 C_0}^{C_s^*} \frac{dC_s^*}{C_s^*} = (1 - k_0) \int_0^{f_s} \frac{df_s}{1 - f_s}$$

得
即

$$\ln C_s^* = (k_0 - 1) \ln(1 - f_s)$$

$$C_s^* = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1}$$

(4-31)

同时
$$C_i = \frac{C_s^*}{k_0} = C_0(1 - f_s)^{k_0 - 1} \quad (4-32)$$

此即著名的夏尔方程或非平衡结晶的杠杆定理。它描述了溶质沿铸件长度(固相质量分数)的变化规律。但应指出,由于推导过程忽略 df_s 项,而使 $f_s \rightarrow 1$ 时(凝固临终阶段)公式没有意义。此外,溶质分布曲线(由式(4-31)或式(4-32)可知)随 k_0 而变化。

(二) 液相中的溶质只有扩散而无对流搅动时的溶质再分配

现在讨论界面前沿液相中只有扩散而无对流搅动时的另一极端情况。如图 4-17 所示,当 C_0 合金从左端开始凝固时(温度为 T_1),界面上析出成分为 $k_0 C_0$ 的晶体(图 4-17(b)),而把多余的溶质排入界面前沿的液相中,开始形成富集层,层外液体仍保持 C_0 成分。随着晶体的生长,界面自左向右推移,由于溶质不断在界面前沿富集使 C_i 急剧升高(C_s^* 也有提高),如图 4-17(c) 所示。当 C_i 达到 C_0/k_0 时, C_s^* 则为 C_0 ;此后继续凝固时,界面上的固、液两相成分保持不变,晶体便进入稳态生长阶段(见图 4-17(d)),而把出现稳态生长前的固相区称为初始过渡区。在初始阶段,界面上排入界面前沿的溶质多于被液相扩散带走的溶质,使界面前沿的浓度梯度不断增大,因而使溶质向液相内部扩散的通量增大。当固相成分由 $k_0 C_0$ 增大到 C_0 (液相成分为 C_0/k_0) 时,界面上排出的溶质等于扩散带走的溶质,于是界面上的固相成分和液相成分便保持不变,从而使结晶过程进入稳态生长阶段。当这一过程一直进行到生长临近结束时,溶质富集层被推到右端的小体积残余液相中而无法向外扩散,于是界面前沿溶质富集又继续加剧,形成了晶体生长的最后过渡阶段(如图 4-17(e) 所示)。

当成分为 C_0 的合金($k_0 < 1$) 结晶过程进入稳态生长后,溶质在界面前沿边界层内的浓度分布曲线见图 4-17(d),溶质在边界层内的富集($k_0 < 1$) 对晶体生长有重要影响。边界层内的浓度分布曲线可用方程来描述。以下就来推导曲线方程。

取液、固界面作为参考点,坐标系随界面自左至右推移,其推移速度即为结晶速度 R 。设离界面 x 处的液相浓度为 C_x ,则当界面以速度 R 向右推移时将有 $-RC_x$ 的溶质通量输入边界层(负号表示通量方向与 R 方向相反),与此同时将有扩散系数为 D 、浓度梯度为 $\frac{\partial C_x}{\partial x}$ 的溶质扩散通量从边界层中向外扩散出来,其扩散通量为 $-D \frac{\partial C_x}{\partial x}$ (负号表示通量方向与梯度相反)。总通量为两者的代数和

$$J = -RC_x - D \frac{\partial C_x}{\partial x}$$

根据扩散第二方程可得

$$R \frac{\partial C_x}{\partial x} + D \frac{\partial^2 C_x}{\partial x^2} = \frac{\partial C_x}{\partial t}$$

由于稳态生长时边界层内各点浓度不随时间变化,即 $\frac{\partial C_x}{\partial t} = 0$,故有

$$R \frac{\partial C_x}{\partial x} + D \frac{\partial^2 C_x}{\partial x^2} = 0$$

此方程通解为

$$C_x = A + Be^{-\frac{R}{D}x}$$

将边界条件 $x = 0$ 时, $C_x = \frac{C_0}{k_0}$ 和 $x = \infty$ 时, $C_x = C_0$ 代入式中确定积分常数 A 和 B 后即得

$$C_x = C_0 \left[1 + \frac{1 - k_0}{k_0} e^{-\frac{R}{D}x} \right] \quad (4-33)$$

由式(4-33)可见,在相同的原始成分 C_0 下, C_x 曲线图像与晶体生长速度 R 、液相中溶质扩散系数 D 以及平衡分配系数 k_0 有关。若 $\frac{R}{D}x$ 愈大 (R 大或 D 小时), 则 C_x 迅速呈指数关系衰减至 C_0 , 从而使边界层厚度变小而曲线变陡; 当 k_0 减小时, 则边界层在界面上的浓度 C_0/k_0 增大, 从而使曲线变陡而溶质富集更加严重。

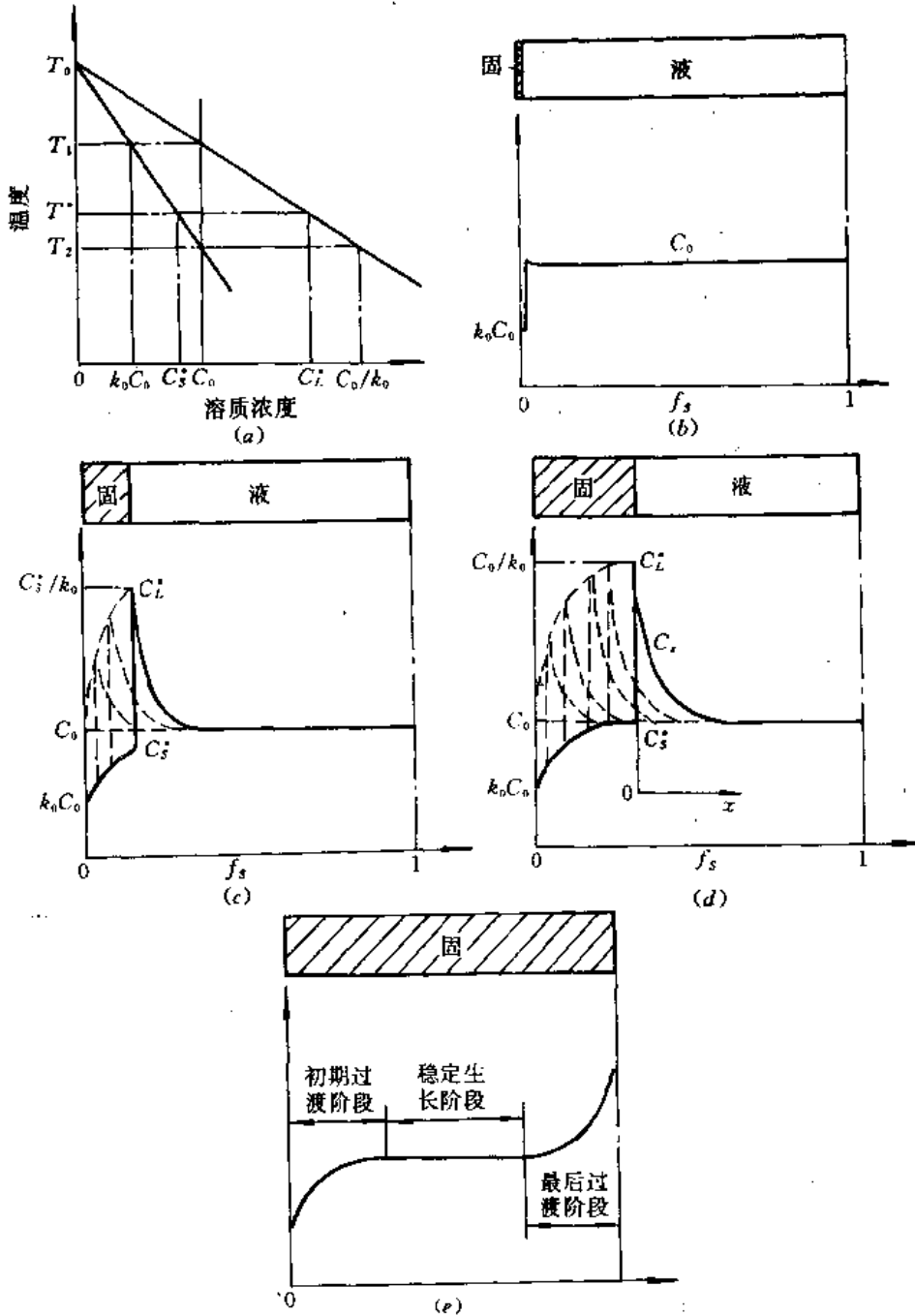


图 4-17 液相中只有有限扩散传质时的溶质再分配
 (a) 平衡图 (b) 开始结晶 (T 稍低于 T_1) (c) 初期过渡阶段 ($T = T_1 - T^*$)
 (d) 稳定生长阶段 ($T = T_2$) (e) 完全凝固

(三) 液相存在部分混合时的溶质再分配

以上讨论的是两种极端情况,实际的传质过程既有扩散又有对流搅动,因而实际的溶质再分配条件介于上述两种极端情况之间,具有如图4-18(b)所示的特点。它既不像第一种条件那样界面前沿不存在溶质富集层,而是有一定程度的溶质富集,但富集层又有别于第二种条件下的溶质再分配;在紧靠界面的前沿存在着流速作用不到的薄层(边界层),在边界层内,溶质原子只能通过扩散作用向前方扩散,而在边界层外,则可借助流动而达到均匀的混合,其溶质分布曲线见图4-18(b)所示。边界层厚度 δ 与结晶速度 R 、扩散系数 D 、平衡分配系数 k_0 以及液流运动速度等有关。当运动非常强烈时, $\delta \rightarrow 0$,其溶质再分配规律与液相完全混合时相同(图4-18(c));反之,当液相流动非常微弱时, $\delta \rightarrow \infty$,其溶质再分配规律接近于液相只有有限扩散的情况(图4-18(a));而实际凝固过程乃介于两者之间。

合金在实际结晶时,由于溶质富集层总是存在的,此时,平衡分配系数已不能表示液相中所分配的溶质含量,故引入有效分配系数 k_e 代替之,有效分配系数定义为结晶过程中界面上固相浓度 C_s^* 与此时边界层外液相的平衡浓度 \bar{C}_L 之比,即

$$k_e = \frac{C_s^*}{\bar{C}_L} \quad (4-34)$$

根据前面的分析,当进入稳态生长后, k_e 为常数。 k_e 与晶体生长速率 R (界面推移速度)、液体在边界层中的扩散系数 D 、边界层厚度 δ 以及平衡分配系数 k_0 之间有如下关系:

$$k_e = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{R\delta}{D}\right)} \quad (4-35)$$

从式(4-35)可以得出:①当 $\exp\left(-\frac{R\delta}{D}\right) \rightarrow 0$ 时, $k_e = 1, C_s^* = \bar{C}_L = C_0$,这属于仅有有限的扩散而无对流混合的情况,边界层厚度通常为1~2 cm;②当 $\exp\left(-\frac{R\delta}{D}\right) \rightarrow 1$,则 $k_e = k_0$,不存在溶质富集层,这时属于液相充分混合的情况;③当存在富集层时, k_e 大于 k_0 而小于1。 δ 约为1 mm。

三、固-液界面前沿熔体的过冷

相图中的液相线是合金平衡结晶温度(熔点),该温度随合金中溶质含量而转移。界面前沿液相中溶质含量的富集($k_0 < 1$),将引起液相线温度的降低。若某合金的熔体温度低于该合金的液相线温度时,则该合金处于过冷的状态。液相线温度与熔体实际温度之差即为该合金的过冷度。

前面对各种情况之下的溶质再分配规律已经作了各种讨论。在本小节中,以液相只有扩散而无对流的情况,讨论界面前沿溶质再分配与熔体过冷之间的关系。

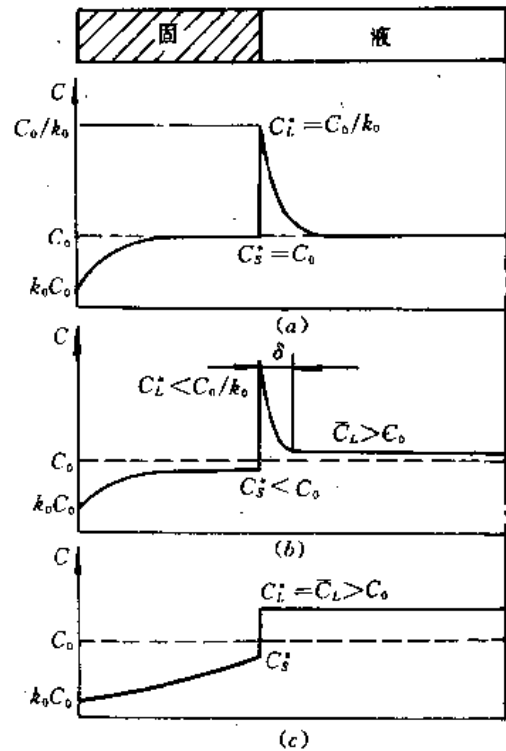


图4-18 液相传质条件对溶质再分配规律的影响
(a) $\delta \rightarrow \infty$ (b) 一般情况 (c) $\delta \rightarrow 0$

(一) 溶质富集引起界面前沿熔体液相线温度的变化

由图 4-17(d) 可知, 界面前沿的溶质浓度 C_x 是沿着 x 轴向而变化的。因此, 溶体液相线温度必然也将沿着 x 轴向而变化。设液相线为直线, 则 m 为常数。液相线温度 $T_L(x)$ 与其对应的成分 C_x 之间有如下关系(参考图 4-15)

$$T_L(x) = T_0 + mC_x$$

T_0 为组元 A 的熔点。界面前沿液相中的溶质浓度 C_x 值可由式(4-33) 确定, 将该式代入, 则

$$T_L(x) = T_0 + mC_0 \left[1 + \frac{1-k_0}{k_0} e^{-\frac{x}{\delta}} \right] \quad (4-36)$$

将该式绘成 $T_L(x)$ 的曲线即得图 4-19。该曲线给出了界面前沿熔体的液相线温度是如何随其溶质浓度而沿 x 方向变化的。

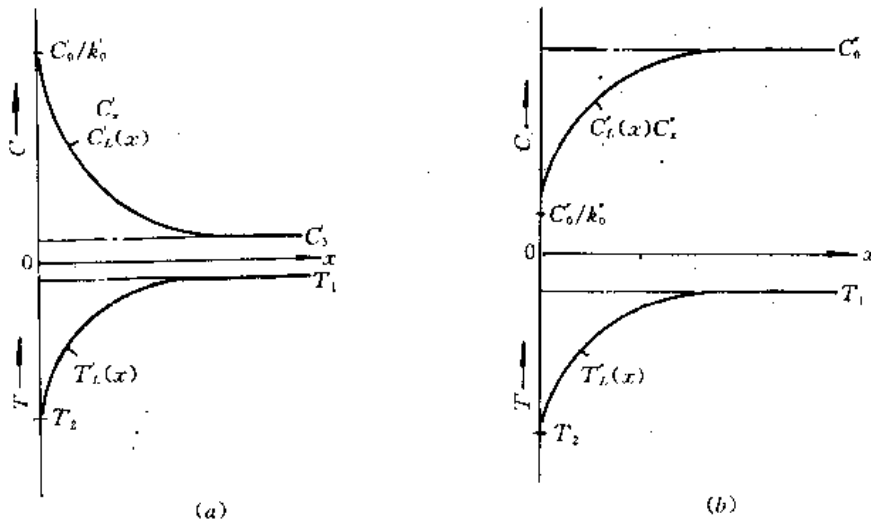


图 4-19 界面前沿熔体液相线温度的变化规律

由式(4-36) 可得, 界面处($x=0$) 的 $T_L(0) = T_0 + m \frac{C_0}{k_0} = T_2$; 而远离界面处($x \rightarrow \infty$), $T_L(\infty) = T_0 + mC_0 = T_1$, 因此 $T_L(x)$ 的变化范围是在 $T_1 \sim T_2$ 之间。 T_1 与 T_2 之差是成分为 C_0 合金的结晶温度范围。

图 4-19(a) 是指 $k_0 < 1$ 的合金; 图 4-19(b) 是指 $k_0 > 1$ 的合金。前者的界面前沿溶质富集, 后者的界面前沿是溶质贫化。但两者液相线温度的变化规律是相同的, 即: 若以界面为原点, $T_L(x)$ 沿着 x (界面的法线) 方向呈指数规律上升。

(二) 界面前沿的熔体过冷

1. 界面前沿的熔体温度分布方式

界面前沿的熔体温度分布(尤其是溶质富集层的温度分布), 对晶体的生长起着制约的作用。根据传热条件的不同, 界面前沿可以有两种不同的温度分布方式(如图 4-20 所示)。

(1) 正温度梯度($G_L > 0$)。如图 4-20(a) 所示, T^* 为晶体表面的平衡结晶温度, ΔT_K 是动力学过冷度, 当液相温度高于界面温度($T^* - \Delta T_K$) 并沿着界面法线方向增高时, 则界面前沿液相呈正温度梯度分布。液相的过热量以及结晶潜热只能依靠固相排出才能保证界面不断推进, 故其特点是热流方向与晶体生长方向相反。这种温度分布方式产生于单向散热的结晶过程, 例如柱状晶生长时的单向结晶过程。

(2) 负温度梯度($G_L < 0$)。当液相在较大的过冷度(大于界面生长的动力学过冷度)时,因界面析出结晶潜热而使界面温度 T^* 高于其前沿的液相温度,故界面前沿液相的温度呈负温度梯度($G_L < 0$)。它通常产生于晶体在熔体内部自由生长(等轴生长)过程(见图 4-20(b));此外,当整个熔体被强烈冷却,致使型壁结晶以前,整个熔体就已经处于很大的过冷之中,界面温度高于熔体温度($G_L < 0$, 见图 4-20(c))。负温度梯度的特点是热流方向与晶体生长方向相同,结晶潜热通过过冷的熔体传出。如果把界面前方的局部范围内的熔体温度看成直线分布,并且设界面平衡结晶温度为 T^* 以及动力学过冷度为 ΔT_K , x 为以界面为原点沿其法向伸向熔体的动坐标,则界面前的局部温度可表示为

$$T(x) = T^* - \Delta T_K + G_L x \quad (4-37)$$

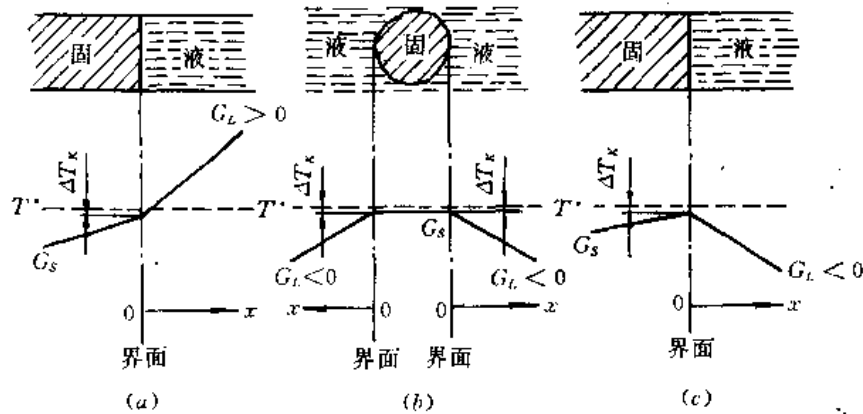


图 4-20 固-液界面前沿温度的分布方式

(a) 界面前方的正温度梯度 (b) 晶体自由生长下界面前方的负温度梯度
(c) 晶体单向生长下界面前方的负温度梯度

2. 界面前沿熔体过冷的形成

根据结晶过程是否存在溶质再分配,而把熔体过冷的形式分为热过冷与成分过冷。对纯金属这一特例而言,由于不存在溶质与溶质再分配,它们有固定的熔点,因此它们的过冷状态仅与界面前沿熔体的温度有关,过冷度的大小仅取决于熔体的实际温度。这种过冷称为热过冷。在式(4-37)中,纯金属界面温度 T^* 就是纯金属的平衡结晶温度(熔点) T_0 ,故界面前沿熔体的过冷状态可表示为

$$\Delta T_h = T_0 - (T_0 - \Delta T_K + G_L x) \quad (4-38)$$

若把 ΔT_K 忽略不计,则

$$\Delta T_h = -G_L x$$

可见,只有当 $G_L < 0$ 时,才能形成过冷($\Delta T_h > 0$)。

单相合金与纯金属不同。由于结晶过程中存在着溶质再分配,界面前沿熔体的凝固点(液相线温度)是随其溶质含量而变化的。因此,其过冷状态要考虑到由于溶质再分配而引起的液相线温度的变化。其过冷度要由界面前沿的实际温度分布和熔体的液相线温度分布两者共同确定(过冷度是两者之差)。这样,不仅负温度梯度能形成界面前沿熔体的过冷,即使在正温度梯度时(如图 4-21 所示),只要熔体某处的实际温度低于同一地点的液相线温度就能获得过冷(见图 4-21 影线部分)。这种由溶质再分配导致界面前沿熔体液相线温度(平衡结晶温度)发

生变化而引起的过冷称为成分过冷。

由图 4-21 可知,产生成分过冷的条件是界面前液相的实际温度梯度 G_L 必须小于液相线温度在界面处的斜率,即

$$G_L < \left. \frac{dT_L(x)}{dx} \right|_{x=0}$$

由式(4-36)得

$$\left. \frac{dT_L(x)}{dx} \right|_{x=0} = -\frac{mC_0(1-k_0)}{Dk_0}R$$

故有

$$\frac{G_L}{R} < -\frac{mC_0(1-k_0)}{Dk_0} \quad (4-39)$$

此即由查默斯等人首先导出的著名的成分过冷判据。当式(4-39)成立时,熔体才能形成过冷。

由于过冷度的定义是液相线(平衡结晶)温度与熔体实际温度之差,故有

$$\Delta T_c = T_L(x) - T(x) \quad (4-40)$$

令式(4-36)中的 $x = 0$,即可得界面温度

$$T^* = T_r + m \frac{C_0}{k_0}$$

把 T^* 代入式(4-37)便可得界面前沿熔体的实际温度分布

$$T(x) = T_0 + m \frac{C_0}{k_0} - \Delta T_K + G_L x \quad (4-41)$$

把式(4-36)和式(4-41)代入式(4-40),即得界面前沿熔体的过冷度的分布

$$\begin{aligned} \Delta T_c &= T_L(x) - T(x) \\ &= T_0 + mC_0 \left(1 + \frac{1-k_0}{k_0} \right) \exp\left(-\frac{R}{D}x\right) - \left(T_0 + \frac{mC_0}{k_0} - \Delta T_K + G_L x \right) \\ &= \frac{-mC_0(1-k_0)}{k_0} \left[1 - \exp\left(-\frac{R}{D}x\right) \right] + \Delta T_K - G_L x \end{aligned} \quad (4-42)$$

如果 ΔT_K 忽略不计,则

$$\Delta T_c = -\frac{mC_0(1-k_0)}{k_0} \left[1 - \exp\left(-\frac{R}{D}x\right) \right] - G_L x \quad (4-43)$$

将式(4-43)中的 $\exp\left(-\frac{R}{D}x\right)$ 展开成泰勒级数并取其前面三项

$$\exp\left(-\frac{R}{D}x\right) \approx 1 - \frac{R}{D}x + \frac{1}{2}\left(\frac{R}{D}x\right)^2$$

并令 $\Delta T_c = 0$,则由式(4-43)求得过冷区宽度

$$x_0 = \frac{2D}{R} + \frac{2k_0 G_L D^2}{mC_0(1-k_0)R^2} \quad (4-44)$$

由式(4-39)、式(4-43)和式(4-44)可知,成分过冷的产生以及成分过冷度与成分过冷区的值既取决于工艺条件 G_L 和 R ,又取决于合金本身的性质(C_0, k_0, m, D 等)。考虑到式(4-39)、式(4-43)、式(4-44)中的

$$\frac{-mC_0(1-k_0)}{k_0} = -m\Delta C_0 = T_L - T_S = \Delta T_0$$

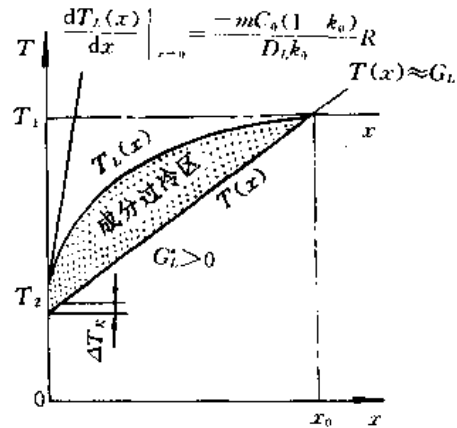


图 4-21 界面前沿熔体成分过冷的形成

(参考图 4-15), 故以上各式中的 $\frac{-mC_0(1-k_0)}{k_0}$ 均可用成分为 C_0 的合金结晶温度范围 ΔT_0 代替。这就是说, 合金的 m 、 C_0 与 k_0 对成分过冷的影响可以归纳为结晶温度范围对成分过冷的影响。若 ΔT_0 和 R 越大或 G_L 和 D 越小, 则成分过冷度与成分过冷区均越大, 反之亦然。在相同条件下, 结晶温度范围宽的合金更容易获得成分过冷。

若式(4-39)和式(4-43)中的 $C_0 = 0$ (纯金属), 则成分过冷判据就变成为热过冷判据, 而成分过冷度则变成为热过冷度。可见, 热过冷只不过是成分过冷在 $C_0 = 0$ 时的一个特例, 两者从过冷的本质来说是统一的。因为单相合金结晶过程存在着溶质再分配, 所以单相合金的过冷现象都是成分过冷现象。

四、成分过冷对晶体生长的影响

由于固-液界面是晶体生长过程中正在生长的晶体与其周围熔体之间所形成的界面, 因此界面形态直接关系到未来的晶体(晶粒)的形态。而晶体(晶粒)的组织形态对其机械性能及其他使用性能有直接的影响, 所以晶体生长形态(界面形态)是铸件或铸锭结晶过程中十分重要的问题。

界面的形态可分为平界面、胞状界面和枝状界面等三种类型。此处所指的界面是在晶粒尺度范围内来考虑的, 其不平度约为 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ m 数量级, 因此界面类型的划分并不涉及界面的微观(原子尺度)结构。无论是光滑界面(小平面结构)还是粗糙界面(非小平面结构)都可能三种类型的界面形态。

(一) 界面的不稳定性

胞状界面和枝状界面都是由平界面的变形而产生的。凡是平界面不出现某一细小的向熔体一侧的凸出, 就有可能(但不一定)使整个平界面遭到破坏, 而发展成胞状甚至枝状的界面。从平界面上伸向熔体中的任一凸出称之为扰动。界面受到扰动是由于界面前沿熔体受到温度或浓度波动的结果, 在界面曲率半径小于 $10 \mu\text{m}$ 的部位还受到界面张力效应(熔点下降)的影响。界面的扰动总是难免的。

如果扰动随结晶过程而增强, 就认为界面形态是不稳定的。这时, 由于向过冷熔体中生长的扰动尖端所遇到的过冷度在增加, 因而生长速率将越来越快, 使平面状界面遭到破坏, 界面明显的凹凸不平, 有利于枝晶的发展。反之, 如果扰动随时间而减弱, 则原来凸入液相中的扰动尖端重新被熔体熔化而消失, 使固-液界面恢复为平面, 这时就认为界面是稳定的。图 4-22(a) 和图 4-22(b) 分别表示不稳定界面与稳定界面初始发展的情形。

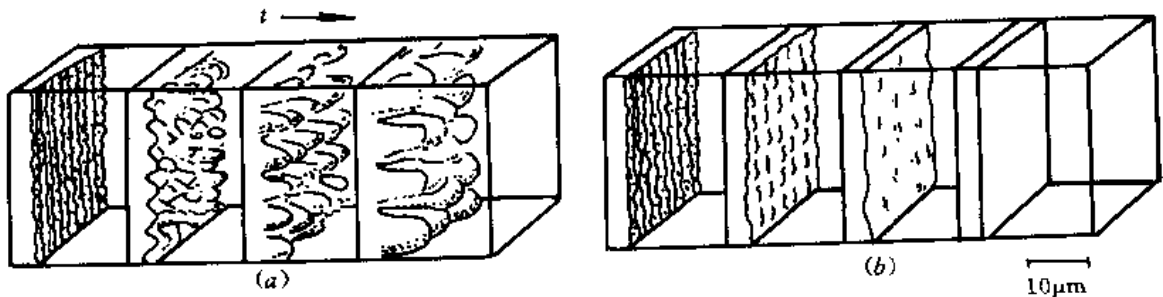


图 4-22 不稳定(a)和稳定(b)界面的初始发展

界面的稳定性取决于界面前沿是否存在成分过冷。当界面上的液相线温度(熔点曲线)的斜率小于实际温度分布的斜率时,就不可能出现成分过冷区,因而界面是稳定的;反之,界面前沿将出现成分过冷区,因而界面是不稳定的。在成分过冷区中,存在着使扰动得以发展、使界面形态发生变化的驱动力。铸造合金在通常的结晶工艺条件下,固-液界面都是不稳定的。稳定界面只有在某些特殊工艺条件下才能存在,例如纯金属的柱状生长,或合金在足够大的单向温度梯度作用下的单向结晶。

对于纯金属,稳定性取决于热流的方向。在单向结晶的条件下,例如在铸件的柱状晶区内,温度在界面前进方向上总是升高的($G_L > 0$),因此热通量方向与晶体生长方向相反(见图 4-23(a))。当幅值为 ϵ 的扰动在最初的平面状界面上出现时,液相中的温度梯度增大(T_c 曲线变陡),而在固相中的温度梯度变小(可比较 A-A 截面的实线与虚线)。因为热通量与温度梯度成正比,所以流入扰动尖端的热量大于从固相传走的热量,其结果将使扰动重新熔化,因此平面状界面是稳定的。等轴结晶时,情况正好相反(图 4-23(b))。这时,晶体是在过冷熔体中自由生长(画剖面线的部分是晶体周围的过冷区)。生长时放出的结晶潜热被过冷的熔体传走(热流方向与晶体生长方向一致)。固-液界面前沿的温度从界面沿着辐射形方向降低,温度梯度 $G_L < 0$ 。球面上出现的扰动将使温度梯度变陡(可比较实线与虚线),从而使尖端排出更大的热量。其结果是使扰动获得更快的生长,界面形态是不稳定的。

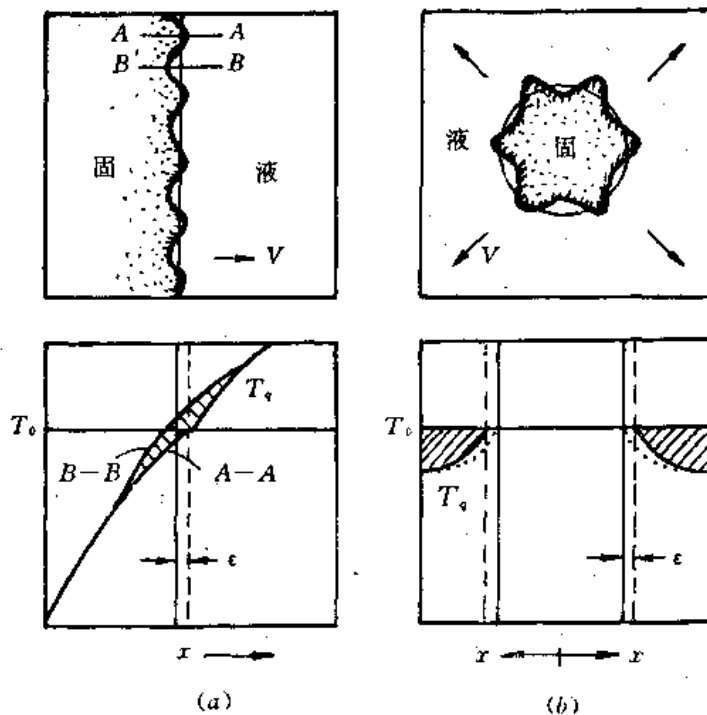


图 4-23 纯金属的柱状结晶(a)与等轴结晶(b)

对于单相合金,其界面的稳定性除了与 G_L 有关外,还与界面前沿的溶质浓度场有关,其界面前沿熔体的过冷度是液相线(熔点)温度高于实际温度之差。图 4-24 表示了界面前沿的成分过冷与界面形态之间的关系。

无成分过冷时,界面是稳定的,晶体以平面状的界面生长(图(a));界面前沿构成成分过冷时,则界面是不稳定的,任何一个细小扰动都可使其尖端处于过冷的熔体之中,促使扰动不断发展,最终导致胞状界面和枝状界面的形成。

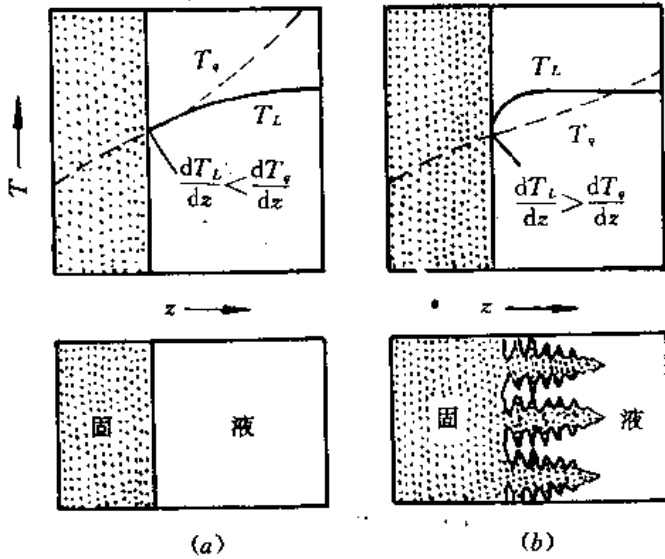


图 4-24 产生成分过冷的条件及由此引起的界面不稳定

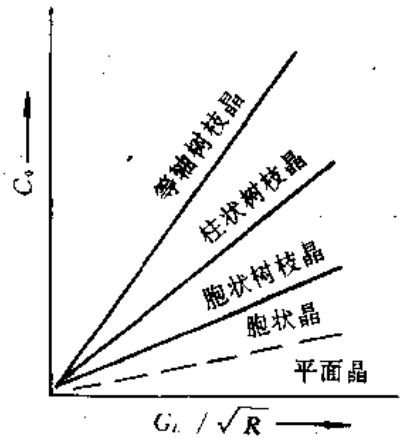


图 4-25 G_L / \sqrt{R} 和 C_0 对晶体形态的影响

(二) 成分过冷与晶体生长形态之间的关系

通过上述讨论,指出了界面前沿的成分过冷与生长界面之间存在着密切的关系。而成分过冷的决定因素主要是合金的原始成分 C_0 , 结晶速率 R 和界面前沿的液相温度梯度 G_L , 因此这三个因素—— C_0 , R 和 G_L 是决定界面形态从而决定晶体形态的主要因素。图 4-25 指出, 当 C_0 为一定时, 随着 $\frac{G_L}{\sqrt{R}}$ 值的减小, 晶体形态由平面晶向着胞状晶、胞状枝晶、柱状枝晶和等轴枝晶的方向转变。从式(4-43)也可看出, 当 $\frac{G_L}{R}$ 减小时, 过冷度是增加的。

1. 单相合金的平面生长

当界面前沿熔体的 G_L 很大, 而晶体生长速率 R 很小时, 界面前沿无成分过冷。在这种条件下, 晶体以平面状生长。其条件应满足

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{-mC_0(1-k_0)}{Dk_0} \quad (\text{或} \geq \frac{T_L - T_S}{D}) \quad (4-45)$$

在该条件下, 生长的结果将在稳定生长区内获得无偏析的柱状晶, 如果开始只有一个晶粒, 则可获得单晶。

在晶体生长进入稳态阶段以后, 界面以恒定的温度和恒定的成分呈平面状向前推进, 其推进速度即晶体生长速率 R 可由界面上的热平衡方程式导出

$$G_S \lambda_S = G_L \lambda_L + R \rho L \quad (4-46)$$

由此可得

$$R = \frac{G_S \lambda_S - G_L \lambda_L}{\rho L} \quad (4-47)$$

式中 λ_S, λ_L —— 固、液两相的导热系数;

G_S, G_L —— 固、液两相在界面两侧的温度梯度;

ρ, L —— 合金的密度和结晶潜热。

对纯金属的平面生长, $G_L > 0$, 故 $R < \frac{G_S \lambda_S}{\rho L}$; 对单相合金的平面生长, G_L 应受式(4-45)的

限制,故

$$R \leq \frac{G_s \lambda_s}{\rho L - \frac{m C_0 (1 - k_0)}{D k_0} \lambda_L} \quad (\text{或} \leq \frac{G_s \lambda_s}{\rho L + \frac{T_L - T_s}{D} \lambda_L})$$

可见,因平面生长应以界面前沿不出现成分过冷为前提,其生长速率不能超过某一极限值。又因单相合金晶体在生长过程中同时受传质的影响,故只有在更大的温度梯度和更小的生长速率时才能实现平面生长。合金的结晶温度范围($T_L - T_s$)越大和扩散系数 D 越大,实现平面生长的工艺条件(G_L, G_s, R)要求越严。

2. 胞状生长

当晶体生长的界面前沿符合条件

$$\frac{G_L}{R} \leq \frac{-m C_0 (1 - k_0)}{D k_0} \quad (\text{或} \leq \frac{T_L - T_s}{D})$$

时,界面前沿开始出现狭窄的成分过冷区,从而破坏了平面状界面的稳定性。这时,界面受到扰动而产生的任何凸起都将面临过冷更大的熔体,从而以更大的生长速率向前延伸。胞晶的出现开始于平界面的破开,如图4-26所示;扰动尖端的发展,将不断地向周围的熔体排出溶质(当 $k_0 < 1$ 时),并将其推向凹谷部位(凹谷部位的溶质向外扩散比凸起的晶体前端更困难),因此凹谷部位的溶质浓度提高,而降低了该部位熔体的液相线(熔点)温度,故凸起的晶体端部的横向生长受到抑制。这样,就在原来的平界面上形成了由高浓度、低熔点的溶液组成的网状沟槽。

试验表明,出现胞状界面的成分过冷区的宽度约为 $10^{-4} \sim 10^{-3}$ m。图4-27表示平界面破开而形成胞状界面的情形。

由平界面转变成胞状生长时获得的胞晶簇是由同一个晶体(晶粒)分裂而成的。胞与胞之间是小角度的亚晶界。胞状形态会自行调整以达到更佳的生长形式:某些胞停止生长(见图4-27B处),或某些胞分裂(图中未示胞的分裂,但它很像图中A的变化)。此外,中间较大的胞(图中C),其表面也稍有扰动,这说明晶体在侧向的固-液界面的液相中也存在着使形态进一步变化的驱动力,它可能导致侧向生枝(枝状胞晶)。当侧向成分过冷范围足够大时,还可能演变成枝晶。

3. 宽成分过冷区条件下的枝晶生长

(1) 柱状枝晶生长

当 $\frac{G_L}{R}$ 值的进一步减小,相应的界面前沿出现了更大的成分过冷范围。原来近似于抛物面的胞状凸起的前端,面临着更大的成分过冷而向熔体伸得更远,并且

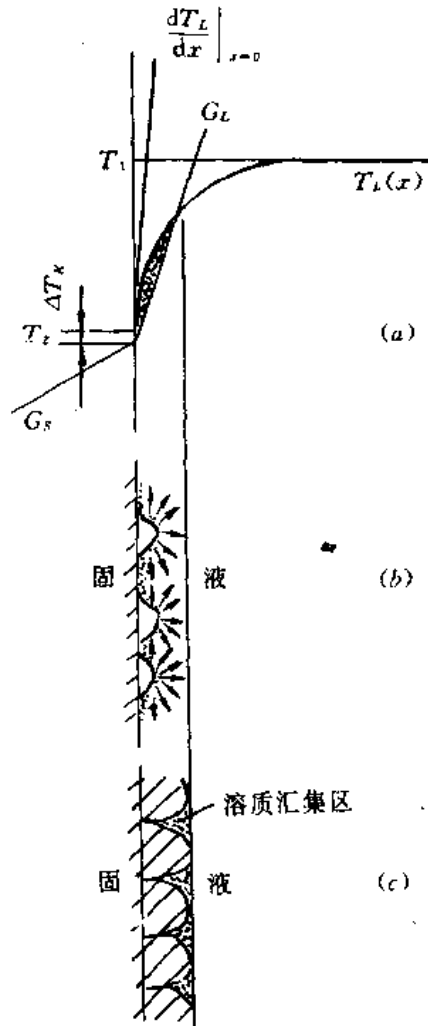


图4-26 胞状的形成
(a) 窄成分过冷区的形成
(b) 平界面失去稳定性
(c) 胞状界面的形成

逐渐偏向于某一择优取向(立方晶体为 $\langle 100 \rangle$) 生长,而界面也开始出现具有强烈晶体学特性的凸缘(见图 4-28)。由于固-液界面在侧向也同样面临着成分过冷的熔体(由于溶质在侧向析出),凸缘将发展成二次分枝(见图 4-28(c))。

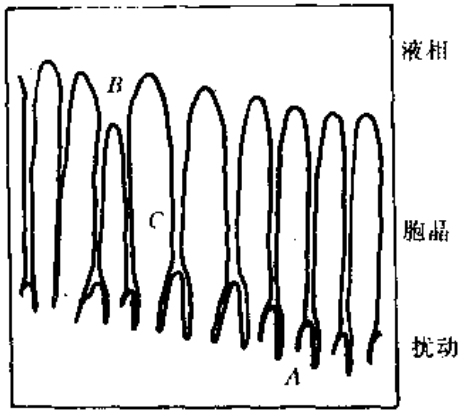


图 4-27 平面状固液界面破开而形成胞晶

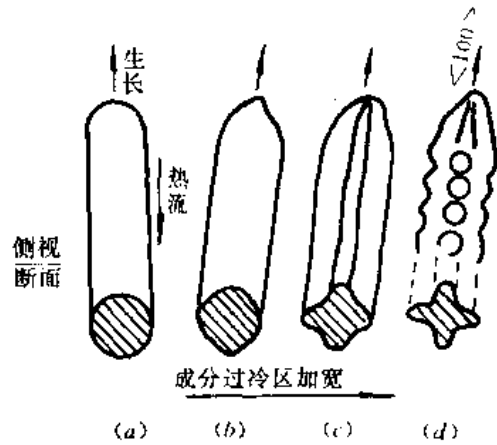


图 4-28 胞状生长向枝晶生长的转变

如果成分过冷区足够大,二次枝在随后的生长中又会生长出三次枝。伸向熔体的主干不断分枝的结果,在成分过冷区(固、液共存区)内迅速形成柱状枝晶的骨架(图 4-29)。

此后,随着等温面向前推进,一次分枝(主干)继续向前伸展和不断产生分枝。在构成骨架的固、液两相区内,随着分枝的生长,剩余液相中溶质不断富集,液相线(熔点)温度随之不断降低,致使分枝周围熔体的过冷度消失,分枝便停止分裂和延伸。由于无成分过冷作用,分枝侧面往往以平面生长方式完成其结晶过程。

平面生长、胞状生长和柱状枝晶生长都是在单向散热和单向结晶的条件下实现的。液相是系统中最热的部分,热流通过固相排出($G_L > 0$),热通量方向与生长方向相反。这种生长情况常称为强制性生长。枝晶主干前端的生长速率受到等温面(固-液界面)前进速率的人为限制。柱状枝晶的主干互相平行,各种性能指标表现出强烈的各向异性。

(2) 等轴枝晶的生长。

当界面前沿成分过冷区进一步加宽时,成分过冷的极大值 ΔT_m 将大于熔体中非均质形核所需的有效过冷度 ΔT^* 。于是在界面前沿熔体内将发生等轴枝晶的形核和生长。在这一系统中,最热的部分是晶体,而晶体周围是过冷的熔体。因此,热流和结晶潜热只能通过熔体排出。其生长方向与热通量方向一致($G_L < 0$)。这种生长情形正好与柱状枝晶生长的情形相反,并常称为自由生长(见图 4-30)。

枝晶在生长过程中,界面周围是过冷条件均等的熔体,故它可按其所有的晶体学最优方向生长。对立方晶体可有六个生长方向 $\langle 100 \rangle$,在各个方向均等生长的结果,便形成了等轴枝晶。在三维主干(一次枝臂)的侧面因排出溶质($k_0 < 1$)而形成的成分过冷又可使其生出 $\langle 100 \rangle$ 晶向的侧面分枝(二次枝臂),只要枝臂间距足够大,还能长出高次分枝,直到分枝尖端与相邻枝晶的溶质扩散场相遇为止。对于等轴枝晶来说,一次枝臂(主干)间距就是晶粒的直径。枝臂间距对晶体性能有重要影响。

(3) 枝晶的温度场与浓度场

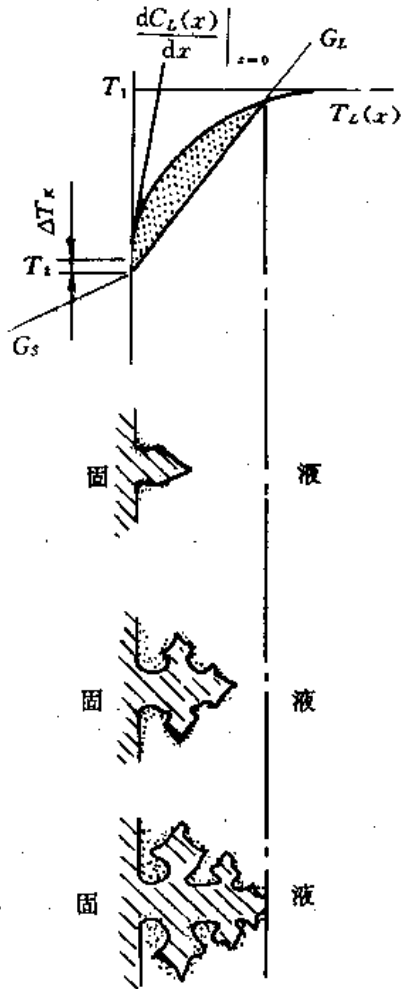


图 4-29 柱状枝晶的生长过程

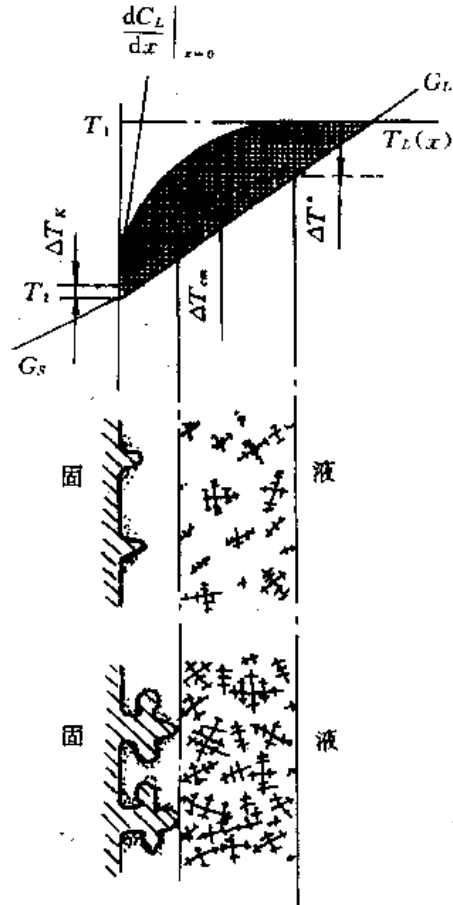


图 4-30 从柱状晶转变为等轴枝晶的内生生长

在铸件中存在着三种枝晶：纯金属等轴晶、单相合金等轴晶和单相合金柱状晶。这三种枝晶的形成过程以及枝晶间距，主要取决于固-液界面（枝晶端头）前沿熔体的温度场和溶质浓度场（对于固溶体合金）。

图 4-31(a)、(b) 为纯金属的平面生长和等轴生长。平面生长时， $G_L > 0$ ；等轴生长时， $G_L < 0$ （由热过冷引起），固-液界面上析出的结晶潜热依靠周围过冷的熔体排出。由于三维方向的过冷条件相同，所以晶体能够按照自己的晶体学取向以相近的生长速度向三维方向等轴生长（对于立方晶体为 $\langle 100 \rangle$ 方向）。由于纯金属熔体的过冷是热过冷，故纯金属的等轴晶也称为热枝晶。图 4-31(c)、(d) 是浓度为 C_0 的单相合金形成的柱状晶和等轴晶。两者均有成分过冷，因此不论温度梯度是正是负，都能呈枝状生长。不过，当 $G_L > 0$ 时，潜热与单向热流一起由固相排出（强制生长）而形成柱状晶；当 $G_L < 0$ 时，潜热由过冷的熔体排出，晶体沿着与热流一致的方向自由生长而成为等轴晶。

(4) 枝晶间距和生长晶向

枝晶间距指的是相邻同次分枝之间的平均距离。枝晶间距越小，表示结晶组织越细，其综合机械性能也就越高。尤其是二次间距的细化，对于提高机械性能，减少或抑制晶内偏析、缩

松、夹杂和热裂等缺陷,以及提高扩散退火的生产率等具有比一次间距更大的意义。

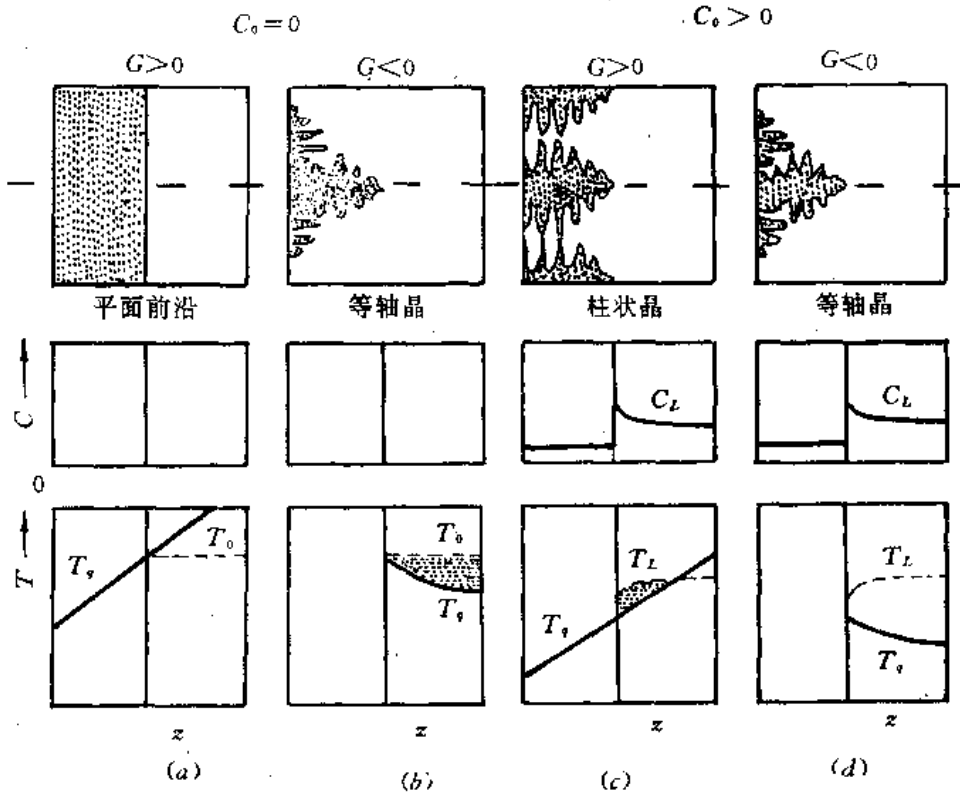


图 4-31 枝晶固-液界面前沿的温度场和浓度场

T_0 —纯金属熔点温度 T_L —合金液相温度 T_s —金属实际温度 C_L —合金液相成分

研究指出,纯金属的枝晶间距取决于晶面处结晶潜热的散发条件,而单相合金的枝晶间距则受到枝晶之间溶质元素的扩散能力的影响。一次间距 d_1 和二次间距 d_2 可分别用关系式表示如下:

$$d_1 = a \left(\frac{1}{G_L R} \right)^{n_1} \quad (4-48)$$

$$d_2 = b \left(\frac{\Delta T_s}{G_L R} \right)^{n_2} \quad (4-49)$$

式中 a, b ——与合金种类有关的常数;

ΔT_s ——界面前沿液相非平衡结晶温度范围;

$$n_1 \approx 1/2, n_2 \approx 1/3.$$

由以上两式可知:

当合金种类为一定时,决定枝晶间距的主要因素是 G_L 和 R 。结晶前沿熔体的温度梯度和晶体生长速率越大,则枝晶间距就越小。因为 G_L 和 R 的乘积是从枝根到枝尖的晶体局部冷却速率,而 $\frac{\Delta T_s}{G_L R}$ 就是局部凝固时间,因此 ΔT_s 越小,或 $G_L R$ 越大,即局部凝固时间越短,则二次间距就越小。

常数 a 和 b 反映了合金性质对枝晶间距的影响。目前虽有一些关于溶质元素和第三组元对枝晶间距影响的研究报告,但仍有分歧。比较统一的观点是,随着溶质含量 C_0 的增加, $|1 - k_0|$

和 $|m|$ 的增大,二次间距将变小。至于 C_0 对一次间距的影响还未能取得公认的规律。

在枝晶的生长过程中具有沿某一晶体学晶向优先生长的特点。不同晶系的择优生长晶向见表 4-6。

表 4-6 枝晶择优生长的晶向

晶系	举 例	生长晶向	晶系	举 例	生长晶向
面心立方	Al	$\langle 100 \rangle$	密排六方	$\text{Co}_{17}\text{Sm}_3$	$\langle 0001 \rangle$
体心立方	$\delta\text{-Fe}$	$\langle 100 \rangle$	密排六方	H_2O (雪)	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$
体心正方	Sn	$\langle 110 \rangle$			

最后,以图 4-32 作为这一节的小结。

这个图概括了结晶温度范围为 50 K 的某典型合金在不同的 G_L 和 R 的结晶工艺条件下,获得各种不同的结晶形态和不同的组织粗细程度。图中走向为从左下方至右上方的一组 45° 的平行斜线,是代表不同的 $\frac{G_L}{R}$ 值;走向为从右下方至左上方的一组 45° 平行斜线,是代表不同的 $G_L R$ 值。当 $\frac{G_L}{R}$ 值向左上方逐次递增时,结晶形态随之由平面状逐渐变化到枝状柱晶与等轴枝晶(图中的灰色条带表示形态转变区)。与此同时, $G_L R$ 值向着右上方逐次递增时,组织随之由粗变细但形态不变。在单向结晶的专用设备中,通过对 G_L 和 R 的控制能够获得各种形态和粗细不同的晶体组织。在常规铸造条件下, $G_L R$ 和 $\frac{G_L}{R}$ 要受到铸件自身和铸型材料的热物理性质的限制,通常只能在图中带箭头的线段附近的条件下结晶。这条线段自右向左有些倾斜,表示随着铸件凝固过程的延长,液-固界面前沿的 G_L 和 R 有所下降,同时组织将由细变粗,但枝晶这种形态不变。单晶涡轮叶片的生产条件是在图中垂线的上部;单晶半导体硅的生产条件是在该垂线的下部。应注意,熔体中的对流或其他的运动是影响结晶形态和细化组织的另一个重要的因素。这个因素将在第五章中作详细讨论。

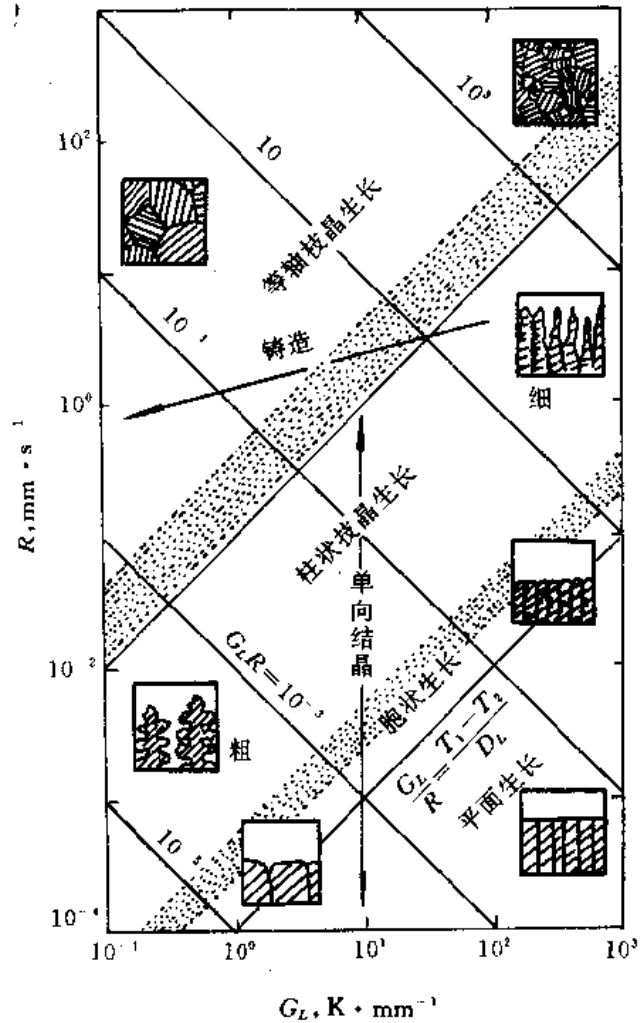


图 4-32 工艺参数 G_L 和 R 对单相合金结晶形态的影响

第六节 共晶合金的结晶

大多数工程合金都是固溶体并具有枝晶的形态。但因共晶型合金具有与纯金属相近的优良铸造性能和良好的综合机械性能,因此铸造合金往往采用共晶型合金。

共晶体是一种多相的合金。观察到的共生相数可多达4个,但绝大多数的共晶合金都是由两个相组成的。因此,这里只讨论由两相组成的共晶合金的结晶。

一、共晶体中相的形态与分布

共晶体的形态与结晶条件(包括温度场和溶质浓度场)及组成相之间的体积比有关。与单相合金一样,同样也有从平面状生长到胞状及枝状生长的形态变化,同时也有柱状晶(共晶群)和等轴晶(共晶团)两种晶体形式。至于共晶体内部两相的形状及其分布,则在很大程度上取决于固-液界面的微观结构和两相之间的体积比。根据界面微观结构的不同,共晶合金分为规则共晶和不规则共晶。前者的生长界面为非小平面(即粗糙界面),通常是金属-金属之间的共晶;后者的生长界面为小平面-非小平面的结构,通常是金属-非金属(或亚金属)之间的共晶,例如Al-Si、Fe-C共晶。图4-33是共晶组织形态的基本类型(规则和不规则)。图4-34是金属-金属之间和金属-非金属之间共晶的固-液界面形貌。

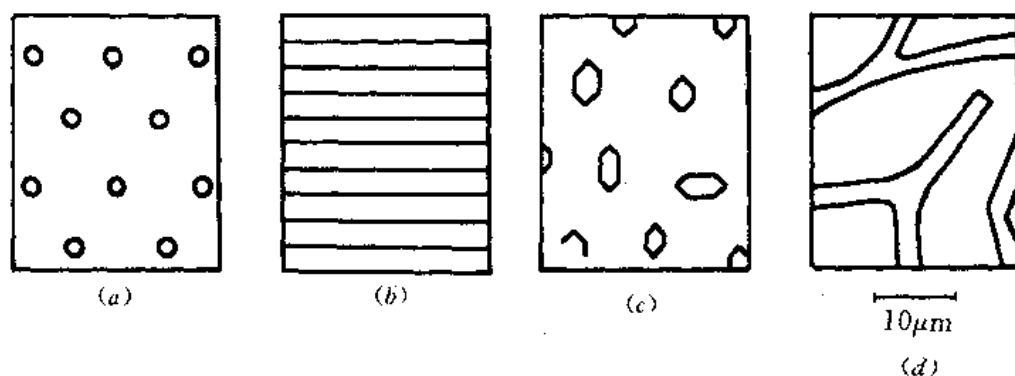


图4-33 共晶组织形态的基本类型
(a)(b) 规则共晶 (c)(d) 非规则共晶

由图4-33可知,规则共晶的两相分布比较均匀,形状也比较规则;不规则共晶则不然。

共晶形态规则与否,对机械性能以及物理性能都有明显的影响。因此在生产自生复合材料时,要特别严格地控制相的排列。自生复合材料是通过对热通量的控制使共晶相成为规则排列而成的。

二、共晶合金的结晶方式

当共晶成分的液态合金过冷到平衡共晶温度以下时,合金液就处于两条液相线延长线所围成的影线区内(见图4-35)。在这种亚稳态的共晶液内,因组元的过饱和而为两相的同时析出提供了驱动力。

根据两相的生长速率是否一致,以及由此所导致的两相在分布状况方面的差别,可将共晶合金的结晶过程分为共生生长(coupled growth)和离异生长(diversed growth)两种方式。

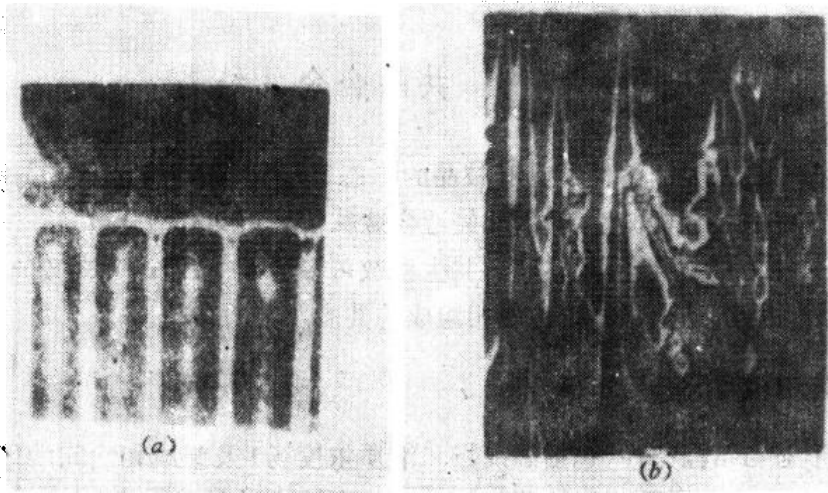


图 4-34 单向凝固条件下共晶的固-液界面形貌
(a) 金属-金属共晶 (b) 金属-非金属共晶

(一) 共生生长方式

在影线区域内的过冷熔体进行结晶时， α 相要排出组元原子 B ，同时需要溶入组元原子 A ；而 β 相要排出组元原子 A （这正是 α 相所需要的），同时需要溶入组元原子 B （这正是 α 相结晶时所排出的）。于是 α 相和 β 相的结晶过程，可以通过 A 、 B 两类原子在生长界前沿的横向交互扩散，彼此为对方提供所需的溶质而并肩向前生长。这种两相彼此合作生长的方式称为共生生长。共生生长需要满足两个基本条件：一是两相生长能力要相近，并且后析出相要容易在领先相上形核和长大；另一条件是 A 、 B 两类原子在界前沿的横向传输能够保证两相等速生长的需要。实验指出，这两个条件只有当合金过冷到一定温度和处于一定成分范围内时才能满足。

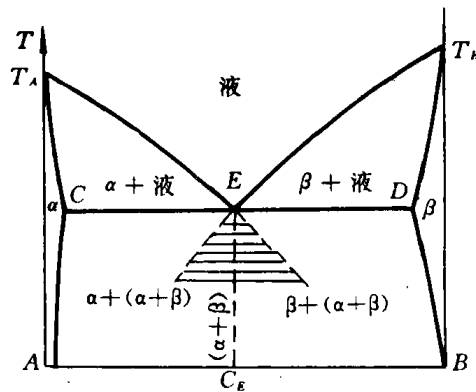


图 4-35 共晶液的过冷共生区

这个范围就是图 4-35 中影线所示的所谓共生区。凡是处于该范围内的合金液都有可能成为 100% 的共晶组织（伪共晶组织）。然而这仅是热力学条件，而共晶的实现是受到原子迁移和堆砌的动力学条件的制约的。因此，实际的共晶共生区与平衡相图上所示的共生区（伪共生区）有一定程度的差异。实际共生区要比伪共生区小，而且对于金属-非金属的共生区，通常不是像图 4-35 所示的那样对称于共晶点的。如果平衡相图的共晶点靠近金属组元一方，则实际共生区通常要偏向于非金属组元的一方。Al-Si、Fe-C 合金的实际共生区都属于此例。对称型与非对称型的共生区如图 4-36 所示。

共生区是以平衡相图为依据，在非平衡结晶条件下得出的一个重要概念。这一概念不仅可以解释非共晶点成分的合金何以能够获得 100% 的共晶组织，而共晶点成分为 C_E 的合金反而不能获得 100% 的共晶体等非平衡结晶现象。此外，共生区概念还便于研究共晶生长的方式。实际上，共生区概念与平衡相图并不是矛盾的；当无限缓慢冷却时，共生区便将缩小直至回到共晶点，这时合金就回到平衡结晶过程。

(二) 离异生长方式

上述共生生长只有当合金液的温度和浓度进入共生区域时才能实现。但是有的共晶合金不进入共生区便以离异生长的方式实现其结晶过程。这时，共晶体中的两相没有同一的生长界面，而是两相分离，并以不同的生长速率进行结晶。这就是所谓离异生长方式。其所得组织称为离异共晶体。根据离异形态的不同而可将离异共晶体分为晶间偏析型和领先相呈团球型的两类。前者的合金成分离开共晶成分较远，它要等到形成大量的初生相以后才能进行共晶反应。

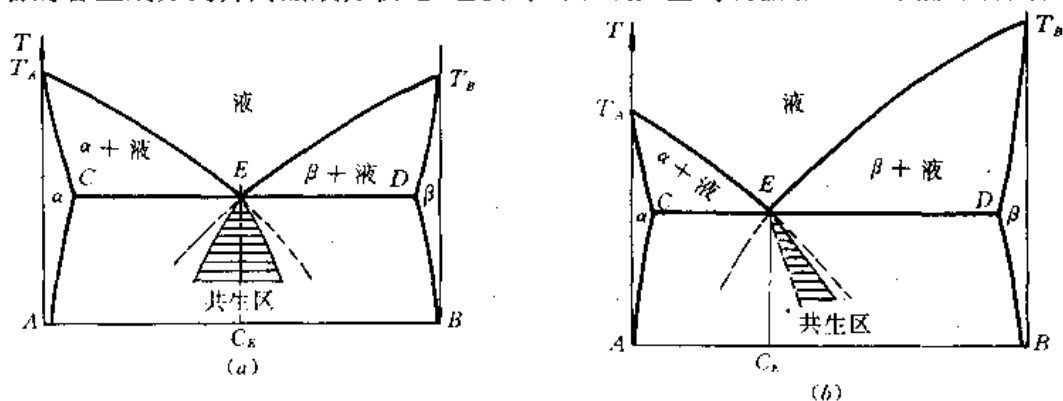


图 4-36 共生区(影线部分)示意图

(a) 对称型 (b) 非对称型

因此，共晶中的一相只能在初生晶(枝晶)上生长，而共晶中的另一相留在枝晶之间。而后一类——领先相呈团球型的离异共晶体，由于领先相呈团球形，所以另一相(后析出相)只能围绕其表面生长。这种离异共晶体具有“晕圈”(或称“牛眼”)的组织特征(见图 4-37)。

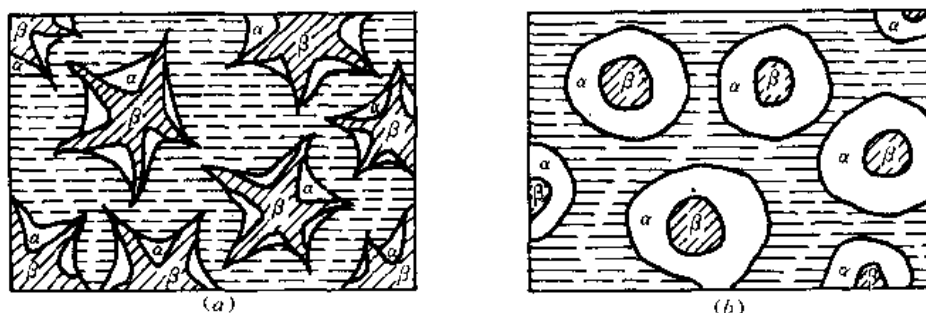


图 4-37 离异共晶的晕圈组织

(a) 不完整晕圈的共生生长 (b) 封闭晕圈的离异生长

“晕圈”的成因可能与共晶两相的形核能力及生长速率的差异有关。晕圈的形状分为完整的(封闭式)和不完整的两种。完整的晕圈，领先相 β 与熔体之间被晕圈(后析出的 α 相)所隔绝，因此领先相生长所需的原子只能通过扩散来提供。这种共晶结晶具有领先相为球团形的离异组织。不完整的晕圈，领先相 β 中有一部分伸进熔体而与熔体直接接触，因此领先相可能与另一相 α 共生生长。球墨铸铁的共晶反应属于完整晕圈，灰铸铁的共晶反应属于不完整晕圈。

三、规则共晶的结晶

规则共晶的两相通常是由金属-金属组成，其两相的性质相近。固-液之间的生长界面具有各向同性的特点。因为界面微观结构是属于粗糙界面(非小平面结构)，所以通常以连续生长的方式进行结晶。规则共晶属于共生生长的类型，并有大致对称的共生区。规则共晶的两相可以排列成层片状(图 4-38(a))、纤维状或棒状(图 4-38(b))和条带状(图 4-38(c))。

(一) 层片状共晶组织的形成

1. 形核与生长

层片状共晶是规则共晶合金中最常见的一种共晶组织(见图 4-38(a))。在共晶组织中,必有一相首先在熔体中形核(领先相)。形核后,在自由生长的条件下,以各向同性的特点长大成为球团形的辐射状结构。此结构称为共晶团(由层片状的两相组成)。共晶合金也可在强制生长条件下(例如定向结晶),形成柱状结构。这种柱状结构称为共晶群体。无论是共晶团还是共晶体中的两相均起源于一个晶核。现以共晶团为例,讨论层片状组织的形成过程(见图 4-39)。

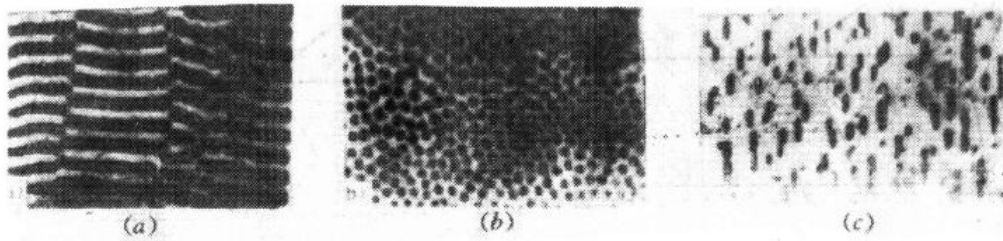


图 4-38 典型的非小面-非小面共生(规则)共晶组织横截面形态

(a) 层片状 (b) 棒状 (c) 条带状

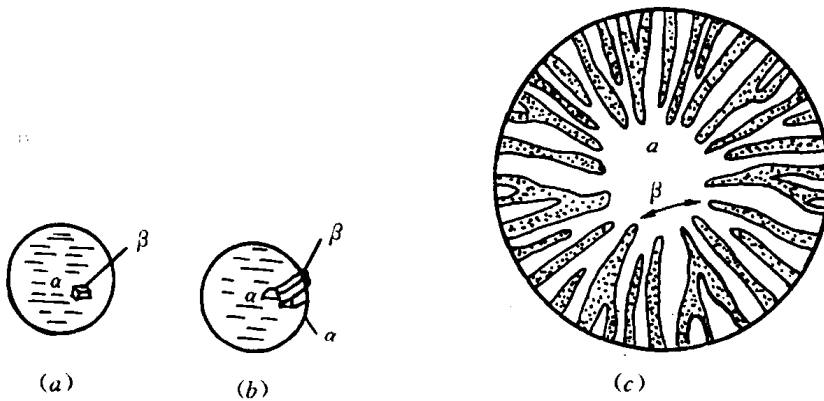


图 4-39 共晶团的形核与长大

由 A、B 两组元组成的二元共晶合金,有 α 和 β 两个共晶相。 α 相是以 A 组元为基的固溶体, β 相是以 B 组元为基的固溶体。从相图可知,随着领先相(例如 α 相)的形核而要析出溶质 B,于是在领先相的固-液界面前沿熔体中要富集 B 原子,这就为以 B 为基的 β 相的形核提供了条件(β 相中的溶质 B 的浓度要求高于 C_E),这样 β 相就在领先相 α 上形核而成为双相晶核($\alpha + \beta$)。当 β 相在 α 相形核时要排出溶质 A,而溶质 A 正是 α 相的生长所需要的。 α 相析出溶质 B, β 相析出溶质 A,它们彼此为对方的生长提供原子,使两相得以实现共生生长。所以,双相晶核建立以后,就能迅速沿着球形晶核的径向和切向交替生长成为共晶团。共晶团内部是由 α 和 β 两相相间组成的片状组织。

2. 固-液界面前沿熔体中的溶质分布与过冷度

(1) 固-液界面前沿熔体中的溶质分布

设两相并行生长的方向与固-液界面垂直,而两相之间的固-固界面与生长方向平行(如图 4-40 所示)。

借助于相图不难看出， α 相前沿是富B的， β 相前沿是富A的(见图4-40(a))。富B或富A的原子可以向前方的熔体内部纵向扩散，也可以在界面前沿作横向扩散。扩散速度正比于溶质浓度梯度，而浓度梯度又取决于扩散距离和浓度差。对于纵向，其扩散距离与边界层厚度 δ 相当。在自然对流条件下， δ 约为1mm左右。而 α 和 β 两相与共晶熔体之间的纵向浓度差分别为 $(\Delta C_L)_y = C_L^{\alpha} - C_E$ 和 $(\Delta C_L)_y = C_L^{\beta} - C_E$ 。对于横向，其扩散距离等于相邻两相层片 α 和 β 之和的一半，即 $\lambda/2$ 。其值只有 10^{-3} mm数量级。而横向浓度差为 $\Delta C = C_L^{\alpha} - C_L^{\beta}$ ，都比纵向的大1倍左右。由此可见，横向扩散是主要的，而纵向扩散则可忽略不计。共晶体中的两相通过横向扩散各自排走界面前沿积累的溶质，且又各自为对方一相提供生长所需的溶质。当进入稳态生长以后，界面液相一侧形成如图4-40(b)曲线所示的溶质浓度场。因为 α 层片中心前沿液相中的B原子离开 β 层片最远，所以 C_B^{α} 最大，而与 β 层片毗邻的边缘 C_B^{β} 最小，在 α 和 β 的两相交界处几乎没有溶质富集(接近于共晶液的原始成分 C_E)。界面前沿液相中的溶质浓度分布曲线与正弦曲线相近似。由于 $C_A^{\alpha} - C_B^{\alpha} = 1$ ，所以对组元A的浓度分布曲线来说，同样与正弦曲线相似。

溶质在 α 和 β 两相的固-液界面前沿液相中的浓度差，就是曲线的振幅 $\Delta C = C_L^{\alpha} - C_L^{\beta}$ 。横向扩散距离为 $\lambda/2$ 。为了确定 ΔC ，设界面是平面状的，于是浓度梯度为 $\Delta C/(\lambda/2)$ ，扩散通量为

$$J_1 = -D_L \frac{2\Delta C}{\lambda}$$

同时，界面排入液相的溶质通量 J_2 是生长速率 R 与浓度差 $(C_L^{\alpha} - C_L^{\beta})$ 之积。通常 ΔC 很小(约1%)，而 C_E 很大(约50%)，故可认为 $C_L^{\alpha} \approx C_E$ ，于是

$$J_2 = RC_E(1 - k_0)$$

进入稳态生长时， $J_1 = J_2$ ，即

$$\frac{\Delta C}{C_E(k_0 - 1)} = \frac{\lambda R}{2D_L}$$

或

$$\Delta C = \frac{C_E(k_0 - 1)}{2D_L} \lambda R \quad (4-50)$$

(2) 界面前沿液相的成分过冷

由于上述界面前沿液相成分的波动，势必引起界面前沿液相线(熔点)的横向变化。平衡共晶点温度 T_E 与非平衡液相线温度之差(过冷度 ΔT_c)可用浓度差 ΔC 表示：

$$\Delta C = \Delta T_c \left[\frac{1}{m_{\alpha}} + \left(-\frac{1}{m_{\beta}} \right) \right]$$

将该式代入式(4-50)，即可得

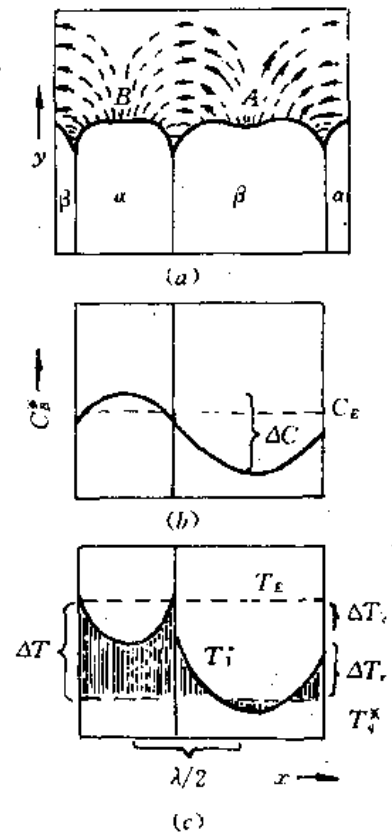


图4-40 共晶界面前沿熔体的浓度与温度

$$\Delta T_c = \frac{C_E(k_0 - 1)}{2D_L \left[\frac{1}{m_\alpha} + \frac{1}{(-m_\beta)} \right]} \lambda R$$

或

$$\Delta T_c = K_c \lambda R \quad (4-51)$$

式中 K_c 是由 C_E, k_0, D_L 以及液相线斜率 m_α 和 m_β 组成的系数。对于给定的合金, K_c 值是常数。

(3) 界面张力效应 —— 曲率过冷

要形成任一面积为 A 的固-液界面, 就需要一定的界面能。与面积/体积比值较低的系统相比, 比值高的系统或系统中的某些部分则处于较高的能量状态, 并且不稳定。其相对稳定性可由两相之间的平衡温度(熔点)来表示。由几何学可知, 面积/体积比值的大小与界面曲率有关。曲率越大则其比值也越大, 因而稳定性越小, 熔点越低。由于曲率效应而引起的熔点变化, 往往称为曲率过冷或吉布斯-汤姆逊过冷。其过冷度 ΔT_s 可由下式给出:

$$\Delta T_s = \Gamma K \quad (4-52)$$

式中 K 为曲率, 它是曲率半径的倒数。曲率半径为 r 的球面, 其曲率为 $2/r$; 柱面曲率为 $1/r$ 。式中 Γ 为吉布斯-汤姆逊系数, 其值为表面张力 σ 与熔化熵 ΔS 之比, 即

$$\Gamma = \frac{\sigma}{\Delta S} \quad (4-53)$$

对于大多数金属, Γ 的数量级为 10^{-7} km 。因此仅当 $K < 10 \mu\text{m}$ 时, 表面张力对形态的影响才变得重要。这包括晶核、界面扰动、枝晶和共晶相等。对于层片状共生共晶, 界面曲率 K 与层片间距 λ 成反比。当 $\lambda \rightarrow \infty$ 时, $\Delta T_s = 0$ (无曲率过冷); 当 λ 较小时, 则 $\Delta T_s > 0$ (由于曲率效应而引起的曲率过冷), 如图 4-41(a) 所示。

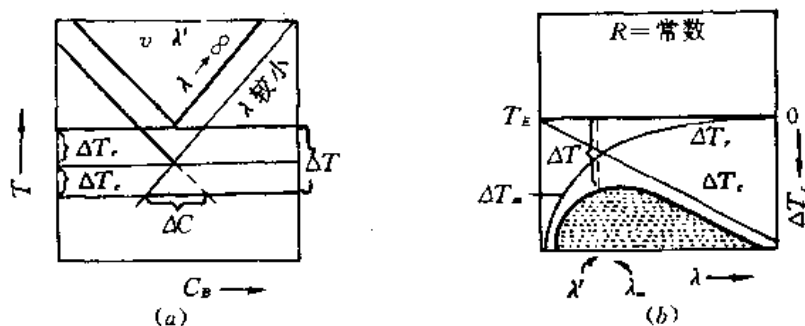


图 4-41 共晶生长中总过冷度的构成

总的过冷度是成分过冷度与曲率过冷度之和, 即

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_s$$

或

$$\Delta T = K_c \lambda R + K_s \frac{1}{\lambda} \quad (4-54)$$

式中 K_c 和 K_s 为常数。 $\Delta T_c, \Delta T_s$ 和 ΔT 与 λ 之间的关系如图 4-41(b) 所示。当间距 λ 变化时, 两种过冷度即 ΔT_c 和 ΔT_s 按相反的规律变化: 随着 λ 的增加, ΔT_c 线性地增大, 而 ΔT_s 则减小。注意: ΔT 是从平衡共晶点的温度 T_E 向下计算的。两种相反变化关系使 $\Delta T - \lambda$ 曲线呈现出最小值或 $T - \lambda$ 呈现出最大值。由该图可知, 间距较小时, 共晶生长由界面张力控制 ($\Delta T_s > \Delta T_c$); 间距较大时, 溶质浓度则是控制过程的因素。一般情况下, 认为生长发生在 ΔT 极值 (ΔT_m) 所对应的 λ_m 处。对方程式 (4-54) 求一次导数, 并令其为零

$$\frac{d(\Delta T)}{d\lambda} = 0$$

解出 λ 值后代回方程式(4-54), 则可得到

$$\lambda^2 R = \frac{K_r}{K_c}$$

或

$$\lambda = \sqrt{\frac{K_r}{K_c}} \frac{1}{\sqrt{R}} \quad (4-55)$$

由式(4-55)可知, 间距与生长速率之间呈相反的关系变化。当生长速率变快时, 排出的溶质增多, 因此要求缩短横向扩散的路程, 而扩散路程的缩短意味着层片间距的减小。式(4-55)指出的 λ 与 R 之间呈相反的变化关系与实际情形十分符合。

(二) 棒状(纤维状)共晶的结晶

棒状共晶也是常见的一种规则的共晶组织。它和片状共晶一样, 共晶组织中的两相通常都是金属。这两种规则共晶的结晶过程基本相同。棒状形态的生成, 与两相之间的相界面能有关。此外, 合金中存在的第三组元对棒状组织的生长也有重要的关系。

1. 棒状共晶与两相间总界面能之间的关系

在一般情况下, 多相合金总是按照相之间的总界面能为最小的原则进行结晶的。所谓总界面能是指相界面积与在该面积上的比界面能 $\sigma_{\alpha\beta}$ 的乘积。当 $\sigma_{\alpha\beta}$ 为常数时, 总界面能与界面总面积成正比。界面总面积的大小与两相的体积比例有关。研究结果指出, 当某相(α 相或 β 相)的体积分数小于 30% 时, 棒状分布时的相界总面积小于片状分布时的相界总面积。这时, 该相就有呈棒状的倾向, 例如 Cr-Cu、Al-Zn 等共晶; 反之, 则倾向于形成片状共晶, 例如 Pb-Sn、Al-CuAl₂ 等共晶。但应指出, 像 Pb-Cd、Sn-Zn 等共晶, 因其界面能为各向异性, 故其组成相之一的体积分数即使小于 30%, 也难以使它呈棒状共晶, 而片状的共晶因其比界面能较低反而容易形成片状。

2. 第三组元对棒状共晶的影响

在二元共晶合金结晶过程中, 由于溶质的横向扩散比较容易, 使得界面前沿的溶质富集层很薄(只相当于一个层片的厚度), 它远小于单相合金结晶过程中的界面富集层。但当二元共晶合金中有第三组元存在时, 溶质富集将会明显地增强, 从而扩大界面前沿的成分过冷区。如果第三组元对共晶体的两个组成相的分配系数相差悬殊, 则第三组元可能仅引起其中的一个组成相产生特别大的成分过冷。这时, 产生成分过冷相的层片在生长过程中将会超过另一相层片的界面而独自伸入液相中, 并通过搭桥作用将落后的一相分隔成筛网状, 并最终使落后的一相成为棒状组织。

四、不规则共晶的结晶

不规则共晶组织一般由金属-非金属(或亚金属)相组成。两组成相的各自性质差别较大。金属相的界面微观结构往往是非小平面型(粗糙界面), 这种界面以连续生长机制生长, 界面各向同性, 动态过冷度小, 生长速率大。而非金属相的界面微观结构往往是小平面型(光滑界面), 这种界面以台阶方式生长, 界面有鲜明的晶体学特性, 动态过冷度大而生长速率小。小平面型可以有多种台阶生长机制, 因此即使是同一种合金, 由于生长条件不同而可能生成形态不同和性能各异的多种组织。这种不规则共晶的典型代表有 Fe-C 和 Al-Si 等。

(一) 不规则共晶组织的共生生长

不规则共晶的共生原理是与规则共晶的共生原理相同的。只不过由于不规则共晶中的两个组成相在物理性质上的重大差别，而使组织相的形态与分布发生若干不规则的变化。在不规则共晶组织中，领先相往往是金属相，它的共生区一般都向着非金属组元的一边偏移。因此，当第二相析出时只能先在领先相周围形成“晕圈”，而不能立即实现其共生过程。倘若“晕圈”是不封闭的，则随着“晕圈”（第二相）的生长而向液相排出非金属溶质，使液相中的非金属溶质浓度升高，这样就可以使两相回到共生区内进行共生生长。但是，这种共生生长与规则共晶的不同。在前述规则共晶的共生生长中，两相的固-液界面是平衡且等温的，两相齐头并进，相辅相成，宏观界面是整齐的。而不规则的共晶共生生长，其固-液界面是不平衡且不等温的，宏观界面参差不齐，具有各向异性的特点。在不规则共晶生长时，非金属相只能依靠界面上的台阶来生长，因此不容易蔓延和分叉，生长方向要受到晶体学的制约。由于不规则共晶中，非金属相的分叉比较困难，使得平均相间距要比规则共晶的大得多，而且分布形态很不规则（见图 4-42）。

图 4-42 描述了不规则共晶的生长过程，而且还表示了非金属相 (β) 的两种分叉的情形：其中一种分叉，它的生长方向相离，间距越来越大；而另一种分叉，它的生长方向却越来越靠近，使其间距越来越小。前者间距渐大，层片的固-液界面前沿液相中的原子扩散距离变远而使溶质富集加大，界面熔点降低，以致界面曲率出现负值而形成凹陷。当体积分数较小的相在 λ_0 的情况下形成凹陷时，就可能出现分枝（图中未画出）。分枝的出现是由于凹陷周围界面向前推进而使凹陷逐渐向界面反方向不断延伸的结果。当一个分枝（新的层片）形成后，它趋向于向界面前沿的其他层片靠拢。这时，相间距减小，于是溶质富集也随之减少，而界面温度升高，导致该区域中的 β 相生长停止。 β 相（小平面相）在最终的共晶组织中呈现出 Z 字形。

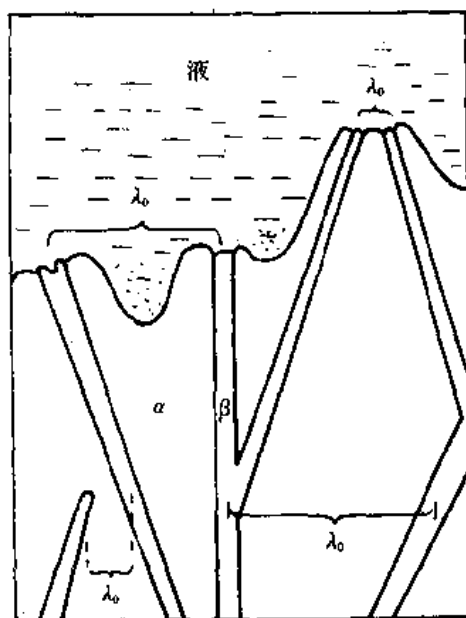


图 4-42 不规则共晶的生长

(二) 第三组元对不规则共晶形态的影响

如上所述，不规则共晶形态是由其中的非金属（小平面）相的生长特点所决定的。实践证明，微量第三组元能对非金属小平面型生长动力学产生重要的作用。众所周知，石墨是以六角形网格为基面的层状晶体，它容易在上下层之间发生一定角度的偏转而成为旋转孪晶（见图 4-13）。在旋转孪晶周边有许多台阶可供碳原子堆砌，故石墨晶体是沿侧向 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向生长而成片状的。铸铁中的片状石墨就是以这样的机制生长而成的。若在 Fe-C 共晶液中加入微量 Mg、Ce 等所谓球化剂，就可使石墨在 $\{0001\}$ 晶面上产生螺型位错，而使生长方向改变成垂直方向 $\langle 0001 \rangle$ ，从而由片状石墨改变为球状石墨。球墨铸铁是应用十分广泛的高强度铸铁。另外，在 Al-Si 共晶液中添加微量 Na，可使 Si 相细化，从而提高 Al-Si 合金的机械性能（用微量元素改善组织形态和性能的工艺过程称为变质处理）。

第七节 铸件结晶成分的不均匀性

在铸造工艺条件下,要实现化学成分完全均匀的结晶是十分困难的。在结晶过程中发生化学成分的不均匀现象称为偏析。根据偏析部位的不同而将偏析分为显微偏析和宏观(区域性)偏析两类。显微偏析包括晶内偏析(或称枝晶偏析)和晶界偏析。宏观偏析包括正常偏析、逆偏析(或称反偏析)以及比重偏析等。

偏析也可根据铸件各部位的浓度 C_s 与合金平均浓度 C_0 的偏离情况分类。

凡 $C_s > C_0$ 者,称正偏析; $C_s < C_0$ 者,称为负偏析。这种分类不仅适用于显微偏析,也适用于宏观偏析。

显微偏析和宏观偏析对铸件的机械性能、切削加工性能、抗冷裂和热裂性能,以及抗腐蚀性能都有程度不同的损害。因此,偏析是铸件或铸锭的主要缺陷之一。铸造工作者应对各类偏析的产生原因及对它们的预防和消除要充分重视。

一、显微偏析

显微偏析起因于合金结晶过程中的溶质再分配。显微偏析有晶内偏析、晶界偏析和胞状偏析等。

(一) 晶内偏析(枝晶偏析)

在常规的铸件冷却条件下,合金是按照非平衡的结晶过程结晶的。对于 $k_0 < 1$ 的合金,晶粒中心与主干部分由于最先结晶,因此溶质含量最低。而分枝或分枝之间为晶粒外层部分是后结晶部分,溶质含量逐次增多(借助相图固相线可以理解这种规律)。这样就使得整个晶粒在内外层之间存在着成分的差异。

研究表明,合金以枝晶方式生长时,在整个晶粒中有 90% 以上的熔体是以充填分枝之间的方式结晶的,即由枝晶的侧面结晶。枝晶的侧面生长往往接近于平面生长方式。因此,各组元在枝干中心与其边缘之间的浓度分布可近似地用夏尔方程式来描述。应指出的是,夏尔方程是假定固相无扩散而液相均匀混合的条件下推导出来的。当考虑到固相有扩散时,界面上固相的溶质浓度 C_s^* 与其固相分数 f_s 之间的关系可用下式描述:

$$C_s^* = k_0 C_0 \left(1 - \frac{f_s}{1 + a k_0} \right) \quad (4-56)$$

$$a = D_s \frac{2\tau}{\lambda} \quad (4-57)$$

式中 D_s —— 固相中的溶质扩散系数; τ —— 局部凝固时间;
 λ —— 枝晶间距; f_s —— 固相分数;
 C_0 —— 原始浓度; k_0 —— 平衡分配系数。

由式(4-56)可知,影响枝晶偏析的主要因素是 k_0 、 D_s 、 τ 和 λ 。若 k_0 与 1 偏离越远,或 D_s 越小,则偏析越严重。通常用 $|1 - k_0|$ 值定性地衡量晶内的偏析程度。 $|1 - k_0|$ 值越大,偏析就越严重。 $|1 - k_0|$ 称为偏析系数。P, S, B, C 等元素在 Fe 中的偏析系数分别为 0.94, 0.90, 0.87 和 0.74。这几种元素往往容易在钢中产生晶内偏析。

晶内偏析程度还可用偏析比表示。所谓偏析比是指晶内最高溶质浓度与最低浓度之比值。这种用偏析比来表示偏析程度的方法,在用电子探针作微区成分测定时常被采用。

晶内偏析使晶粒的物理和化学性质不均匀，铸件的机械性能降低，特别是塑性和韧性的降低更为明显。晶内偏析是一种不平衡状态，如果能使溶质充分扩散即可消除。把铸件加热到低于固相线 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，长期保温，即进行扩散退火则可减轻或消除晶内偏析。

(二) 晶界偏析

在许多情况下，晶粒内部偏析并不明显，而晶界偏析却十分明显。

铸件在结晶过程中，产生晶界偏析的情况有以下两种：

一种情况是晶界与晶体生长方向平行，由于表面张力平衡条件的要求，在晶界与液相的接触处出现凹槽（图 4-43）。此处不利于溶质扩散（死角）而有利于溶质富集，因而产生晶界偏析。这种情况产生于以胞状界面生长的情况。

第二种情况如图 4-44 所示。两个晶粒相对生长，彼此相遇而形成晶界。两个晶粒结晶时所排出的溶质 ($k_0 < 1$) 就富集在晶界上。这样，在最后凝固的晶界部分将含有较多的溶质和其他低熔点物质。

晶界偏析的预防和消除途径与晶内偏析的相同。

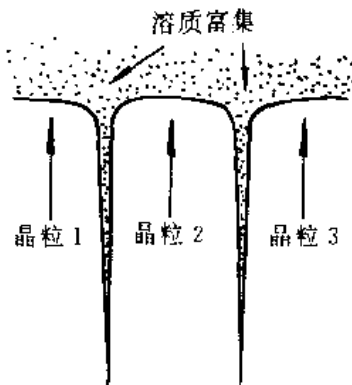


图 4-43 晶界平行于生长方向形成的晶界偏析

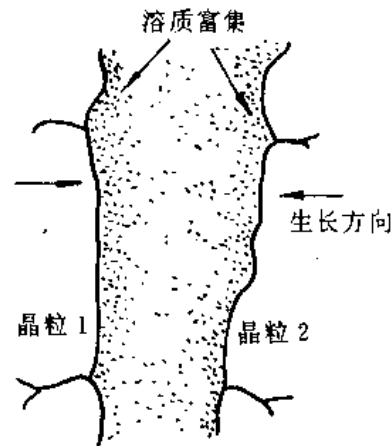


图 4-44 晶粒相碰形成的晶界偏析

二、宏观偏析

按其表现形式可分正常偏析、逆(反)偏析和比重偏析等典型。对金属进行区域提纯时，铸锭的宏观偏析规律可用式(4-32)即夏尔方程近似地描述。但在实际生产条件下，很难满足夏尔方程的条件。此时，铸件(锭)产生宏观偏析存在着以下的原因：①在铸件(锭)的结晶初期，由固相或液相的沉浮而引起区域性的化学成分分布不均；②在固-液两相区内液体沿枝晶的迁移运动而引起区域性化学成分分布不均。一般地说，熔体在结晶前的初始温度是不均匀的。冷端的熔体结晶速率较大，而热端的熔体结晶速率较小。前者未结晶的液相较少，而后者未结晶的液相较多。由夏尔方程可知，冷端未结晶液相中的溶质平均浓度高于热端 ($k_0 < 1$)。当枝晶之间的液相流动时，若从热端流向冷端，即从溶质含量较低的区域流向溶质含量较高的区域，使该区的固相平均成分 \bar{C}_s 降低，产生负偏析；反之，若液体由冷端流向热端，使 \bar{C}_s 升高，则该处将形成正偏析。当考虑熔体在枝晶之间存在流动时，其偏析(溶质)分布规律可用下式描述：

$$C_s^* = k_0 C_0 (1 - f_s)^{(k_0 - 1)/q} \quad (4-58)$$

$$q = (1 - \beta) \left(1 - \frac{u}{v} \right) \quad (4-59)$$

式中 β —— 凝固收缩率；
 u —— 等温线移动速度；
 v —— 液体沿 u 方向的流动分速度；
 C_s^* —— 固-液界面上固相的溶质浓度；
 k_0 —— 平衡分配系数；
 C_0 —— 原始浓度；
 f_s —— 固相分数。

由上述两式可知，当合金给定时， β 为定值， q 值大小只与 u 和 v 有关。而 q 值的大小又影响到 C_s^* 、 f_s 之间的变化关系。因此， u 和 v 是影响铸件产生宏观偏析的主要因素。

当 $q = 1$ ，即 $\frac{v}{u} = -\frac{\beta}{1 - \beta}$ 时，式(4-58)就成为夏尔方程，该区域平均成分 $\bar{C}_s = C_0$ ，无宏观偏析，只有显微偏析。

当 $q < 1$ ，即 $\frac{v}{u} > -\frac{\beta}{1 - \beta}$ 时，对于 $k_0 < 1$ 的合金，由式(4-58)可知， C_s^* 变大，从而使 $\bar{C}_s > C_0$ ，即产生正偏析。

当 $q > 1$ ，即 $\frac{v}{u} < -\frac{\beta}{1 - \beta}$ 时，对于 $k_0 < 1$ 的合金， C_s^* 变小，从而使 $\bar{C}_s < C_0$ ，即产生负偏析。

(一) 正常偏析

当铸件为凝固区域很窄的单向结晶时，晶体排成单向柱状晶，此时液相很难侵入晶体之间，因此枝晶间的液流运动对宏观偏析的影响几乎可以不考虑。这时宏观偏析的主要原因可以认为只是由于溶质再分配。对于 $k_0 < 1$ 的合金，铸件先结晶的区域的溶质浓度低于后结晶的区域。按照溶质再分配规律，这是正常现象，故称之为正常偏析。其偏析程度与结晶速度、液体对流以及溶质扩散等条件有关。

图 4-45 是原始成分为 C_0 的合金 ($k_0 < 1$) 以平面状界面单向凝固时，溶质自左到右的分布曲线(参看第五节)。

当合金以枝状界面生长时，溶质将同时沿纵向和侧向排出，故与单向凝固相比，其正偏析倾向较小，但显微偏析倾向增大。图 4-46 是 C、P、S 等三种溶质元素在厚壁铸钢件内的分布规律。该图反映出宏观偏析与晶区的特点有一定的关系。

(二) 逆偏析(反偏析)

所谓逆偏析是指在 $k_0 < 1$ 的合金

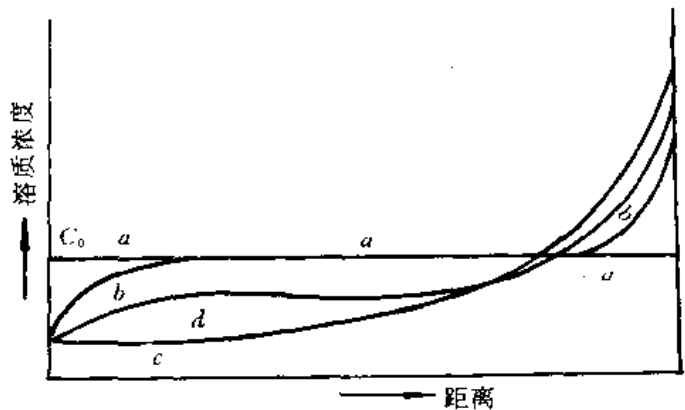


图 4-45 原始成分为 C_0 的合金在单向凝固后的溶质分布

a—平衡 b—固相无扩散液相只有扩散
c—固相无扩散液相均匀混合 d—液相部分扩散

中,虽然结晶是由外层逐渐向内进行的,但在外层的一定范围内溶质浓度分布由外向内逐渐降低,这恰好与正常偏析相反,故称逆偏析。

逆偏析的产生与凝固区域内液体在枝晶之间的流动有关。Cu-Sn 合金和 Al-Cu 合金是经常产生逆偏析的典型合金。这些合金有以下的共同特点,即凝固区域宽(因结晶温度范围大或因温度梯度小)和树枝晶很粗大,而且它们有较大的凝固收缩率。这些特点可以使内部溶质浓度较高的液体通过枝晶之间的通道,由内部流向表层,从而提高了铸件(锭)表层中的溶质浓度,而造成逆偏析(如图 4-47 所示)。

铸件产生逆偏析将使机械性能和耐水压、气压性能降低,切削加工性能恶化。防止或减少逆偏析的途径可以从以下几方面考虑:①增大温度梯度,或向合金添加晶粒细化剂,这将有助于抑制液体的晶间流动。例如,用砂型浇注厚大的锡青铜铸件,表面容易产生“锡汗”。改用金属型浇注,使铸件的温度梯度增大,可以防止逆偏析——“锡汗”的产生。②减小液态金属在结晶过程中所受的压力,包括减少合金的含气量。当合金凝固时,由于气体的析出而产生的压力有助于逆偏析的形成。

三、比重偏析

当合金熔体中析出的晶体与周围的熔体之间有明显的密度差时,或熔体中存在着密度有明显差别的两种液相(互不相溶)时,它们在重力的作用下就会造成铸件化学成分的不均匀性。这种由于重力作用而产生的化学成分不均匀称为重力偏析或比重偏析。例如 Cu-Pb 合金(Cu 比重为 8.24g/cm^3 , Pb 比重为 10.04g/cm^3),熔体有分层现象,上部含 Cu 多(比重较小),下部含 Pb 多(比重较大),在浇注之前即使搅拌,凝固之后也难免形成比重偏析。Sn-Sb 轴承合金也易产生比重偏析(上部富 Sb,下部富 Sn)。

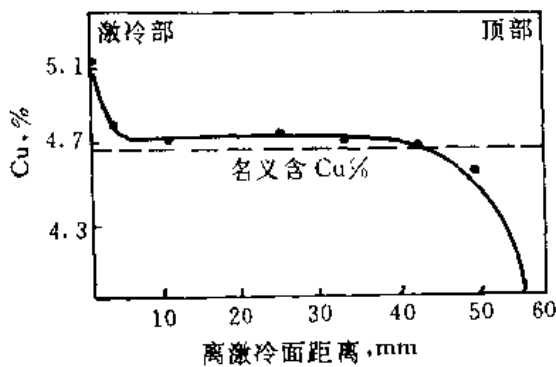


图 4-47 Al-4.7%Cu 合金铸件的逆偏析

在其他条件相同时,固、液相之间或互不相溶的液相之间的比重差越大,则比重偏析越严重。加快凝固速率(缩短凝固时间)和熔体进行充分搅拌,可以减轻比重偏析。此外,可以加入能防止初晶沉浮的元素。例如,向 Cu-Pb 合金中加少量 Ni,能使 Cu 固溶体枝晶首先在熔体中形成枝晶骨架,从而阻止 Pb 下沉。再如向 Pb-17% Sn 合金中加入 1.5% Cu(质量),首先形成 Cu-Pb 骨架,也可以减轻或消除比重偏析。

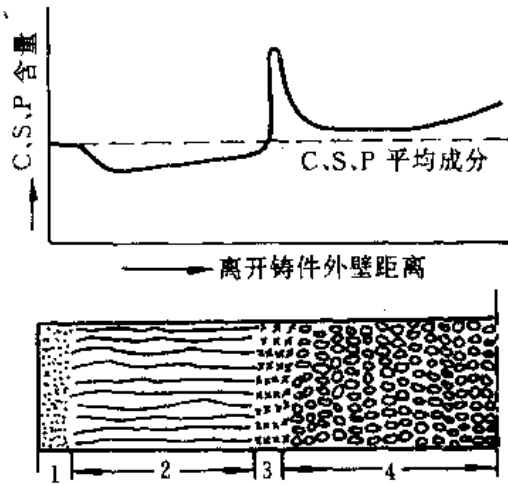


图 4-46 厚壁铸钢件断面 C、S、P 偏析规律与结晶特点的关系
1-细晶区 2-柱状晶区 3-偏析的高集区
4-粗等轴晶区

思考与练习

1. 试述结晶（形核与生长）的实质与条件。结晶过程对铸件性能有何重大的意义？
2. 在熔点附近的温度下，液态金属结构有哪些特点？液态金属结构与结晶之间有何联系？液态金属性质对结晶有何影响？
3. 试述均质形核与非均质形核有何联系与区别？非均质形核时，对形核剂有什么要求？
4. 根据固-液界面的微观结构可将晶体分成哪两类？这两类晶体的生长各有什么特点？
5. 铸铁中的石墨和 Al-Si 合金中的硅属于何种界面微观结构？为什么在通常的生长条件下总是呈片状生长的？
6. 正、负温度梯度是怎样建立的？
7. 什么叫做界面的不稳定性？它是什么原因引起的？
8. 负温度梯度 ($G_L < 0$) 时，界面总是不稳定的；正温度梯度 ($G_L > 0$) 时，界面总是稳定的，对不对？
9. 纯金属和单相合金的过冷度的本质是否一致？为什么单相合金的过冷度叫做成分过冷？
10. 溶质再分配是怎样引起的？它对单相合金的结晶有些什么影响？
11. 为什么平衡分配系数的定义中可以对固-液界面作“平衡”的假设？
12. 试述单相合金在几种不同的传质条件下的溶质在界面前沿的分布规律。
13. 定性地画出柱状枝晶和等轴枝晶的浓度场和温度场。影响这两个场的因素有哪些？
14. 解释图 4-5 曲线，这条曲线能给我们一些什么启示？
15. 何谓成分过冷？影响成分过冷的因素有哪些？它如何影响晶体的生长？
16. 共晶体的生长方式分为哪几种？各有何特点？
17. 什么叫共生区？它是怎样形成的？
18. 试解释图 4-41，从该图中可以得到哪些启示？
19. 层片状共晶体的层片间距 (λ) 受到哪些因素的影响？
20. 试解释图 4-40 (a) 中的层片 β 中心为什么出现凹陷。
21. 何谓偏析？如何分类？它与夹杂物有何区别？
22. 铸件的各种偏析受到哪些因素的影响？如何减小偏析？

参 考 文 献

- [1] 安阁英等，《铸件形成理论》，机械工业出版社，1990年。
- [2] W. 库尔兹、D. J. 费希尔，《凝固原理》，毛协民等译，西北工业大学出版社，1987年。
- [3] 胡汉起，《金属凝固原理》，机械工业出版社，1991年。
- [4] 李超等，《金属学原理》，哈尔滨工业大学出版社，1989年。
- [5] 大野笃美，《金属凝固学》，重庆大学冶金系炼钢教研室译，重庆大学出版社，1980年。
- [6] B. R. 帕普林，《晶体生长》，中国建筑工业出版社，1981年。
- [7] K. A. Jackson, B. Chalmers, Acta Met., Vol. 1, 1953.
- [8] K. A. Jackson, Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 236, 1966.
- [9] J. W. Rulter, B. Chalmers, Can. J. Phys., Vol. 31, 1953.

第五章 铸件结晶组织的形成与控制

本章主要讨论柱状枝晶和等轴枝晶的形成与控制，并对晶粒度以及枝臂间距的细化作必要的介绍。

本章以单相合金（固溶体）作为讨论的对象。但是讨论所涉及的基本内容，对于共晶合金或包晶等多相合金原则上同样适用。

第一节 铸件(锭)典型结晶组织

无论是铸件还是铸锭，都不外乎具有以下几种组织形态：① 平面晶或枝状晶（纯金属）；② 枝晶（单相合金）；③ 枝晶加共晶（多相合金）；④ 共晶（多相合金）。包晶合金属于枝晶或枝晶加共晶型（如果有共晶反应）。可见，枝晶（包括柱状枝晶和等轴枝晶）是所有合金最常见的基本类型。本章以枝晶作为讨论对象。其基本原理，原则上也适用于共晶。

典型的铸件结晶组织由以下三个晶区组成（见图 5-1）：① 表面细晶区；② 柱状晶区；③ 中心等轴晶区。但是并不是所有铸件或铸锭都同时具备这三个晶区，在一定的结晶条件下，可以是全部柱状晶（图 5-1 (b)），也可以是全部等轴晶（图 5-1 (c)）。

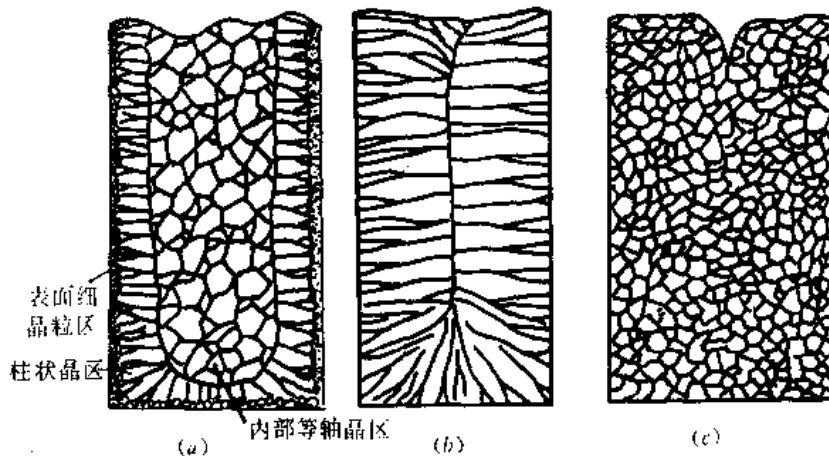


图 5-1

(a) 有三个晶区的铸件宏观结晶组织 (b) 仅由柱状晶构成的结晶组织
(c) 仅由等轴晶构成的结晶组织

晶核首先在温度最低的铸型壁上形成与生长，同时又不断地从型壁上脱落与游移，从而在型壁附近沉积着细小的等轴晶，以致构成表层细晶区。一旦表层由细晶粒连成一片牢固的凝固层后，晶粒就不能继续脱落与游移，于是表层细晶区便停止扩展。这时正是熔体对流运动已趋平静的时刻，固-液界面前沿的晶体在与型壁垂直的单向热流作用下，向着熔体中心延伸而最后成为柱状晶区。不过，最初各枝晶的取向是很乱的，只有那些主干平行于热流的枝晶才能向前延伸，而将取向不利生长的枝晶逐渐淘汰，这样就使得柱状晶的生长方向越来越

一致。晶体的这种相互竞争、相互淘汰的生长过程称为择优生长（如图 5-2 所示）。

择优生长的取向，对于立方晶系来说是 $\langle 100 \rangle$ 方向。在形成柱状晶区的过程中，可能在铸件或锭的中心部位形成另一个等轴区。这里的等轴晶是在周围熔体有些过冷，并在负温度梯度下，晶核自由生长或从别处漂游到这里的游离晶自由生长的结果。

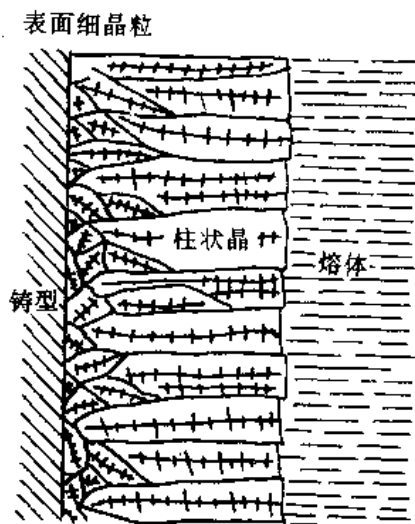


图 5-2 柱状晶择优生长示意图

第二节 铸件结晶时的晶粒游离

一、熔体内部的对流运动

熔体内部的对流运动不仅对固-液界面前沿的溶质分布产生影响，而且对晶粒的游离和晶枝的熔断和增殖有良好的促进作用，利用对流运动使晶粒脱落或打碎枝晶臂，就可以使熔体内部产生大量的小晶体。这些小晶体可以直接作为“晶核”。这些“晶核”没有任何会削弱润湿作用的氧化膜，因此利用对流运动来获得细小的等轴晶是一种非常有效的方法。

熔体的对流运动根据产生的原因可分为强制对流和自然对流。前者起因于浇注过程中流股的动量 (mv) 作用，后者起因于熔体各部分之间的温差。

二、晶粒游离的方式

熔体中游离晶粒大致有以下三个方面的来源：

(1) 通过过冷熔体中的非均质形核而直接产生的游离晶。在浇注和结晶过程中，最早形成的游离晶随着液流漂游的时候，在新过冷熔体中又会产生新的游离晶。只要满足非均质形核条件和存在着有效的形核物质，这种在熔体中直接形核而产生游离晶的现象总是存在的。

(2) 由型壁晶粒脱落、晶枝熔断和增殖而产生的晶粒游离。依附于型壁上的晶粒在生长过程中，由于平衡界面上溶质的再分配，对于 $k_0 < 1$ 的合金，将引起界面前沿液相中的溶质浓度不断提高，而凝固点随之下降（联系平衡图液相线），即实际过冷度减小，生长速度受到抑制。由于晶体根部紧靠型壁，它与晶体根部以外的其他部位比较，溶质扩散更为困难，生长更受

压制。故在晶体生长过程中将在根部形成“缩颈”，晶体呈头大根小的姿态。它们在受到熔体对流冲刷和温度反复波动的情况下从缩颈处断开，从而使晶体脱离型壁而导致游离(图 5-3)。

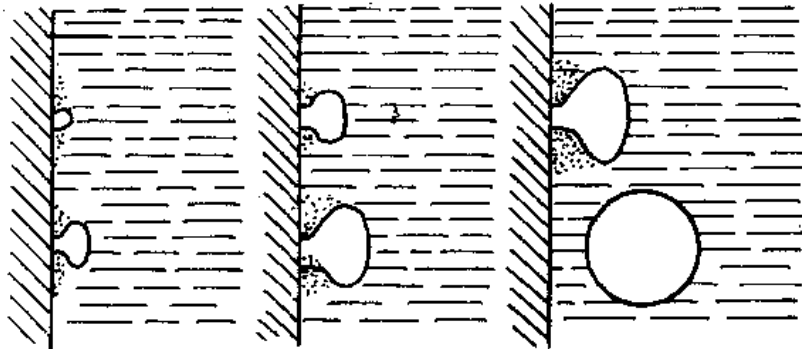


图 5-3 型壁晶粒脱落示意图

由于同样原因，晶枝根部的缩颈现象也同样存在。它们在液流和温度的冲击下，枝晶中最脆弱的部分——枝臂的根部就被折断。这些枝晶碎块被卷入熔体之中成为独立的漂游晶体。

上述从型壁上脱落的游离晶和枝晶折断下来的枝臂，在漂游过程中经历着温度和浓度波动，因此它们是时而生长又时而熔化的。这样就使得一个枝晶碎成几块以后有可能在低温区中生成几个枝晶(见图 5-4)。这个过程称为晶体增殖。它们对铸件(锭)的结晶组织起到很好的细化作用。

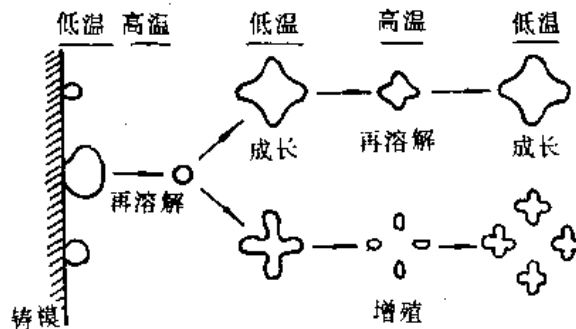
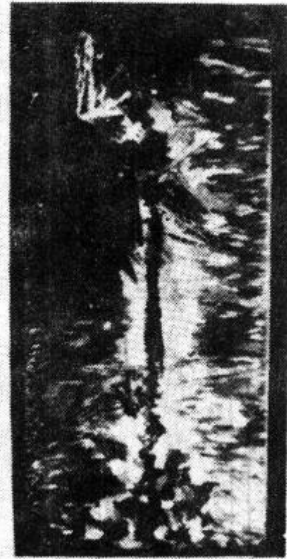
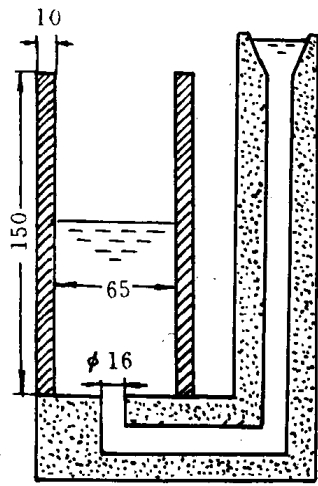


图 5-4 从型壁游离的晶粒增殖作用

(3) 液面晶体的沉降而产生的游离晶。铸件(锭)的结晶往往先从液面或液面与型壁接触的边缘开始。从顶部脱落的晶体因其比重较大而下沉，以“结晶雨”的方法进入熔体内部而成为独立的游离晶。这种情况在大型铸锭的结晶过程中普遍存在。

溶质在枝晶(枝臂根部)的富集而导致缩颈的形成，这是晶体游离的内因。但是液流的冲刷运动是促使晶体游离不可缺少的外部条件。图 5-5 至图 5-8 可以说明不同的充型方法使液流有不同运动状况，不同的运动状况就有不同的结晶组织。这一例子足以证明晶体游离与熔体运动之间的密切关系。

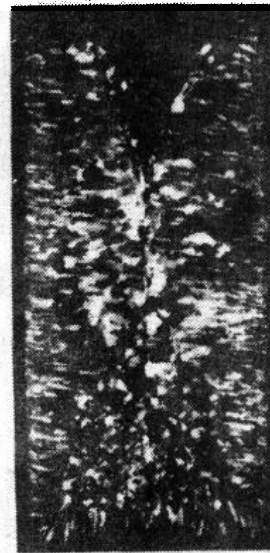
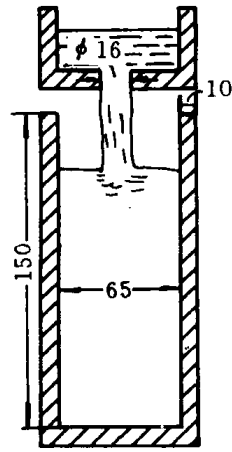
把 Al-0.2%Cu 合金通过型底上的浇口注入内径为 65 mm、高为 150 mm 的石墨型内(见图 5-5 (a))，这样的底注方法可使充型平衡而避免晶粒游离，其结晶是得到以粗大柱状晶为主的结晶组织(见图 5-5 (b))。若将该合金通过中间位浇注(见图 5-6 (a))，则得到的是有少量等轴晶的组织(见图 5-6 (b))。若把中间位的浇口移到靠近型壁浇注时，则等轴晶区不仅扩大而且晶粒获得了细化(见图 5-7)。若把中间位的浇口分成 6 个(其总截面不变)，这样浇注得到的铸锭为全部细小的等轴晶组织(见图 5-8)。以上不同结果说明了液流运动对结晶组织的重要影响。



(a)

(b)

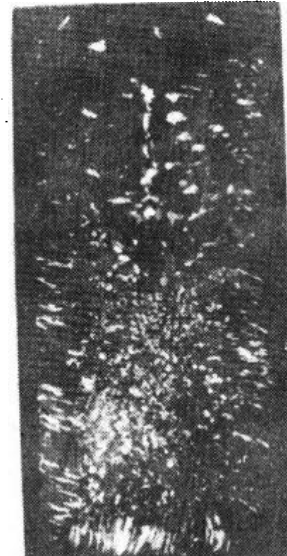
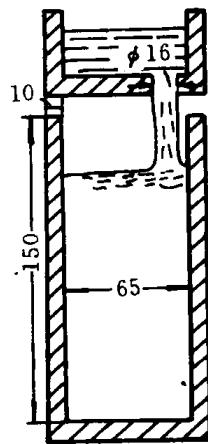
图 5-5 Al-0.2%Cu 合金的铸锭的宏观组织



(a)

(b)

图 5-6 用上注法浇注的 Al-0.2%Cu 合金宏观组织



(a)

(b)

图 5-7 从模壁附近浇注的 Al-0.2%Cu 合金铸锭的宏观组织

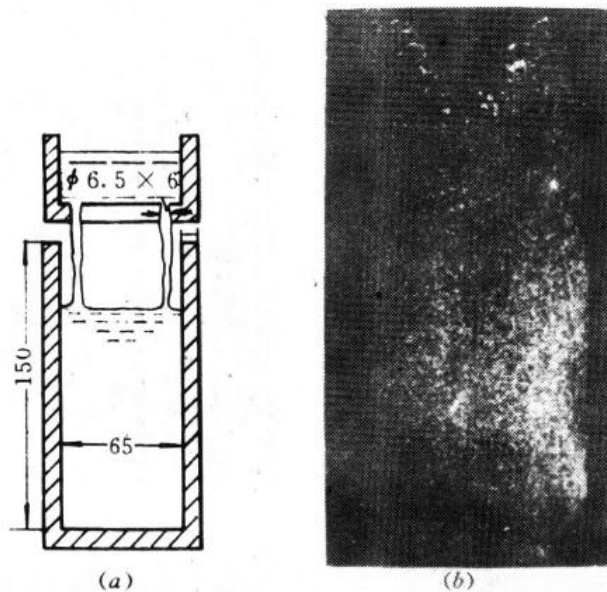


图 5-8 通过中间层的 6 个孔从模壁附近浇注的 Al-0.2%Cu 合金铸锭的宏观组织

第三节 铸件结晶组织与性能之间的关系

同一种合金的铸件，因其结晶组织的差别往往使其性能有十分显著的变化。晶粒的形态、晶粒的粗细、晶粒度的一致性以及枝臂间距的大小等组织特征，对铸件的机械性能和物理性能有着强烈的影响。

柱状晶的凝固区域较窄小，在生长过程中容易从它的前方熔体中获得液态金属的补缩。同时，其横向生长受到相邻晶体的阻碍而使横向分枝不能充分发展，分枝较细。因此，柱状晶组织致密，不容易形成缩松和晶间夹杂等宏观缺陷。但柱状晶的各项性能存在着明显的各向异性：纵向性能与横向性能有着明显的差别。此外，柱状晶的生长方向是与热通量平行的，因而在铸件（锭）的转角处或中心，从不同方向生长的柱状晶彼此相遇时形成的交界面，易于聚集气体和夹杂物，对铸件（锭）的性能有很大损害。因此，柱状晶组织通常是不受欢迎的。但由于柱状晶不存在横向的晶界，所以特别适用于只受纵向应力的零件。单向结晶的涡轮叶片已在航空发动机中获得广泛的应用。单向结晶技术还广泛地应用于制造磁钢。图 5-9 是三种晶体组织的抗高温蠕变性能的比较。

等轴晶是在成分过冷区和凝固区域较大的范围内生长而成的。它的分枝比较发达。等轴晶的晶界面积与其体积之比大于柱状晶的晶界面积/体积比。故晶界夹杂等缺陷比较分散，且各晶粒取向具有宏观的各向同性，故其性能比较均匀和稳定。其缺点是枝晶分枝比较发达，显微缩松较多，组织不够致密。这些缺点通常经晶粒细化加以克服。细等轴晶组织有着较为理想的综合机械性能，疲劳强度也随着晶粒的细化而提高。但对于热强合金，其高温持久强度却随着晶粒细化而降低。这是因为晶界在高温下急剧破坏的缘故。至于晶粒大小不均匀，或在一种组织中夹杂着另一种形态的晶体（例如在等轴晶组织中夹杂柱状晶），则都将对铸件的性能起损害作用。

除宏观状态外，结晶组织的微观结构对铸件的性能也有强烈的影响。在其他条件相同时，

平面状生长的柱状晶优于胞状生长的柱状晶，更优于枝状结构的柱状晶。此外，枝晶间距，尤其是二次枝晶间距的细化，对改善偏析情况和夹杂物的分布情况有显著效果。对于多相合金（例如共晶合金），其性能则更多地与组成相的结构与分布有关。因此，在合理控制宏观组织的前提下，着重改善铸件组织的微观结构将更有利于充分发挥材料的潜力。

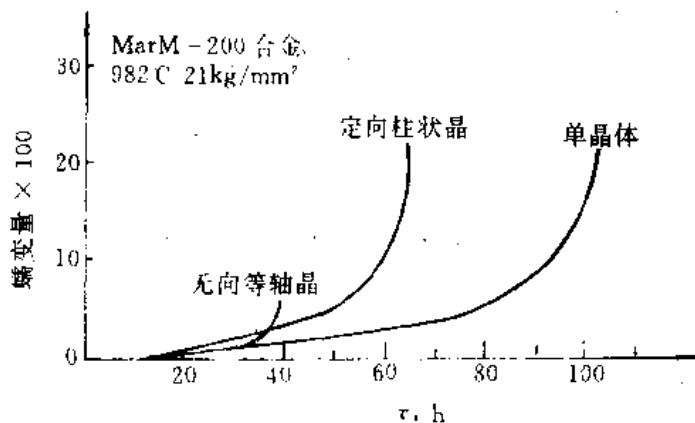


图 5-9 三种不同结晶组织材料的蠕变曲线

第四节 影响铸件宏观组织的因素

铸件的宏观组织受到成分过冷现象和晶粒游离、晶枝熔断和晶粒增殖等的影响。因此，凡是与成分过冷和晶粒游离、晶枝熔断和增殖有关的因素都将对铸件宏观组织产生影响。这些因素大致可概括为以下四个方面。

(一) 合金性质

- (1) 合金的纯度，溶质含量与性质，有否形核剂或晶粒细化剂；
- (2) 合金的结晶温度范围和溶质平衡分配系数，扩散系数，以及其他的热物理系数。

(二) 浇注工艺

- (1) 熔体的浇注温度；
- (2) 浇注方法：重力浇注，压力浇注，真空浇注，保护气氛等。
- (3) 浇注和凝固过程中的熔体运动状态。

(三) 铸型特点

- (1) 造型材料的热物理性质；
- (2) 铸型预热的温度；
- (3) 铸型的激冷方法。

(四) 铸件的结构和尺寸

第五节 铸件结晶组织的控制

一、等轴晶的获得与细化

(一) 制订有利于等轴生长的温度制度

在第四章中已经对等轴晶生长界面前沿所需的温度场和浓度场作了讨论。等轴晶是在较大的成分过冷区内，其周围为过冷熔体（负温度梯度）的条件下形成的。温度制度包括浇注温度、铸型初始温度以及铸件冷却速率等。温度制度如何，直接关系到铸件结晶界面前沿的温度场，以及关系到晶粒的游离与增殖。

1. 采用适当低的浇注温度

低温浇注可以防止柱状晶的生长和晶粒的粗化。这是由于型壁上游离出来的等轴晶在温度过热较小的熔体中可以保留下来；反之，如果浇注温度过高，游离晶就会被高温熔体重新熔化掉。因此高温浇注不利于等轴晶的形成与细化。这一结论可以用以下的实验加以证明。

图 5-10(a) 是 Al-0.15%Ti 合金在 1 023 K 温度浇注时得到的宏观组织——细等轴晶；如果把浇注温度提高到 1 173 K，则等轴晶组织变粗，同时组织中出现了柱状晶（见图 5-10(b)）；可是在同样高的温度浇注，但对液面给以微弱的振动，便又重新获得较为理想的等轴晶组织（见图 5-10(c)）。通过这一事实，可以说明浇注温度的高低，主要是需要考虑从型壁上游离出来的等轴晶是否能在熔体中得到保留。

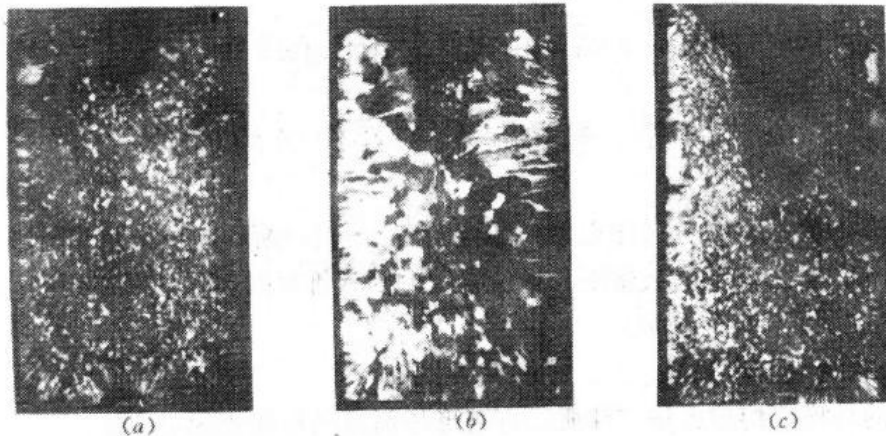


图 5-10 Al-0.15%Ti 合金的铸造组织

(a) 1 023 K 浇注 (b) 1 173 K 浇注 (c) 1 173 K 浇注（振动液面）

2. 合理控制冷却条件

铸件的冷却条件关系到固-液界面前沿的温度梯度 G_L 和生长速度 R （与冷却速率相关），或者说，关系到成分过冷区的范围（见式(4-36)）。小的 G_L 和大的冷却速率（严格地说是生长速率 R ），可以扩大成分过冷而达到促进形核和游离晶粒的目的，从而可以获得细小的等轴晶组织。在常规的铸造方法的条件下，冷却速率是受到温度梯度制约的，即冷却速率随温度梯度的增大而增大（除非像定向结晶条件下， G_L 和 R 可以独立控制）。因此很难达到 G_L 小而 R 大的要求。不过，对于薄壁铸件或导温系数大的有色合金铸件，由于铸件表面与中心的温差小（温度梯度小），因此即使铸型在空气中自然冷却的条件下（冷却速率并不大），也能获得细小的等轴晶组织。对于厚大的铸件或导温系数小的铸件（ G_L 大），则要求激冷能力小的铸型，以便减小 G_L ，同时配合其他的细化晶粒的措施以期获得细小的等轴晶组织。

悬浮铸造是获得细小等轴晶组织的一项新工艺。所谓悬浮铸造是在浇注过程中向合金液加入一定数量的金属颗粒，目的是减小 G_L 和增大生长速率 R 。这项工艺用于常规铸件生产，可以获得十分理想的效果。

(二) 孕育处理 (Inoculation)

孕育处理是向合金液中添加少量的物质以便改善结晶组织和提高机械性能和工艺性能的一种常用方法。例如在碳当量低的铁水中 (若不经孕育处理将得白口或麻口组织), 加少量 (通常为 0.2~1.2% 的硅、钙系合金) 的孕育剂处理则可使其获得以细密的珠光体为基、石墨呈细小片状均匀分布的所谓孕育铸铁。强度和耐磨性可比普通铸铁高出 1 倍。这种用添加剂改善结晶组织和提高机械性能的方法在有色合金 (例如 Al-Si 合金) 中称为变质处理 (modification)。目前对孕育或变质的术语尚未统一。在铸铁中称孕育, 而在有色合金中则称变质, 这是受其习惯的影响。但从其两者的含义上来说, 孕育是通过非均质形核和晶粒游离实现组织细化, 变质则是改变晶体生长形态而使组织获得改善。只不过目前对孕育或变质的机理还没有统一的解释, 因此对这两个术语尚未获得明确的定义。通过孕育或变质而使结晶组织细化的添加物统称为晶粒细化剂 (包括孕育剂和变质剂)。根据目前对等轴晶细化原理的认识, 可将晶粒细化剂分为以下两类:

1. 具有非均质形核功能的晶粒细化剂

这是一些与结晶相有共格对应关系的高熔点颗粒或同种金属的颗粒。例如钢中加 V、Ti 等生成的碳化物或氮化物; 铝中加 Ti 生成的 Al_3Ti 等。此外, 还可以加入同种金属颗粒使其在熔体中起晶核作用。例如, 高锰钢中加锰铁, 高铬钢中加铬铁; 又如在铁水中加入硅铁, 使其在瞬时内出现许多富硅区而处于过共晶状态, 从而迫使石墨提前析出, 而脱氧产物 SiO_2 可作为石墨非均质形核的衬底。

2. 具有强成分过冷的晶粒细化剂

这类细化剂是作为溶质加入合金液中的。它的特点是 $|1 - k_0|$ 值很大。因此, 它很容易在枝晶根部富集而形成缩颈, 从而促使晶粒的游离与增殖。由于溶质富集程度与溶质平衡分配系数 k_0 有关, 如果 $|1 - k_0|$ 越大, 则晶粒细化的效果越好。倘使溶质富集在生长界面前沿, 可以降低熔点 (液相线温度) 而抑制晶体的生长, 或改变晶体的生长形态 (例如 Al-Si 合金的变质处理)。

强成分过冷的晶粒细化剂在促进型壁晶粒游离方面有重要作用。例如对于 Ni 基、Co 基和不锈钢的铸件, 若将钴化物 (细化剂) 直接加到熔液中, 并没有什么细化作用, 但把它涂刷到型腔表面上, 便能产生十分显著的细化效果, 其原因就在于这类细化剂的主要功能是促进型壁晶粒的游离。

(三) 用动态结晶获得细小的等轴晶

大量试验证明, 在结晶过程中施加振动、搅拌或旋转, 使铸件在动态下结晶能有效地获得细等轴晶组织。多数研究者认为, 动态结晶可使熔体中产生大量的游离晶体而细化等轴晶和制止柱状晶的形成。

1. 振动结晶

振动对结晶组织的作用至少可以考虑两点。第一, 振动可以破坏熔液与铸型之间的气膜和氧化膜, 而使熔液润湿铸型并密切接触型壁, 这样有利于在型壁上大量形核。第二, 振动可以触发晶粒从型壁上脱落, 促进晶体游离。这时, 如果在熔液中添加强成分过冷的溶质, 使枝晶根部形成缩颈, 就可以使晶粒更容易从型壁上脱落, 其细化效果将更好。根据动力源可分为机械振动、电磁振动和声频或超声波振动等。振动方法可以直接振动铸型, 也可以振动浇注槽或浇口杯, 或将振动器插入熔液中施加振动。试验指出, 振动频率对晶粒细化影响较

小,而振幅大小影响较大。大野笃美认为,振动的有效时间是在凝固壳厚度尚未达到 5 mm 以前进行,同时应根据不同的振动方法选择适当的浇注温度。

2. 搅拌

在连续铸锭和浇注大型铸锭时,对型壁附近的液面施加强烈的机械搅拌,可以获得细小的等轴晶组织。不过,这种搅拌方法很难应用于一般异形铸件的结晶过程。在异形铸件结晶过程中通入惰性气体,让气泡上浮并排出液面可以获得很好的搅拌效果。它使熔液发生波动,因而促进了型壁上的等轴晶以及凝固壳最上端的并向液面伸长的不稳定凝固层发生晶粒游离。

3. 利用旋转磁场使熔体旋转

将铸型放入类似电动机定子的旋转磁场中,则铸型中的液态金属受到交变的磁力线的切割,将像感应电动机的转子一样旋转。由于铸型以及凝固层是不动的,旋转的液态金属就不断地冲刷型壁和以后的凝固层。这样,就使液态金属产生大量的游离等轴晶。这种结晶技术可以使铸件的不同部分获得不同的结晶组织。图 5-11 是铝锭利用旋转磁场控制而获得的结晶组织。

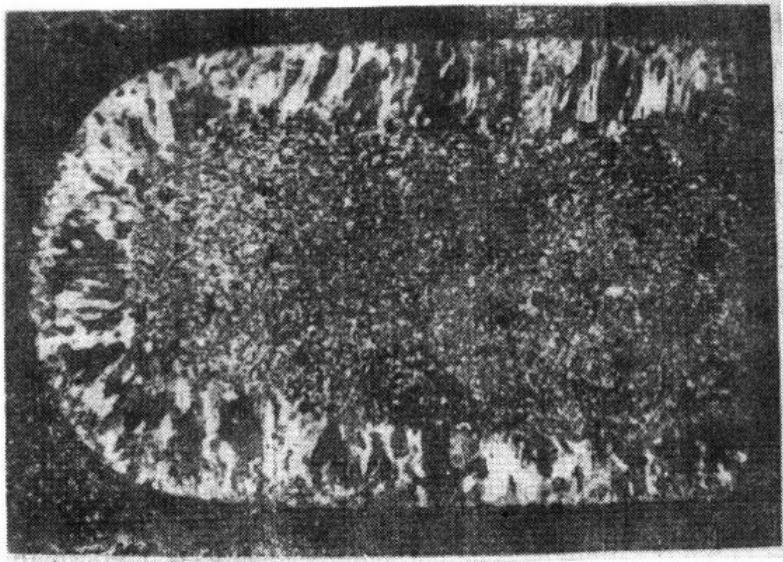


图 5-11 利用旋转磁场控制晶粒组织
柱状晶区—未加磁场 细等轴晶区—加磁场

燃气涡轮机的涡轮由周围的细薄叶片和盘体组成。要求叶片为并排的柱状晶以满足高温强度的需要,而要求盘体为细等轴晶以满足塑性和强度的需要。如果用普通方法铸造,就很难兼顾这两部分的不同要求。如果采用旋转结晶技术,先将合金浇入恒速旋转的铸型中使叶片生长成并排的柱状晶,然后使铸型交替变向旋转就可以使盘体获得细小等轴晶的组织,从而使整体铸造的涡轮得到理想的性能。

(四) 二次枝晶间距的细化

对等轴枝晶来说,不同枝晶之间没有任何确定的取向关系,故一次枝晶间距(相应于晶粒度)对机械性能的影响不如二次间距重要。虽然二次间距的大小与晶粒度之间没有直接的联系,但在为获得细等轴晶而采取的措施也同样可以促进二次间距的细化。例如:① 薄壁铸件的快速冷却;② 具有激冷作用的悬浮铸造;③ 添加强成分过冷孕育剂和稀土孕育剂;④ 低

温浇注等措施，既能细化晶粒，也能细化二次间距。但应指出，细化二次间距需要大的温度梯度 G_L 和小的结晶温度范围，这对形成等轴晶是不利的。因此，需要采取辅助措施以促进等轴晶的形成，才可获得理想的结果。

二、柱状晶及单晶的获得

(一) 单向凝固的条件

为了使晶体沿着某一特定的方向单向生长，必须满足以下条件：

(1) 严格的单向散热。所谓严格的单向散热是指生长界面上必须建立起生长方向的正温度梯度，并且绝对阻止侧向散热，以防止侧向生长。

(2) 要有足够大的 G_L/R 。 G_L/R 值足够大，意味着成分过冷范围足够小。表示晶体是在其界面前沿很小范围的过冷度下生长，而前方是高温熔体；同时生长速度 R 小，可以减少界面液相一侧的溶质富集。

3. 合金液有足够高的纯度，同时要避免对流、搅拌和振动。当合金的晶粒密度大于液态密度时，采取自下而上的结晶方向可以抑制合金液的自然对流。

单向凝固技术可以使整个铸件都具有整齐挺拔的柱状晶甚至单晶组织，在航空叶片和磁钢生产中得到了广泛的应用，目前正向着铸态复合材料的研制与生产应用领域扩展。

(二) 单向凝固方法

单向凝固生产中要努力提高 G_L ，这主要是为了使生产率(生长速率 R) 在保证一定的比值 G_L/R 的条件下获得提高，同时 G_L 和 R 的提高又有利于枝晶间距的细化而获得细密挺拔的组织 and 优良的性能。提高 G_L 可以通过以下途径来实现：

(1) 对已凝固部分实行强制冷却，让其散热量尽可能增大，以提高固-液界面前沿的温度梯度 G_L 。由于从已凝固部分排出的热流 $Q_s = G_L \lambda_c + R \rho L$ ，因此 Q_s 增大可以同时提高 G_L 和 R 。

(2) 提高固-液界面液相一侧的熔体温度，以提高 G_L 。

(3) 将界面液相一侧的高温环境与固相一侧的低温环境隔开，从而保证界面前沿的温度梯度 G_L 维持着高的水平。

(4) 要求侧向绝热，保证固-液界面保持在宏观的同一水平高度上。

20 多年来，单向凝固技术的发展是在以上四个方面努力改进的结果。

单向凝固法介绍如下：

(1) 炉外单向凝固法

首先将铸型加热到高温再迅速放到激冷的铜板上浇注。如图 5-12 所示，铜板底面喷水激冷并在冒口顶部盖以发热剂，从而建立起自下而上的单向凝固温度场。其缺点是铸件一经浇注，就无法控制 G_L 和 R 。由于单向散热能力随凝固时间进程而逐渐削弱，柱状晶将越来越粗，甚至在顶部往往出现等轴晶组织。切掉铸件(锭)端头后留下有用的柱状晶

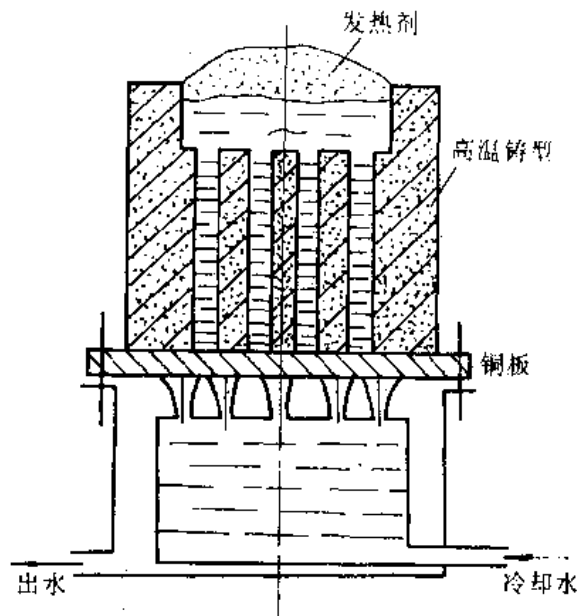


图 5-12 炉外单向凝固法

部分,其长度通常不超过 100 mm。早期单向凝固采用的就是这种炉外凝固法。但由于设备简单、工艺方便和成本低廉,在简单零件和小批单向凝固生产中还在应用。

(2) 炉内单向凝固法

铸件在感应加热炉内浇注和凝固。由于可以控制和调节炉内的温度梯度和凝固速率,因此可以获得高质量的复杂铸件。从炉外凝固法发展到炉内凝固法,这是单向凝固技术的一大进步。最初的炉内凝固采用的是功率下降法(PD法),如图 5-13 所示。将加热器中的开底铸型放在水冷结晶器上,加热炉的感应圈由上、下两组组成。浇注前把合金液加热到浇注温度以上 30~60℃,浇注后切断下部感应圈的电源(炉子功率下降)。通过调节上部感应圈的输入功率,可以实现凝固界面前沿相当大的 G_L 。其不足之处是散热条件没有得到显著的改善,其柱状晶区不超过 180 mm。图 5-13(b)、(c) 是用 PD 法生产的航空叶片的组织与普通精铸叶片的比较。

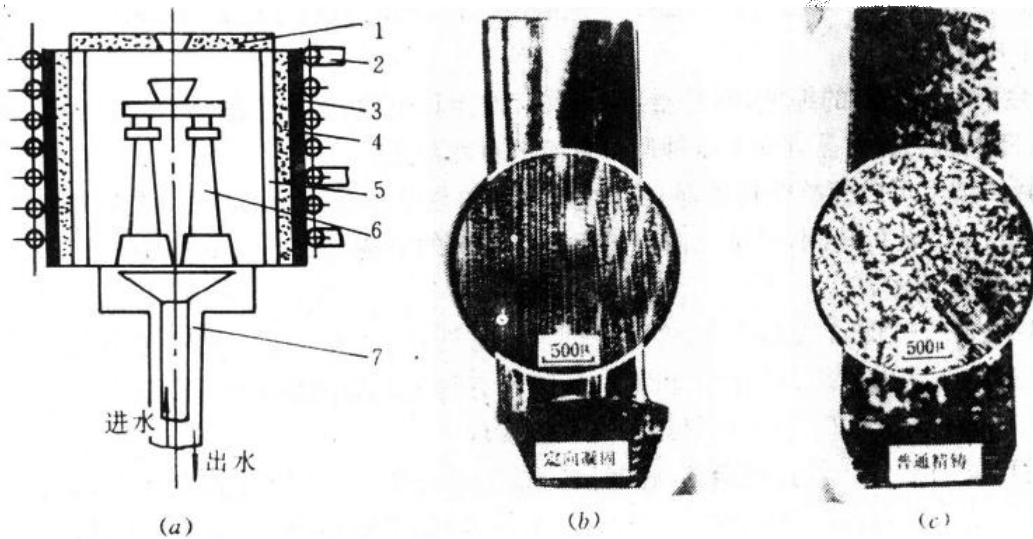


图 5-13 炉内功率下降 PD 法

(a) PD 法示意图 (b) PD 法产生的叶片组织 (c) 普通精铸法生产的叶片组织

1—保温盖 2—感应圈 3—玻璃布 4—保温层 5—石墨套 6—模壳 7—结晶器

图 5-14 是在 PD 法的基础上改进发展起来的高速凝固法(HRS法)。它与 PD 法不同之处是铸型可以逐步移出(或感应器上移),以便使已凝固部分的散热获得改善。同时,在液相区(高温区)与固相区(低温区)之间加了隔板,从而有利于 G_L 进一步提高。铸型移出速度应能确保固-液界面处在隔板附近的稍上方。该法优点是 G_L 大(26~30℃/cm),生产速率 R 大(23~27 cm/h)。故枝晶间距较小,晶粒细密挺拔,生产率比 PD 法高 2~3 倍;柱状晶长度可达 300 mm 以上。

为了进一步强化固相部分的散热能力,使其建立起具有更大的 G_L 的温度场,可将铸型在移出隔板后迅速浸入低熔点、高沸点的金属液(如锡液)中,利用高散热能力的金属液使凝固区激冷,这就是在 HRS 法基础上发展起来的液态金属冷却法(LMC法)。该法 G_L 可达 200℃/cm 以上,其柱状区长度原则上不受限制,生产率进一步提高。

单向凝固技术还可以用来生产单晶体的铸件(包括半导体材料)。目前使用的有选晶法(晶粒淘汰法)和引晶法(籽晶法)两种生产工艺。

三、共晶合金组织的控制

在共晶合金凝固时,共晶团可以通过领先相初晶晶核表面生成第二相而形成,也可以借助于共晶体从型壁上游离而使共晶团不断排入熔体。在一般铸件中是希望获得细小的共晶团组织。而铸造复合材料则希望获得平行生长的共晶群体结构。前者可采取对领先相的初晶细化的措施,后者则可采取单向凝固方法;若不计界面上的横向扩散,则保证非共晶成分的合金以平面方式生长的条件为

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{m(C_E - C_0)}{D} \quad (5-1)$$

式中 C_E ——共晶成分。

前面讨论的细化单相等轴晶的措施,原则上也适用于细化共晶团。但动态结晶与孕育这两种措施不宜同时使用于共晶合金的细化。有人认为这是由于运动会破坏孕育作用的缘故。

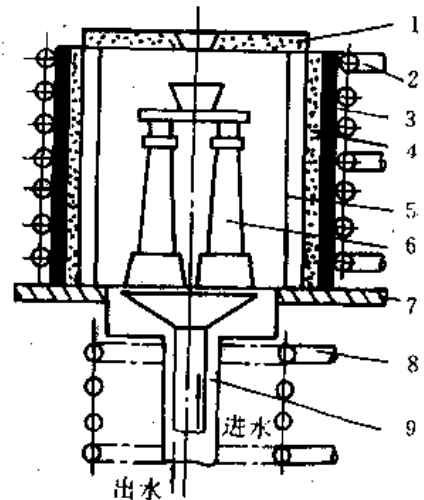


图 5-14 炉内高速凝面 HRS 法
1—保温盖 2—感应圈 3—玻璃布
4—保温层 5—石墨套 6—模壳
7—挡板 8—冷却圈 9—结晶器

思考与练习

1. 铸件(锭)典型的晶粒组织包括哪几个晶区?它们是怎样形成的?用哪些措施可以获得全部的细等轴晶组织?
2. 实现单向凝固的基本原理和措施是什么?有哪些具体方法可以实现这些措施?
3. 单向凝固技术为什么生产率受到一定的限制?用什么方法可以使生产率获得提高?
4. 整个涡轮的叶片部分希望获得柱状晶(沿着受力方向生长),而盘体部分希望获得细等轴晶。如果要生产这种涡轮,你认为应该采取什么方法?
5. 在砂型铸造生产中,从整个铸件的总体上来说,是以柱状枝晶为主还是以等轴枝晶为主?为什么?
6. 分析下列措施可能获得的结晶组织:①同时采用形核剂及强成分过冷剂(或表面活性元素);②加形核剂,同时分别在固定磁场和交变磁场中浇注;③加表面活性元素浇注后施加振动。

参 考 文 献

- [1] 安阁英等编,《铸件形成理论》,机械工业出版社,1990年。
- [2] 大野笃美著,唐产斌等译,《金属凝固学》,机械工业出版社,1983年。
- [3] 王家焯等,《金属的凝固及其控制》,机械工业出版社,1983年。
- [4] G. S. Cole, Solidification, ASM, 201, 1971.
- [5] M. C. Flemings 著,关玉龙等译,《凝固过程》,冶金工业出版社,1981年。

第六章 铸件中的气体与非金属夹杂物

铸件中的气孔和夹杂物对铸件的使用性能影响很大，因其减少铸件的断面积使之过早失效。夹杂物和气体影响铸造性能如充型能力及抗热裂性。铸件表面的夹杂物降低铸件抗蚀性，影响机械加工性能，恶化表面质量，增加刀具磨损。

铸件中的气孔与合金液中所含气体有关，而夹杂物亦影响合金液的质量。所以研究合金液中气体和夹杂物，了解它们的来源、存在形式以及排除方法等，可以采取相应措施减少其在合金液中的含量，以便提高铸件的质量。

第一节 金属液中的气体

一般情况下，金属液中均含有气体。由于合金不同，其中所含气体也有差异，如氢在铝、镁及一些高熔点金属中的溶解度是比较高的，而在铅、锌等低熔点金属中的溶解度就要低得多。氢与一些普通金属如铝、镁、硅及锰等形成的氧化物很稳定，而且不易溶解于金属或含有这些元素的合金液中。氧在合金中的溶解度是很有限的，熔融金属中的碳、氢、硫含量与其中的含氧量有关，当含氧量多时，它们的含量往往也大。氮在金属中的溶解度是极小的，氯和其他卤族元素也是如此，所以它们都可用来除气。

由于气体种类不同，对铸件质量影响也不同，另外，各种气体的来源、存在形式也不一样，现分述如下：

一、金属中气体的种类及存在形式

氢原子半径很小 ($0.37 \times 10^{-10} \text{ m}$)，几乎能溶解到各种合金中，氧的原子半径虽小 ($0.66 \times 10^{-10} \text{ m}$)，但它是一个极活泼的元素，能与许多金属形成化合物，只有氧化性较差的金属及合金，才具有一定的溶解量。氮的原子半径比较大 ($0.8 \times 10^{-10} \text{ m}$) 在铸钢铸铁中有一定的溶解量，而在铝合金与铜合金中几乎不溶解。金属气孔内含有氢气、氮气或 CO 、 H_2O 、 CH_4 等多原子气体或它们的混合物。现分别介绍主要合金中的主要气体。

1. 铁及钢中的气体

存在于铁中的氧，主要以溶质或者氧化物、硅酸盐和成分复杂的硫氧化合物以及 CO 和 CO_2 形式被发现。氧以 FeO 的形式溶解于钢中，过热时含量急剧增高，而在凝固时急剧降低，虽然氧在钢中的含量似乎很低，但因氧和碳反应时在金属内部形成大量的气体，所以脱氧不完全的钢和氧含量高的钢常因气孔太多而造成废品。

铁及其合金中的氢气是生成气孔和其他铸造缺陷的主要原因之一。在 1500°C ， $1.013 \times 10^5 \text{ Pa}$ 压力下， 100 g 铁就能溶解约 27 cm^3 的氢（标准状态）。溶解度随温度升高而增加， 1700°C 时， 100 g 铁能溶解约 35 cm^3 的氢。

氮在普通钢甚至电炉钢中的实际含量不超过 $0.03 \sim 0.04\%$ 。因为氮的原子量较大，故它作为气体的实际体积要比氢小。氮和钢铁中的各元素差不多都能生成足够稳定的氮化物。如

果氮不以稳定化合物的形态被束缚住，那么它对于气孔生成的作用也不能忽略。例如当钢铁中氮和硅的含量较高时，氮化硅往往分解而成自由氮，并在铸件中生成气孔。

钢铁中尚含有一定量的 CO 、 CO_2 和 CH_4 ，但它们没有很大的影响。

2. 铝及其合金中的气体

氢极易溶于铝液中而形成气孔。与其他某些有色合金比较，虽然氢在铝中的溶解度很小，但由于铝由液态变为固态时，氢的溶解度变化比其他常用金属都大得多，故氢极易在铝中形成气孔。铝铜合金及铝硅合金中氢的溶解度都比纯铝小，铜使氢溶解度降低的效应比硅还大一些， Al-Mn 、 Al-Mg 系合金也有类似的情况。

关于 CO 、 CO_2 、 N_2 等气体在铝中的溶解度问题尚存在着不同意见。一般认为 N_2 、 O_2 、 CO_2 、 CO 和 SO_2 不溶于铝液中， CH_4 的溶解度也极低。

我们可以认为在铝中起有害作用的气体是氢。

3. 镁及镁合金中的气体

氢在固态与液态的镁中的溶解度是极高的，但到目前为止尚未确定其准确的溶解度。有人用急冷的方法求得每 100 g 镁在熔点时能溶解 26 cm^3 的氢，而在此温度下的固态镁中氢的溶解度是 20 cm^3 。当温度升高时，氢在镁中的溶解度提高，例如在 900°C 时，每 100 g 镁中能溶解 30 cm^3 的氢。

由于在浇注时通常用 SO_2 来防止镁合金的氧化，所以对此气体的溶解度也进行了研究。曾有人发现在大气压力下，每 100 g 镁在 705°C 时能吸收 2.4 cm^3 的 SO_2 ，而在 960°C 时，溶解度提高到 10 cm^3 ，温度继续升高时，溶解度反而降低，到 1025°C 时则降为 0。

压力对溶解度也有相当的影响。例如在 705°C 时，在 $39\,996 \text{ Pa}$ 的压力下，100 g 镁只能吸收 1.3 cm^3 的 SO_2 。溶解度曲线上的最高点和最低点的位置也随压力而变化， SO_2 在镁中是以介稳状态的 MgS_xO_2 形式存在的。

镁及某些镁铝合金与不同的气体之间的作用的研究表明，氢能造成很多的气孔， CO_2 与 SO_2 的作用就小一些。氮在许多情况下只有很少的影响，而含氢 80% 及氮 20% 的混合物则不至于使铸件发生气孔。

4. 铜及铜合金中的气体

氢在纯铜中的溶解度随压力增大而直线上升。除氢之外，最易溶于液态铜中的气体是 CO_2 和水蒸气。一般认为 CO 及氮是不溶于液态铜中的。

研究表明，锡、铝、金等元素能显著降低氢在铜中的溶解度，银无影响，而镍和铂则使溶解度增加。对于所有已经研究过的铜锡合金，气体溶解度与分压力的平方根成比例关系，但合金中含锡量愈多，压力的影响就愈小。由于镍本身吸收氢的能力比铜要大一些，所以铜镍合金吸收的氢量也比纯铜的大。铜铝合金中吸氢量随铝的增加而降低。有人认为，熔化的铝青铜含氢量降低的原因是表面的氧化膜阻止了氢的进入。

含锌量较高的铜合金不容易吸收氢。由于锌的升华作用，铜锌合金的蒸气压力是很高的，这样就可避免吸气作用。而含锌量少时，锌的这种作用就小些。

在熔融的铜中极易溶解的 SO_2 也不会使黄铜产生气孔。

综上所述，气体元素在金属中主要有三种存在形式：固溶体、化合物和气态。若气体以原子状态溶解于金属中，则以固溶体形态存在；若气体与金属中某些元素的亲和力大于气体本身的亲和力，气体就与这些元素形成化合物；气体还能以分子状态聚集成气泡存在于金

属中。

二、金属中气体的来源

金属中的气体一般来自三个方面：一是熔炼过程，二是铸型，三是浇注过程。

1. 熔炼过程

熔炼过程中气体主要来自各种炉料的锈蚀物、炉衬、工具、熔剂及周围气氛中的水分、氮、氧以及 CO_2 、 CO 、 SO_2 、 H_2 及有机物燃烧产生的碳氢化合物等。

大气中氢含量极少。但合金在熔炼过程中是吸氢的。原因是 Al_2O_3 的标准生成自由能比 H_2O 的低得多，故在铝与水汽接触时，产生氢的可能性很大。在某些情况下，铁和铜也会与水汽发生反应而生成氢，但这种情况不多见。

2. 铸型

来自铸型中的气体主要是型砂中的水分。但即使烘干的铸型，浇注前也会吸收水分，且其中的粘土在金属液的热作用下结晶水还会分解，有机物的燃烧也会产生大量气体。

3. 浇注过程

浇包未烘干，接触金属液时便产生气体；铸型浇注系统设计不当会卷入气体；铸型透气性差引起气体浸入。另外，由于浇注速度控制不当，或型腔内气体不能及时排除，当温度急剧上升，气体体积膨胀使型腔内压力增大时，也会使气体进入金属液，增加金属中气体的含量。

三、气体对铸件质量的影响

1. 对机械性能的影响

金属所吸收的气体对铸件的机械性能有很大的影响。

孔穴减少了铸件的有效截面，且当孔穴有尖角时，还会引起应力集中，结果降低了铸件的机械性能，尤其是它的塑性、冲击韧性和疲劳强度。从表 6-1 所列试验结果，可以看出孔穴对机械性能的影响。试验采用的是磷青铜在干砂型中铸出的试棒。

气孔的不同形状及分布对机械性能的影响也不同。一般来说，圆滑球形气孔与分布均匀时，使机械性能下降较少，反之则大。

表 6-1 不同条件处理的磷青铜机械性能

性能	加热至 1 200℃ 通入氢气 1 050℃ 浇注	在 1 200℃ 短时通氮除气 1050℃ 浇注	在 1 200℃ 激烈通氮 5 min 除气，1 050℃ 浇注
抗拉强度 (MPa)	115	281	351
延伸率 (%)	3	19	43
密度 ρ (g/cm^3)	8.47	8.65	8.81

合金中溶解的气体对其机械性能的影响也较大，一般是恶化金属的塑性及冲击韧性。当气体从溶液中析出时，甚至会引起各种裂纹，如钢中的“白点”即是由析出的氢造成的发状裂纹而产生的，一般谓之氢脆。铸铁中固溶的氢还会增加白口倾向。

2. 对铸造性能的影响

(1) 对抗热裂性能的影响。有些试验表明：对某些合金而言，它们的抗热裂倾向会因含有

气体而降低。应该指出，当金属中溶有大量气体时，由于凝固期间的大量气体析出也会产生裂纹。

(2) 对疏松及充型能力的影响。铸件凝固时析出的气体阻碍金属液的补缩，造成晶间疏松。轻合金中的这种缺陷随氢含量的增加而加剧。合金液含有气体会降低其流动性。例如，含 $[H]$ 为 $0.8\text{cm}^3/100\text{g}$ 的铸铁，流动性为 53cm ；含 $[H]$ 为 $4.1\text{cm}^3/100\text{g}$ 时，则下降为 39cm 。

第二节 铸件中的气孔

金属中的气体含量超过其溶解度（包括局部区域超过溶解度），或浸入的气体不被金属液溶解，则以分子状态（即气泡形态）存在于金属中。若凝固前气泡来不及排除，铸件将产生气孔。

一、气孔的种类与特征

铸件表面与内部由于气体而产生的各种形状和大小的孔洞谓之气孔。孔壁表面一般比较光滑，带有金属光泽，有些有氧化色。根据气体来源和形成机理可分为析出性气孔、侵入性气孔和反应性气孔。按气体类别可分为氢气孔、氮气孔和一氧化碳气孔等。根据气孔的形状和位置，又有针孔和皮下气孔之称。

1. 析出性气孔

熔炼浇注过程中溶解吸收了较多气体的金属液在冷却和凝固过程中，因气体溶解度下降，析出的气体来不及排出而在铸件中产生的气孔叫做析出性气孔。

这类气孔的特征是多而分散，尺寸较小，分布在铸件的整个断面或某一部分，尤以冒口附近和铸件最后凝固的热节部位为多，同一炉和同一包浇注的一批铸件中几乎都有。析出性气孔的形状呈裂纹状多角形或团球形或断续裂纹状或混合型。

通常金属含气量较少时，呈裂纹状；含气较多时，则气孔较小，呈团球状。铝合金析出气孔常以针孔形式出现。析出性气孔主要是氢气孔，其次是氮气孔，氢气孔比氮气孔明亮。铝合金中最易出现析出性气孔，其次是铸钢件，铸铁件有时也会出现。

2. 侵入性气孔

这是在浇注过程中铸型和型芯在高温金属液的作用下产生的气体以及空气侵入金属液中而形成的气孔。其特征是数量较少、体积较大、孔壁光滑、表面氧化，常出现在浇注位置的上表面或靠近型、芯的表面处。形状多呈梨形、椭圆形或圆形，有时带有孔尾，而此处往往就是气体的侵入部位。侵入的气体一般是水蒸气、一氧化碳、二氧化碳、氢、氮和碳水化合物等。

3. 反应性气孔

浇注过程中，由金属液的某些成分之间和金属液与造型材料、冷铁和熔渣进行化学反应产生的气体形成的气孔谓之反应性气孔。

金属-铸型间的反应性气孔，通常分布在铸件表皮下 $1\sim 3\text{mm}$ 处，通称皮下气孔。形状有球状和梨形（常发生在球铁件中），气孔孔径约 $1\sim 3\text{mm}$ 。有些皮下气孔呈细长状，垂直于铸件表面，深度可达 10mm 左右。

另一类反应性气孔是金属内部各元素之间或元素与非金属夹杂物（包括渣）发生化学反应产生的蜂窝状气孔，呈梨状或团球状均匀分布。有时卷入铁豆局部产生气豆孔。

二、气体的溶入与析出

铸件中气孔的形成是因为金属液含有气体，在凝固过程中形成气泡来不及排出而留在铸件中成为气孔。从而可以看出，金属液中首先要有气体，这是气孔形成的第一个条件。下面介绍气体是如何进入金属液的。

（一）气体的溶入

金属液吸收气体的动力学过程可分为吸附和扩散两个阶段。

1. 气体被液态金属吸附

气体吸附是一个发生在金属-气体界面上的过程，即大气中的气体分子受固体或液体表面上原子的吸引力作用形成的。由于液体表面质点所受四周的作用力是不平衡的，但它们却力求所受的力达到平衡，结果便把气体中的分子吸附到液体金属的表面上。吸附有物理吸附和化学吸附两种形式。

（1）物理吸附。当气体吸附和蒸发是以分子状态进行时，是由范德华力引起的。由于表面质点力场的不均匀性，当气体分子碰到金属液表面时，气体分子被吸引而粘附在金属液表面，这种现象称为物理吸附。物理吸附主要取决于表面状态。它的吸附是不牢固的，很快就达到了吸附与脱附的平衡状态。物理吸附中，分子不离解，气体本身仍为稳定的相，具有较大的体积。物理吸附能覆盖单分子层或多分子层厚度。气体能否稳固吸附在金属表面，取决于表面力场的强弱、温度和压力。如表面力场较强，则易吸满，不易脱离。对于金属而言，物理吸附只能在低温时发生。随着温度的升高或金属表面压力的减少，吸附的气体浓度也就降低，物理吸附速度也就缓慢下来。显然，温度较低、压力较大，有利于物理吸附。物理吸附热不大，很快就能达到平衡。吸附的气体仍处于稳定的分子状态，故不能被金属所吸收。

由于物理吸附只在低温时发生，所以我们讨论高温的液态金属时，对它就不加注意了。我们注意的是另一种吸附方式，即化学吸附。

（2）化学吸附。有些物体表面是活性的，表面上的原子价没有被邻近原子饱和。发生吸附作用时，具有剩余价的原子能与被吸附分子发生化学反应，这样的吸附称为化学吸附。化学吸附又叫活性吸附，是气体和金属原子之间的化学结合，具有一定的亲和力。这时气体分子和金属质点间的作用力与化学反应中的化学亲和力一样，因而这种吸附比较牢固。并非所有的气体分子碰到液面就可以被吸附，如同化学变化一样，要产生化学吸附必须有一定的活化能，所以化学吸附的速度随着温度的升高而增大。

被吸附于金属液面的气体是物理吸附还是化学吸附，决定于该气体与金属元素之间的亲和力大小，而不决定于是单原子、双原子还是多原子气体。惰性气体如氦、氖、氩、氙等属单原子气体，但它们与金属原子之间没有亲和力，只能进行物理吸附。

化学吸附能力取决于气体原子与金属原子之间的亲和力的大小。其吸附速度，因温度上升而加快，至一定温度时达到最大值，继续升温反而减小。

化学吸附不是化学过程，不产生新相，但能促进化学反应。化学吸附与气体溶解于金属有所不同，前者的浓度要比该气体溶解的浓度大得多。它是金属吸收气体最关键的过渡阶段。

气体分子被化学吸附之后，其内部的运动性质就发生变化，称为“应变”，并促使分子离

解为原子。由于原子体积小而且活跃，所以容易钻入液态金属中去。

2. 气体在液体中的扩散

被吸附在金属表面的原子，只有向金属内部扩散才能溶解于金属中。金属液吸附气体的同时，气体开始向金属液内部扩散，并以原子状态溶入金属液中。显然，浓度差愈大，气体压力和温度愈高，扩散速度也愈大。

金属液的成分和表面的物化状态，对扩散速度有很大影响，扩散速度随着温度升高而急剧增大，见图 6-1。

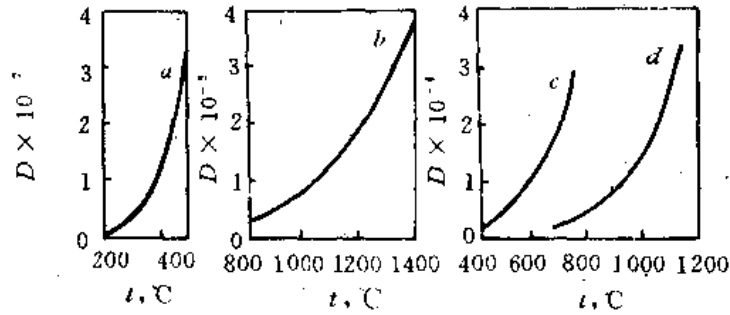


图 6-1 气体扩散系数与温度的关系

扩散速度与温度的关系由下式表达：

$$D = d \exp\left(-\frac{q}{T}\right) \quad (6-1)$$

式中 D —— 扩散速度；
 d —— 金属层厚度；
 q —— 常数。

此外，一般双原子气体如氢、氧、氮在许多固态金属中的扩散速度由下式表述：

$$D = \frac{K}{J} \sqrt{P} \exp\left(-\frac{Q'}{2RT}\right) \quad (6-2)$$

式中 K —— 常数；
 d —— 金属层厚度；
 P —— 气体分压力；
 Q' —— 扩散热；
 R —— 气体常数；
 T —— 绝对温度。

气体在金属中的扩散速度是随压力的增加而不成比例，这是由于扩散物质不是处于分子状态而是处于原子状态。扩散速度与浓度梯度成正比。因此，随着金属厚度的增加，扩散速度减小。综上所述，金属吸收气体可以由以下四个过程组成：

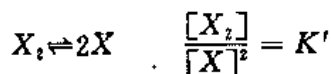
- (1) 气体分子撞击到金属表面；
- (2) 在高温金属表面上，气体分子离解为原子状态；
- (3) 气体原子被吸附在金属表面；
- (4) 气体原子扩散进入金属内部。

前三个过程是吸附过程，最后一个过程是扩散过程。金属吸收气体时，这四个过程实际是同时存在的。其中扩散是关键，因为它决定金属的吸气速度。

3. 气体的溶解度

在一定温度和压力下，金属吸收气体的饱和浓度叫做该条件下气体的溶解度。

溶解度的大小可以根据物理化学中的分配定律得出，即某物质散布在相邻两介质 I 和 II 中的数量当达到平衡状态时，是按照一定比例的。



所以 $[X]^2 = \frac{1}{K'} [X_2] = K'' [X_2]$

又因一种气体的浓度 $[X_2]$ 是与该气体的分压力 P_{X_2} 成正比，即

$$[X_2] = K P_{X_2}$$

所以 $[X] = \sqrt{K'' [X_2]} = \sqrt{K'' K P_{X_2}} = K \sqrt{P_{X_2}}$

K 与温度及溶解过程的热效应有关，即

$$K = C e^{\frac{Q}{RT}} \quad (6-3)$$

式中 Q ——溶解过程的热效应；

C ——常数；

k ——波尔兹曼常数。

则气体的溶解度

$$[X] = C e^{\frac{Q}{RT}} \sqrt{P_{X_2}} \quad (6-4)$$

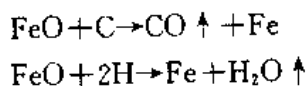
当分压力不变时

$$[X] = K_2 e^{\frac{Q}{RT}}$$

当温度不变时

$$[X] = K_1 \sqrt{P_{X_2}}$$

气体和金属也会发生作用而产生可溶解的化合物，就像 CO_2 溶于水变成碳酸一样。但这种化学对气体的溶解度可能没有什么大的影响，即它在金属中的溶解度仍遵循上述规律，且溶解的化合物也会产生气体形成气泡，如



从上面论述可以看出，当压力不变时，溶解度与温度的关系决定于溶解热的符号。一般金属吸收气体为吸热反应，溶解热为负值，溶解度随温度的升高而增加，如图 6-2。铁、铝、铜、镍、镁等金属及其合金溶解氢都属于这一类。

从图 6-2 还可看出金属发生相变时，溶解度发生突变。这是由于金属组织发生变化改变了气体的溶解度，液相比固相更有利于气体的溶解。晶格类型不同溶解度也发生变化。由液相转变为固相时，气体溶解度发生突变，对铸件产生气孔有直接的影响。

气体溶解度与温度的关系，还会受到金属蒸气压的影响。当金属液温度接近沸点时，溶解度逐渐降低，达到沸点时将降低为零。

压力对气体溶解度的影响可这样描述：在几种研究过的金属中，一定温度下，每 100 g 金属所能溶解的气体（标准状态下的体积， cm^3 ）与金属和气体接触面处的分压力的平方根成正比，如氢在铜中以及氧在银和铜中的溶解度都符合这种关系。

金属成分和性质对溶解度的影响：① 与气体亲和力大的元素，加大了气体的溶解度并使除气过程困难。② 某些合金元素能使气体在金属中的溶解度降低，如铝中有铜时，在一定程度上减少了氢在其中的溶解度，但这种作用一般并不重要。③ 合金在固态发生相变时气体的溶解度也会发生突变。

同一成分的合金若其组织不同，所溶解的气体量也将不同。氢和氮在钢、铁中的溶解度随含碳量的增高而降低，因此，铸铁的吸气能力比钢低。同样，加入提高气体含量的合金元素，则能提高气体的溶解度。如果加入的合金元素能与气体形成稳定的化合物，则能降低其溶解度。稀土金属在低温下吸气量大，易潮湿，加入到铸钢和球铁中往往会增加含气量。

图 6-3 表明元素对氢在铁合金中溶解度的影响。

合金元素还能改变金属表面膜的性质及金属蒸气压等，从而影响气体的溶解度。

气体溶解度常用每 100 g 金属含有气体在标准状态下的体积来表示（即 $\text{cm}^3/100\text{g}$ ），有时也用溶解气体对金属的重量百分数来表示。

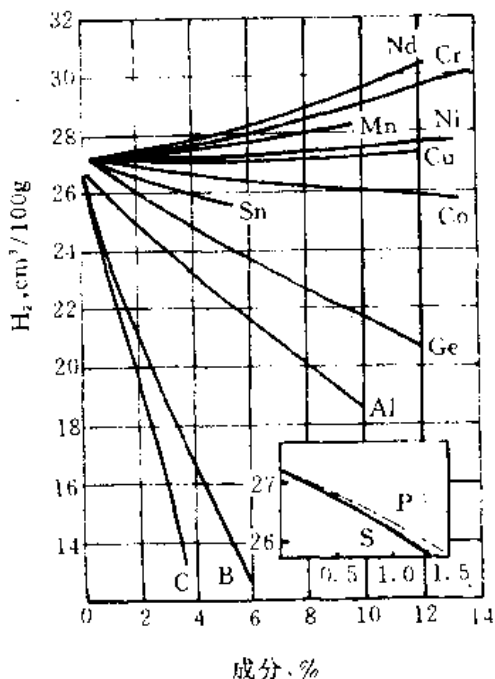


图 6-3 氢在二元系铁合金中的溶解度 (1592°C)

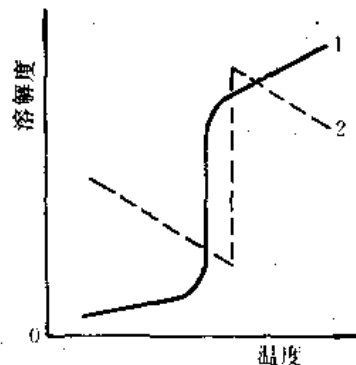


图 6-2 热效应和温度与气体溶解度关系示意图
1-吸热溶解 2-放热溶解

(二) 气体由金属中析出

气体在金属中的溶解是一个可逆过程。高温时，气体在液态金属中的溶解度较高，温度降低，溶解度也随之下落，此时即有气体析出。气体析出的多少及排除的好坏对于铸件的质量是有很大影响的。析出的气体由液态金属向外排除有两种方式。

1. 溶解的逆过程

溶解的逆过程为表面气体的脱附及内部气体向表面扩散的过程。金属温度从 T 下降到 T' 时，就出现气体析出分压力， T' 愈低，此分压力愈大，溶解的气体愈处于过饱和状态，气体将自动向外扩散。同样，如果减少金属外部的的气体压力（如真空铸造），即使温度变化不大，气体也处于过饱和状态。金属表面气体浓度的降低，就导致内部气体向表面扩散，使金属内部气体不断析出。但这种逆过程的进行是很慢的，它的速度决定于气体由内部到表面的扩散速度。由于在表面上同时存在着吸附和脱附

的正反两个过程，气体在金属内部和表面上的浓度差也就不大，因而扩散速度较慢。

气体以扩散方式析出，只有在非常缓慢的冷却条件下才能充分进行，这在实际生产条件下往往难以实现。这种脱附的方式不是气体排出的主要方式。

2. 形成气泡及气泡上浮

为了提出有关气孔成因的看法及防止它的措施，既要分析气体从金属中析出和由外界进

入的条件，又必须分析气泡从金属中形成和上浮的条件。

(1) 形成气泡。金属中产生气泡必须具备以下条件：

① 金属液溶解的气体处于过饱和状态而具有析出分压力 ΔP 。

② 气泡内各种气体的分压总和 ΣP_G 大于作用在该气泡的外压力总和 ΣP_E ，气泡才能产生并在金属液中稳定存在。

气体析出的总压力等于每一种气体分压力之和，即

$$\Sigma P_G = P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} + P_{CO_2} + \dots \quad (6-5)$$

气体析出时的这种压力，受到下述外压力 (ΣP_E) 的反抗。外压力 ΣP_E 包括外部气体压力 P_a 、金属静压力 (P_M) 和表面张力。

$$\text{所以} \quad \Sigma P_E = P_a + P_M + P_{\sigma} = P_a + h\nu + 2\sigma/r \quad (6-6)$$

式中 h ——产生气泡处金属液面高度；

ν ——金属液的密度；

σ ——金属液的表面张力；

r ——生成的气泡半径。

如果气体析出的压力大于外压力之和，则会形成气泡且力图上浮，否则气泡不可能形成。

可见，其他外界条件不变时，则金属中含气量愈高，气体析出的压力愈大，气泡生成的可能性愈大。

压力差 ($\Sigma P_G - \Sigma P_E$) 愈大，气体析出也就愈强烈。所以在真空中气体从金属中析出的倾向特别大，而在压力下结晶时，气体析出量最少。

液态金属中气泡的出现与其中气泡胚胎 (气核) 的产生有关，即要形成气泡，必须先形成气核，如同金属结晶一样，气核大小也必须大于某临界尺寸。

分析上述公式可以看出，当 P_a 和 P_M 不变的情况下， $2\sigma/r$ 项愈小时则形成气泡的条件愈易具备。众所周知，温度的增高是会使表面张力下降的。但是在极纯的液态金属中，纵然升高温度 $2\sigma/r$ 项之值仍然相当大 (例如，对钢而言，在 $\sigma = 1500$, $r = 10^{-9}$ m 时，则 $2\sigma/r = 3.04 \times 10^9$ Pa) 以至根本不可能出现 $\Sigma P_G > \Sigma P_E$ 之条件，所以气泡胚胎自发产生的可能性是极小的。但是在实际金属液中往往还存在着很多气态、液态和固态的杂质。这些由微小晶体、非金属夹杂物、气泡、容器壁以及破坏液态组织连续性的类似因素所构成的界面为气泡胚胎的形成创造了条件，因而不需要克服巨大的 $2\sigma/r$ 值，气泡就很容易形成了。有的研究者认为，机械扰动对气泡的生成极为重要。当液体受扰动时，自由的涡旋作用总是生成气泡的原因，扰动作用是在表面张力作用项 $2\sigma/r$ 上增加一负项，因此就加强了生成气泡的条件。金属液在铸型中流动时，极可能发生扰动。因为液态金属流动的速度极易超过层流的临界速度，所以铸造金属中这种紊流可能促使气泡的形成。

金属凝固时所发生的容积变化形成的低压空隙，对气泡在该处的形成是起相当作用的。特别是凝固温度范围较宽的合金在凝固的后期，残留的液相在枝晶的空隙中很容易产生无数的小气孔。

结晶间隔大的合金，枝晶间的液体由于气体向此处集中而含气较多，易于造成 $\Sigma P_G > (P_a + h\nu + 2\sigma/r)$ 之条件而产生气泡。这些气泡又因受枝晶的阻碍难以浮出，故产生气孔的可能性大。结晶间隔小的合金这种可能性就小。当 ΣP_G 稍大于 ΣP_E 时，所形成的气孔形状和缩孔相似，表面不光滑、不规则。当 ΣP_G 比 ΣP_E 大很多时，所形成的气孔近于球形。

(2) 气泡的上浮。依附在外来物表面的气核形成以后,溶解在金属中的气体由于压力差必将自动向气泡内扩散,当气泡长大到一定尺寸时就脱离该表面上浮。

气泡上浮过程中,还能不断从金属液中吸收扩散来的气体或由于两个气泡上浮速度不同可能相碰而合并,这都会使气泡不断变大,上浮速度也不断加快。金属液温度愈高,动力粘度愈小,上浮阻力也愈小。

依附在非金属夹杂物表面的气泡,最初可能一起上浮,但由于气泡不断长大,加之气泡与夹杂物重度不同,造成两者上浮的速度差增大,最终可能将夹杂物甩下而各自上浮。

从斯托克斯公式可见,气泡愈小,上浮速度愈慢,因此尺寸太小就可能浮不出来。要使气泡及时上浮而排出液面,应具有有一定尺寸,一般应大于 $10^{-2} \sim 10^{-3}$ cm 数量级,否则将难以排除。铸型内的液体金属由于温度下降快,气泡上浮将更困难。若铸件表面已凝固,气泡将来不及排除而保留下来形成气孔。

还应指出,以上讨论的气体在金属内的溶解和析出,没有考虑金属表面状况。若金属表面有氧化膜就会影响气体的吸附和扩散,气体在金属中的溶解和析出速度都将降低。

(三) 金属含气量的测定

测量液态金属内部气体的含量,最可靠的方法是观察金属在凝固时的表现,或者根据铸出的试样检验。常用的检验方法有下述几种:① 真空凝固法;② 气孔率测定法;③ 真空熔化法。

下面仅对真空凝固法中之第一气泡法加以介绍,并介绍生产中采用几种定性检查方法。

第一气泡法:在轻金属含气量测定中,采用这种方法。在多次试验条件下,可获得相当准确的结果。但如含气量少,结果不易准确。它所依据的原理是,根据形成气泡的条件 $\Sigma P_G > \Sigma P_E$,即在 $\Sigma P_G = P_a + h\nu + 2\sigma/r$ 时,为刚刚能够产生气泡的情况。对于在液态金属表面附近且有较多夹杂存在的情况下,上式右端之后两项可以略而不计。此时之 P_a 应理解为金属液面上方炉气的压力。而左端之 ΣP_G 对于许多金属(如铝合金),绝大部分是由氢的分压力造成的,故可近似地认为

$$\Sigma P_G = P_{H_2}$$

$$\text{又因为} \quad [H] = C e^{\frac{Q}{2RT}} \sqrt{P_{H_2}} \quad (6-7)$$

$$\text{所以} \quad \lg[H] = A + \frac{-B}{T} + 1/2 \lg P_{H_2}$$

其中 $A = \lg C$, $-B = \frac{Q}{2K} \lg e$, 对一定合金皆为常数。

如对于铝合金而言,则为

$$\lg[H] = 1.356 - \frac{2760}{T} + 1/2 \lg P_{H_2}$$

由此式可见,若能求出 T 及 P_{H_2} , 则可经计算而得出氢的浓度 $[H]$ 。试验示意图如图 6-4,用真空泵抽气,使外界气相压力逐渐降低,待达到 $P_{H_2} = P_a$ 时,就是刚能出现气泡的条件。所以自窥视孔中看到第一个气泡时,压力计所指出的 P_a 即为 P_{H_2} , 此时的温度 T 可用热电偶测出,从而可以计算出 $[H]$ 。

上述方法只是对表面上有保护性氧化膜和存在杂质的金属或合金才能使用。若无杂质,则 $2/r$ 项较大而不能忽略;没有保护性膜的金属,当它暴露在大气中时,会有吸气或析出气体的反应,使气体有所增加或减少。

定性法:在铸钢车间,浇注前先在试样杯中浇入钢水,若钢液中含气量多时,则在试样冷却

后,由于气体的析出而使试样的体积增加,表面凸起;若含气量少时,则试样由于凝固收缩而使表面凹入,故可据此而定性判断含气量的多少。还可以将上述试样在凝固冷却后进行锻打,使成一定厚度的圆饼,若圆饼边缘有开裂,则说明气体含量多;若边缘整齐,则合格。

有色金属方面,也采用了类似的方法。也可由气泡外逸时在表面氧化膜上留下的痕迹大小和多少来确定含气程度。含气很多时孔少而大,含气较多时孔多而小,含气很少时表面光洁。

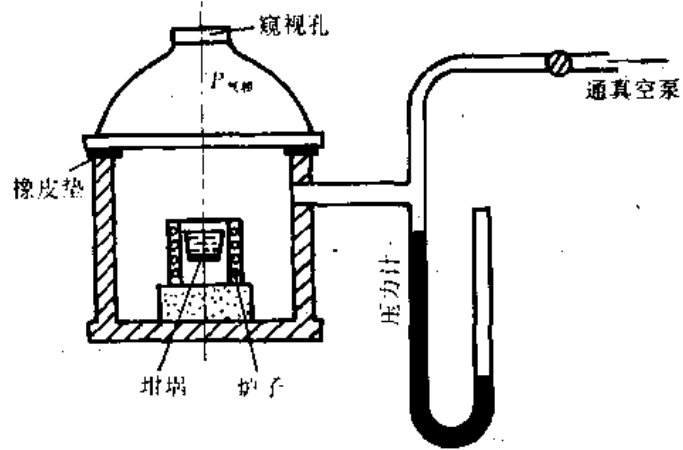


图 6-4 第一个气泡法测量含气量装置示意图

三、气孔的形成

(一) 析出性气孔的形成

如前所述,金属液中含气量较多时,随着温度下降溶解度降低,气体析出压力增大,当大于外界压力即具备 $\Sigma P_G > \Sigma P_E$ 时便形成气泡。气泡如来不及浮出液面,便留在铸件中形成气孔,这就是析出性气孔。

金属液中的含气量较低时,甚至在含气量比凝固温度下液相中的溶解度还低时也可能产生气孔。这种现象需用溶质再分析来解释。

1. 凝固时气体溶质再分配

因为金属凝固时气体溶解度急剧下降。铸造条件下,金属凝固过程中,可认为气相中气体溶质只存在有限扩散,无对流,无搅拌,而固相中气体溶质的扩散可忽略不计,这样就可应用固-液界面前液相中溶质分布方程

$$C_L = C_0 \left[1 + \frac{1-k}{k} \exp\left(-\frac{Rx}{D}\right) \right] \quad (6-8)$$

式中 k —— 气体溶质平衡分配系数;

D —— 气体在金属液中的扩散系数;

R —— 凝固速度;

x —— 离液固界面处距离;

C_L —— 液相中的气体浓度。

金属凝固时,根据式(6-8)可得出气体在液相中的浓度分布,如图 6-5 所示。最初析出的固相中气体浓度为 kC_0 ,在凝固前沿 $x=0$ 处,液相中气体浓度将达到最大值 $\frac{C_0}{k}$ 。设此时气体溶解度为 S_L ,则液相中气体浓度超过 S_L 时才析出气泡。产生过饱和浓度区 Δx ,可由式(6-8)导出($x=\Delta x$ 处, $C_L=S_L$)

$$\Delta x = \frac{D}{R} \ln \frac{1-k}{k \left(\frac{S_L}{C_0} - 1 \right)} \quad (6-9)$$

析出气泡还决定于 Δx 存在时间 $\Delta \tau$ 的长短, $\Delta \tau$ 愈长, 愈有利于气孔的生长, 由式(6-9)可求出

$$\Delta \tau = \frac{\Delta x}{R} = \frac{D}{R^2} \ln \frac{1-k}{k \left(\frac{S_L}{C_0} - 1 \right)} \quad (6-10)$$

可见, 当合金成分一定时, $\Delta \tau$ 主要由凝固速度 R 决定, Δx 是枝晶间尚待凝固的液相内气体溶质的富集区。这里凝固速度 R , 分配系数 k , 扩散系数 D 及气体原始浓度 C_0 都会影响到 Δx , $\Delta \tau$ 以及液相中气体浓度的分布。

可见, 即使金属液中气体原始浓度 C_0 小于凝固温度下液相中的饱和浓度, 由于金属凝固时存在溶质再分配, 在凝固过程中液-固界面处的液相里, 于某一时刻所富集的气体浓度将可能大于饱和浓度 S_L 而析出气体。

2. 析出性气孔的形成机理及影响因素

从上面金属凝固过程的气体溶质再分配的规律可见, 结晶前沿, 特别是枝晶间液相的气体浓度聚集区 Δx 中, 气体浓度将超过它的饱和浓度 S_L , 且被枝晶封闭在液相内, 具有更大过饱和浓度, 有更大的析出压力, 而又以液-固界面 ($x=0$) 处气体的浓度最高, 该处也同样有其他气体的偏析, 易产生非金属夹杂物, 如果枝晶间产生收缩, 则该处易出现气泡, 而保留下来形成气孔。

在铸件最后凝固的热节处, 液相中气体浓度更大, 所以在该处往往产生的析出性气孔最大, 数量也最多。

显然, 有以下主要因素影响析出性气孔的形成。

(1) 金属液原始含气量 C_0 。 C_0 愈大, C_L , Δx 和 $\Delta \tau$ 也相应增大。

(2) 冷却速度。铸件冷却速度愈快, 凝固区域就愈小, 枝晶不易封闭液相, 且凝固速度 R 愈大, 则 Δx 和 $\Delta \tau$ 愈小, 气体来不及扩散, 因而气孔不易形成。

(3) 合金成分。成分影响原始含气量 C_0 , 还决定分配系数 k 和扩散系数 D , 以及合金收缩大小及凝固区域。特别是 k 愈小, 合金液收缩愈大及结晶温度范围愈大的合金则容易产生气孔和气缩孔。

(4) 气体性质。氢比氮的扩散速度快, 即扩散系数 D 大, 因此氢比氮易析出。而氮的浓度需很高时才会析出, 故在最后凝固的热节和厚大断面处易出现氮气孔。

3. 金属产生气孔倾向的判断方法

(1) 气孔准则数。用下列公式可判断金属和合金产生气孔的倾向:

$$\eta = \frac{S_L - S_S}{S_S} \quad \text{或} \quad \eta' = \frac{S_L}{S_L - S_S} \quad (6-11)$$

式中 η, η' —— 气孔准则数;

S_L, S_S —— 合金凝固时气体在液相和固相中的溶解度。

由于 $\frac{S_S}{S_L} = k$, 故上式可写成

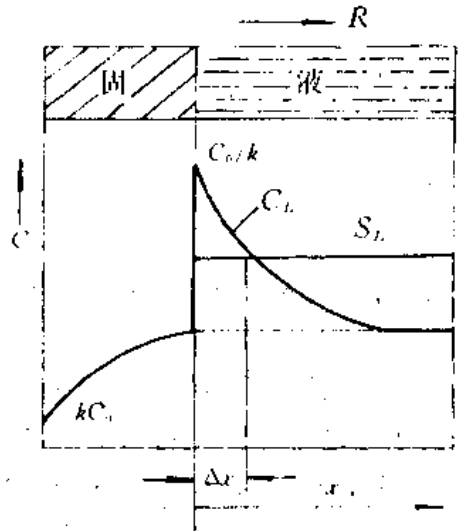


图 6-9 金属液凝固时气体在固相及液相中的浓度分布

$$\eta = \frac{1-k}{k} \quad \text{或} \quad \eta' = \frac{1}{1-k} \quad (6-12)$$

对于一定金属及合金而言, η 或 η' 值是一定的, 如表 6-2 所示。

表 6-2 氢在各种金属中的 k 、 η 及 η' 值

金属	$S_L(\text{cm}^3/100\text{g})$	$S_s(\text{cm}^3/100\text{g})$	k	η	η'
Al	0.69	0.036	0.53	17.8	1.055
Cu	6.00	2.1	0.35	1.86	1.54
Fe	23.80	14.3	0.60	0.67	2.50
Mg	26.00	18.0	0.69	0.45	3.25

若将 η 值代入式(6-8)并令 $X = 0$, 则

$$C_L = C_0(1 + \eta) \quad (6-13)$$

可见, 气孔准则数 η 的物理意义乃是表示凝固界面上液相的气体浓度 C_L 比原始液相气体浓度 C_0 所增加的倍数。因此, η 愈大, 气孔愈易形成。

(2) 用饱和气体浓度 S_L 来判断。对每一种金属和合金在一定铸造条件下, 经过试验, 总可以找到不产生气孔的饱和气体浓度 S_L 。若金属液含气量超过 S_L 将产生气孔。 S_L 值与铸造条件有关, 金属型比砂型大, 压力铸造又比金属型更大。

(二) 反应性气孔的形成

反应性气孔是由金属液的某些成分之间或金属液与造型材料、冷铁和熔渣进行反应而形成的气孔。这种气孔多分布在铸件的表皮下, 称为皮下气孔。

在高温金属液热作用下, 铸型中水分蒸发以及粘土中结晶水分解而产生大量蒸汽与金属液表面接触, 如金属液中某元素与氧的亲合力大于氢、氧的亲合力则会被氧化。

造型材料中的自由碳及有机物燃烧生成 CO 、 CO_2 。

高温下石灰石砂分解出 CO_2 , 树脂砂中的尿素等分解出 N_2 、 H_2 , 烃及水也会分解出 H_2 。

皮下气孔的形成显然与金属-铸型界面处的气体有直接关系, 一般情况下, 界面上气体侵入铸件表面是困难的, 然而, 界面上 H_2 、 N_2 、 CO 等气体组成与皮下气孔有直接关系。它们虽不易侵入, 但有可能分解为原子状态溶解在金属液内。对此, 皮下气孔的形成有氢气说、氮气说、 CO 说等多种理论。

金属液内反应性气孔分为两类: 金属液与渣相互作用产生的渣气孔和金属液内成分之间作用产生的气孔。

渣气孔的产生是由于在浇注前熔渣没有清理干净且浇注过程中又产生二次氧化渣, 铸件凝固中, 凝固前沿液相区内存在含 FeO 的熔渣与液相中富集的碳反应生成 CO , 依附在熔渣上形成渣气孔。渣气孔一个明显的特点是气孔与氧化熔渣依附在一起。

金属液中元素间反应性气孔包括碳-氧反应性气孔、水蒸气反应性气孔以及碳-氢反应性气孔。前者是由于钢水脱氧不完全或铁水严重氧化, 溶解的氧若与铁液中的碳相遇将产生 CO 气泡, 气泡上浮中也吸入氢和氮而长大; 中者金属中溶解的 $[\text{O}]$ 和 $[\text{H}]$ 若相遇则产生水蒸气气泡; 后者是在铸件最后凝固部位的液相中, 含有较高浓度的 $[\text{H}]$ 和 $[\text{C}]$, 凝固过程中将产生 CH_4 。上述这些气泡如来不及排除便在铸件中产生气孔。

水蒸气反应性气孔主要产生在溶解氢和氧的一些铜合金铸件中，通常位于铸件上部和热节处。碳-氢反应性气孔主要在铸钢件中心部位，产生局部性气孔。

反应性气孔产生的原因是多种因素造成的，因此存在多种类型。

第三节 铸件中的非金属夹杂物

在铸件内部或表面上某些与基体成分不同的质点谓之夹杂物。这些夹杂物是由渣、砂、涂料、氧化物、硫化物、硅酸盐等形成的。

夹杂物有金属夹杂物和非金属夹杂物。非金属夹杂物主要分两类：一类是内在的非金属夹杂物，由金属液内的反应产生；另一类是外来的非金属夹杂物。

非金属夹杂物在合金中都以独立相存在。夹杂物的存在破坏了合金基体的连续性，造成合金组织不均匀，影响了合金的机械性能和铸造性能。非金属夹杂物还降低合金的抗蚀性，尤其是溶剂夹杂。非金属夹杂物恶化铸件加工性能，使加工表面质量变坏，增加刀具磨损。在某些场合下，非金属夹杂物对合金也有它有利的一面，如高熔点、高弥散度的碳化物、氧化物等可作为合金凝固时的非自发结晶核心，起着细化晶粒的作用。

由此可见，研究非金属夹杂物的成因及消除措施，从而做到除弊兴利是很有意义的。然而，以前对夹杂物的重视程度除航空部门外并未提到足够的高度。近几年来，对铸件质量要求越来越高，尤其是薄壁铸件的广泛应用，微合金化，稀土处理等工艺的推广，对夹杂物的重视程度也越来越高。

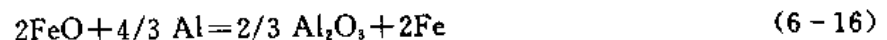
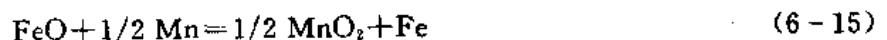
一、夹杂物的来源与分类

(一) 夹杂物的来源

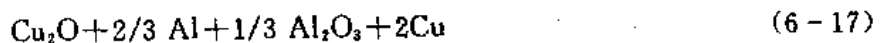
金属材料中非金属夹杂物来源于原材料、脱氧及脱硫产物、熔渣、耐火材料以及在精炼后转包及浇注过程中产生的二次氧化夹杂等。

原材料本身所含有的夹杂物和金属回炉料上的粘砂 (SiO_2)、炉料的氧化锈蚀、随同炉料一起进入熔炉的泥砂、焦炭的灰分及其他杂质进入金属液后，即使在精炼后也不容易全部排除。

金属熔炼时，差不多都有脱氧过程，如钢及铜合金的脱氧、脱硫，铸铁孕育处理就其本质来说也是一个脱氧过程。这些脱氧及脱硫产物是夹杂物的一个重要来源。在钢水中加入脱氧剂锰铁、硅铁及铝时，有如下反应：



反应产物 MnO_2 、 SiO_2 、 Al_2O_3 即成为钢中的夹杂物。又如铜合金中加入铝、硅等脱氧剂后，有如下反应：



反应产物 Al_2O_3 、 SiO_2 悬浮弥散于铜液中。

液态金属与炉衬、浇包的耐火材料以及熔渣接触时，有时会相互作用而形成非金属夹杂

物。例如，钢中的锰和铝可与耐火砖中的 SiO_2 发生如下反应：



以上反应产生的 MnO 、 Al_2O_3 加上钢水本身对炉衬和浇包的侵蚀作用所产生的非金属夹杂物为数不少，浇注时金属液与铸型作用产生的粘砂、夹砂等也是非金属夹杂物的来源。

在精炼后转包和浇注过程中，因金属液表面与空气接触，其表面很快形成一层氧化膜，这层氧化膜一旦被液流的紊流所破坏而卷入金属中，又不能及时排除时，就会滞留在金属中而形成二次氧化夹杂。

耐火材料、熔渣等在熔炼及浇注过程中进入并滞留于金属中的夹杂物，其一般特征是外形不规则，尺寸比较大，偶然在这里或那里出现。

反应性砂夹杂与一般的夹砂不同。它是在浇注过程中，金属液冲刷型壁而使砂粒脱落并因紊流进入金属液中，与金属液反应形成的。这种夹杂物在镁合金中经常见到。

熔剂夹杂也是非金属夹杂物之一。它是由于浇注时操作不当或熔剂质量不高难以分离而裹入金属液中造成的。

在液体及固体金属内，由脱氧和凝固时进行的各种物理化学反应所形成的夹杂物为内生夹杂物。主要是与金属中氧、硫、氮的反应产物。内生夹杂物在金属中的分布相对来说比较均匀，颗粒比较细小。如果夹杂物形成的时间较早，而且是以固态夹杂物的形式出现在金属液中，这种夹杂物最后在金属中多具有一定的几何外形。当夹杂物以液态的第二相形式存在于金属液时，这种夹杂物呈圆形。较晚形成的夹杂物多沿初生晶粒的晶界分布，因夹杂物与晶界润湿情况不同，夹杂物或呈颗粒状（如 FeO ）、薄膜状（如 FeS ）或是其他形状。

（二）夹杂物的分类

按夹杂物的化学成分可以分为氧化物、硫化物、硅酸盐、氮化物、磷化物、卤化物等，以及由它们所组成的多组元的复杂化合物。钢铁中的碳化物、氮化物、硼化物、磷化物常视为组成相，故可不作为夹杂物看待；铸铁中的石墨是非金属夹杂物，一般也视为一个组成相。

1. 氧化物系夹杂物

（1）简单氧化物。钢铁中常见的氧化夹杂有 FeO 、 Fe_2O_3 、 MnO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 、 Cr_2O_3 、 TiO_2 等；铝合金中常见氧化夹杂 Al_2O_3 ；铜合金中常见的氧化夹杂有 Al_2O_3 、 SiO_2 、 SnO_2 等；镁合金中常见的氧化夹杂有 MgO 、 Mg_3N_2 、 Mg_2C 、 MgS 等。

（2）复杂化合物。复杂化合物是溶解有多种组元化合物的固溶体或有两种以上化合物组成的共晶体或复合体，包括尖晶石类夹杂物和各种钙的铝酸盐等。尖晶石类氧化物常用化学式 $\text{AO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3$ 表示，A 为二价金属，如 Mg 、 Mn 、 Fe 等；B 为三价金属，如 Fe 、 Cr 、 Al 等。属于这类夹杂物的有 $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 等。这类夹杂物因具有尖晶石（ $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ）结构而得名。尖晶石熔点比钢的冶炼温度高，在炼钢温度下为固态。分散的尖晶石颗粒尺寸一般小于 $20 \mu\text{m}$ ，它一旦被低硅酸盐包围，会因表面张力作用而结成大块，其中还往往包含有其他夹杂物。钙、钡虽属二价金属元素，但由于它们的离子半径较大，其氧化物不能生成尖晶石，而成为各种钙铝酸盐。

硅酸盐成分较为复杂，是一种玻璃体夹杂物。这类夹杂物熔点较低，在钢中成球形。在金属凝固过程中，由于冷却速度较快，某些液态的硅酸盐来不及结晶，部分或全部以过冷液体即玻璃态的形式存在于金属中。

2. 硫化物系夹杂物。

钢中的硫化物夹杂主要是 FeS、MnS；铜合金中硫化物夹杂主要是 Cu_2S ；镁合金中硫化物是 MgS 。在钢中因 FeS 的熔点较低（1190℃），FeS 与 Fe 的共晶体的熔点更低（998℃）。所以 FeS 结晶时在初生晶粒界面上析出，形成包围铁素体晶粒的网状组织，故含硫量偏高的钢在较高的使用温度下，会因晶界上的硫化物的熔化而造成所谓“热脆”。铜合金中的 Cu_2S 也分布在晶界上，造成铜合金热脆。

按夹杂物形成的时间可分为初生、次生夹杂物以及二次氧化夹杂。初生夹杂物是在金属熔炼及炉前处理过程中产生的；次生夹杂物是在金属凝固过程中生成的，而在浇注过程中生成的是二次氧化夹杂物。

根据夹杂物的几何形状可分为球形、多面体、不规则多角形、条状、板形、薄膜形等。氧化物多呈球形或团状。同一类夹杂物在不同铸造合金中也有不同形状，如 Al_2O_3 在钢中呈链球多角状；在铝合金中呈板状。同一夹杂物在不同情况下会有不同形状，如钢中 MnS 的形态通常分为三类：即球状、链状及块状。

根据夹杂物的大小可分为宏观和微观两种。按熔点还可以分为难熔或易熔夹杂物；按来源分为内在夹杂物和外来夹杂物两类。

（三）非金属夹杂物对铸件质量的影响

1. 非金属夹杂物对合金机械性能的影响

宏观夹杂物作为脆性相而影响合金的机械性能，故对这种夹杂物的数量、大小有较为严格的检验标准，以确保铸件的质量。

微观夹杂物对铸件的机械性能也有很大的影响，它降低铸件的塑性、韧性和抗疲劳性能。夹杂物对机械性能的影响与下面六个因素有关：

（1）夹杂物的尺寸（相对于横截面面积）。尺寸增加时，有效截面积减小。

（2）夹杂物的形状。这将决定应力集中的程度，进而影响合金的强度和塑性。因此，球状相造成的应力集中将比薄的、延伸的、带锐角的要低。

（3）夹杂物的方位（相对于主应力方向）。如果第二相的形状是不利的（薄的、延伸的），则相对于外加应力的纵向比横向损害小。

（4）夹杂物在断面中的位置。任一断面很少经受单纯的拉伸应力而无弯曲。于是在表面上的应力将比断面中心的大，因此，表面上的第二相比断面中心的将有更坏的影响。

（5）夹杂物本身的强度（相对于基体）。如果强度较高，则总的强度也高。然而通常其他一些因素会抵消这种影响。

（6）夹杂物与基体间的冶金结合。这将影响上面所提到的全部因素，良好的冶金结合是希望的。

由于金属材料中存在非金属夹杂物，当材料受拉时，断面的应力分布是不均匀的，在与夹杂物端部相毗邻的金属基体处的应力将大大升高（即应力集中）。夹杂物愈大，与基体间的结合力愈小，同时由于大多数夹杂物比基体金属的塑性要低得多，因此，在金属受力变形的过程中，夹杂物不能随基体相应地变形，这样在夹杂物周围就产生愈来愈大的应力集中，而使夹杂物本身裂开或使夹杂物同基体的连接遭到破坏，二者界面脱开而产生裂纹。随着变形的不断进行，微观裂纹不断扩大并发展成显微孔洞。随着孔洞的不断扩大，相临孔洞相互连通，直到破坏。可见夹杂物对金属的疲劳寿命以及与断裂过程有关的性能指标如延伸率、断

面收缩率、韧性等影响很大。

2. 非金属夹杂物对铸造性能的影响

难熔夹杂物以固体状态悬浮于金属液中，使金属液的流动性降低，这在第一章中已述及。易熔夹杂物如钢铁中的磷化铁，在金属凝固过程的前期仍保持液态，因而这种夹杂物将集中在最后凝固的部分。一般情况下，这最后的凝固部分就是晶粒边界，这就使晶粒边界成为薄弱环节，常成为热裂的直接原因。夹杂物还会造成局部残余应力。收缩大、熔点低的夹杂物将促使微观缩气孔的生成。夹杂物也促进气孔的形成，它既能吸附气体，又是气核形成的良好衬底。

3. 夹杂物对合金抗蚀性的影响

处于腐蚀介质中的钢，首先在夹杂物与基体的交界处发生点腐蚀。原因是两者电极电位不同，构成腐蚀电池，引起化学腐蚀。钢中的硫化物、氧化物及硅酸盐都是阴极，它们的存在加速钢的腐蚀。

钢中的硫化物 (FeS、MnS)，易于被酸溶解并产生硫化氢加速钢的腐蚀。在不锈钢中，非金属夹杂物不仅破坏钝化膜，产生点蚀，加速钢的腐蚀，而且还易在组织疏松的夹杂物聚集区聚集大量的液体腐蚀介质，降低钢的耐蚀性。

铝、镁合金中的夹杂物对抗蚀性的影响类似于钢。

这里特别需要提到的是镁合金中的熔剂夹杂。这类夹杂物对镁合金抗蚀性的影响是由下述原因造成的。

镁合金的熔剂组成主要是卤素盐类，其中含量最多的是氯化镁。熔剂吸收空气中的水分即发生如下的反应：



上述反应反复进行将镁合金腐蚀。

4. 夹杂物对切削性能的影响

夹杂物的存在恶化铸件的加工表面。往往由于夹杂物自加工表面剥落而出现缺陷，使表面粗糙度变粗。夹杂物的存在还会加速刀具的磨损。

钢中夹杂物破坏了基体的连续性，机械加工时，切削容易折断，改善了钢的切削性能。

实践表明，硫化物增加钢材脆性，可提高切削速度；而氧化物和硅酸盐夹杂物，由于硬度高而对切削不利。利用夹杂物来提高钢的切削性能是在牺牲钢的其他性能的情况下获得的。

5. 夹杂物对其他性能的影响

钢中非金属夹杂物影响零件热处理，使工件在氮化时起泡。夹杂物是产生焊缝热裂的主要原因，它对钢的磁性也有影响。

在某些情况下，夹杂物可提高材料的硬度，增加耐磨性。甚至强度低而脆的性质也是我们所希望的，如炮弹壳常用高磷铸铁制造，便是取其易于裂成碎块的性质。

二、初生夹杂物的形成、聚合和沉浮

(一) 初生夹杂物的形成

从溶解有金属和非金属元素的均质液相中析出非金属夹杂物是一种凝固过程。核的生成有均质生核和非均质生核两种。

均质生核是在液体金属内部因为浓度起伏，液体中在那些非金属夹杂物浓度达到过饱和的局部地方将析出异相（夹杂物）晶核。生核驱动力即生核自由能变化必须为负值。

非均质生核是指夹杂物在立体的非均质界面上生核的情况。与金属结晶一样，非均质生核要容易得多。由于液态金属中存在许多异相物质，如果夹杂物与这些异相物质之间润湿性好，那么这些异相物质就可能成为夹杂物非均质生核的核心，这样在更低的夹杂浓度时，也可以析出非金属夹杂物。在液态金属中，能作为非均质生核核心的物质是很多的。

轻合金中的夹杂物为金属与大气、炉气或水汽反应而生成，如



溶剂夹杂是由于熔剂与金属液分离不好和未仔细清除而造成的。

非金属夹杂物形成的条件：

从溶解有金属与非金属元素的均质液相中析出非金属夹杂物，同样取决于热力学及动力学条件。该过程的化学反应



其中 A、B 分别表示金属与非金属元素， A_mB_n 为产生的非金属夹杂物相，其平衡常数

$$K = \frac{a_{\text{A}_m\text{B}_n}}{a_{\text{A}}^m a_{\text{B}}^n} \quad (6-26)$$

式中 a ——表示相应元素和夹杂物的活度。

标准状态下，夹杂物的生成自由能与平衡常数 K 的关系为

$$\Delta F^\circ = -RT \ln K \quad (6-27)$$

ΔF° 愈小，该夹杂物愈容易从液相中析出，该过程通常是放热反应，因此温度愈低， ΔF° 愈小，该化合物愈容易形成。

同一液相中到底优先析出哪一种化合物，这就要看 ΔF° 的大小，即生成该化合物亲和力的大小。不同类型化合物也可进行比较，如氧化物在通常温度范围内 $\Delta F^\circ < 0$ ，有相当多的氮化物在高温下 $\Delta F^\circ > 0$ ，即在该温度下不能析出。铁液在通常温度（1400～1500℃）不会产生氮化物，甚至活泼的镁也不生成氮化物，但可生成固态硫化镁。同一元素的氧化物比它的硫化物更稳定，见图 6-6。进行比较则不难看出：氧化物比硫化物，硫化物又比氮化物易于生成。

夹杂物的熔点大致反映生成热的高低及元素之间亲和力的大小。熔点愈高，生成热 ΔH° 愈大，即 ΔF° 愈小，因此比较它们的熔点可大致比较其生成的难易程度。

实际上金属液内各元素浓度是不相同的，仅从 ΔF° 的大小来判断是不够的，还应考虑到反应过程的动力学条件。根据质量作用定律，[A] 及 [B] 元素浓度愈高，式 (6-25) 向右反应速度愈快，愈有利于生成物的形成。反应速度还决定于反应元素的扩散速度，即扩散系数愈大或温度愈高，反应速度也愈大。所以从液态金属中析出非金属夹杂物的难易程度同时取决于热力学和动力学条件，如钢铁中含锰量低于 0.3% 时，虽然 MnS 比 FeS 的 ΔF° 小得多，但硫化物主要是 FeS ， Mn 超过一定值（0.7% 左右）后，就以 MnS 为主。

在生产条件下，金属液的过热温度不太高，热力学条件一般都能满足，因此夹杂物的析出主要取决于动力学条件。

(二) 初生夹杂物的聚合与沉浮

1. 夹杂物的聚合

初生夹杂物是在液相中析出并在液相中长大的。初生时其基本尺寸多数只有几微米,然而数量却是惊人的,每 1 cm^3 合金液中夹杂物的数量可达 10^8 数量级,它们很快地聚合,即便是保持恒温时也是如此。在实验中观察到钢用硅脱氧后,仅 10 s ,夹杂物 SiO_2 就长大了一个数量级。很明显,单凭熔体的扩散,夹杂物的长大不会如此迅速,其中一个重要原因是由于夹杂物在随金属液运动中发生碰撞聚合所致。

金属液与夹杂物之间存在密度差,因而产生上浮或下沉的力。夹杂物颗粒大小不同,沉浮速度也不相同。分散在金属液中的球形和大致成球形的夹杂物,半径在 0.1 mm 以下者,沉浮速度可以用斯托克斯公式(式(1-10))求得。由该公式可以看出,夹杂物颗粒愈大,其沉浮速度也愈大。尺寸不同的夹杂物沉浮速度存在一个差值,这将导致夹杂物颗粒之间在沉浮时发生碰撞。由于金属液中夹杂物的数量极多,粒子只需移动数十微米就可能发生一次碰撞。可见粒子间发生碰撞的几率是很大的。

夹杂物发生碰撞后,能否聚合在一起,取决于夹杂物的表面性质、金属液的温度、夹杂物的熔点及尺寸大小。设金属液中有两个夹杂物颗粒 S_1 和 S_2 , 在发生碰撞时,如果其界面能变化为负值,则可自发聚合为一个较大颗粒。如果两夹杂物之间的界面张力为 $\sigma_{s_1-s_2}$, 金属液与 S_1 及 S_2 之间的界面张力分别为 σ_{m-s_1} 及 σ_{m-s_2} , 自发聚合的条件是

$$\sigma_{s_1-s_2} - (\sigma_{m-s_1} + \sigma_{m-s_2}) < 0 \quad (6-28)$$

当两夹杂物性质相近时,或同类夹杂物相聚合时,

$$\sigma_{m-s_1} = \sigma_{m-s_2} = \sigma_{m-s}$$

因此有

$$\sigma_{s_1-s_2} - 2\sigma_{m-s} < 0 \quad (6-29)$$

可见,金属液与夹杂物的界面张力 σ_{m-s} 愈大,则夹杂物自发聚合的趋势愈大。 Al_2O_3 和钢液的界面张力大,因而钢中的 Al_2O_3 夹杂容易聚合。

低熔点的夹杂物处于高温金属液中可能成为液滴状态。液态夹杂物彼此碰撞时,几乎能百分之百地聚合。聚合后两个液滴成为一个完整球状夹杂物时,称为“合一”。液滴粘度 μ 低时,则“合一”的速度快。

如果金属液温度较低而夹杂物的熔点较高时,夹杂物呈固态,碰撞时可粘结在一起,或

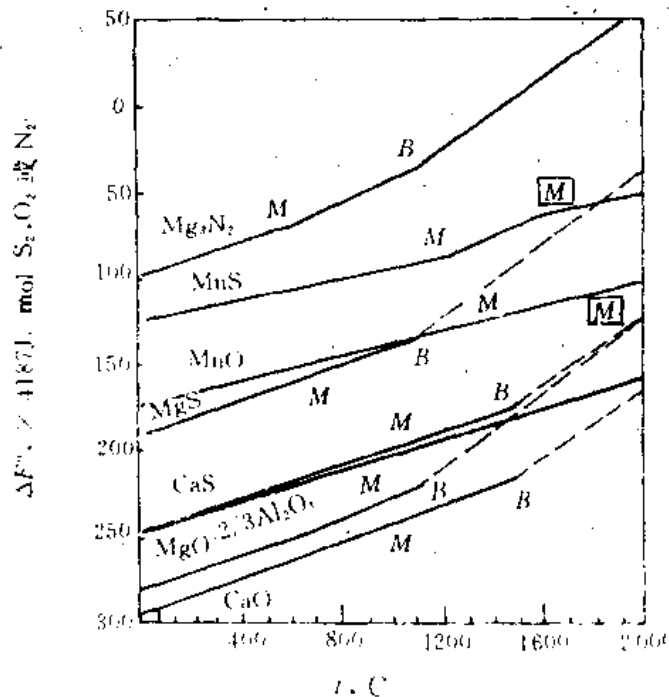


图 6-6 氧化物、硫化物与氮化物生成自由能 ΔF° 的比较

M—金属熔点 M—化合物熔点 B—金属沸点

单个靠在一起，或多个聚合在一起，呈粗糙的群落状。

与大颗粒相比，小颗粒夹杂物的比表面积大，表面能也大。因此，由小颗粒碰撞后变成大颗粒的过程是自发的。非同类的两种夹杂物碰在一起，将组成更复杂的化合物。

2. 夹杂物的沉浮

夹杂物长大后，沉浮速度增大，达 $100\ \mu\text{m}$ 后沉浮速度才显著增加。

第一章中已提过，斯托克斯公式是在一定条件下适用的。它的应用范围要求符合以下条件：① 夹杂物颗粒为球形。② 夹杂物颗粒与流体的相对速度要低，即雷诺数在 2 以下。③ 夹杂物颗粒与液体分子之间没有滑动。

夹杂物粗化后，又加快了它的沉浮速度，容易与其他夹杂物发生碰撞而长大。这样在不断的沉浮过程中，夹杂物不断地长大，其成分与形状也愈益复杂。与此同时，金属液中某些成分也会不断向夹杂物扩散或溶解，这样处在运动中的夹杂物时而在某处长大，时而在某处因成分变化又部分熔化。因此，铸件中的夹杂物常含多种组元而非单一化合物。

三、二次氧化夹杂物

金属液在浇注及充填铸型的过程中，所产生的氧化物称为二次氧化夹杂物。这是铸件中产生夹杂物的又一重要途径。有时二次夹杂可使熔炼、脱氧、精炼的作用化为乌有。

(一) 二次氧化夹杂物的产生

液态金属与大气接触时，其表面很快形成一层氧化膜。随着吸附在表面的氧元素向液体内部扩散，内部易氧化的金属元素向表面扩散，氧化膜不断增厚。不过当致密的氧化膜增厚到能够阻挡氧原子继续向内部扩散时，氧化过程就停止。此时如果氧化膜遭到破坏，在破坏的表面很快又会形成新的氧化膜。

在浇注过程中，由于金属流动时的紊流、涡流、飞溅等，表面氧化膜往往会被卷入金属液内部，加上此时冷却速度较大，卷入的氧化物来不及上浮到表面而留在金属中形成二次氧化夹杂物。二次氧化夹杂物常常出现在铸件上表面或型芯下表面或死角处，是铸件中非金属夹杂物缺陷的重要组成部分。据统计，钢中的二次氧化夹杂物约占铸件夹杂总量的 40~70%。

(二) 影响二次氧化夹杂物产生的因素

二次氧化夹杂物的形成与金属液的化学成分、液面条件、液流特征、浇注工艺及铸型条件等因素有关。

1. 化学成分

二次氧化夹杂物能否形成，取决于金属中各元素氧化的热力学及动力学条件。

首先，金属液中要有强氧化性元素。氧化物的标准生成自由能越低，表明该元素氧化性越强，生成二次氧化夹杂物的可能性越大。

二次氧化夹杂物的生成还取决于氧化反应的速度，即与被氧化元素在液体中的活度有关。通常合金元素的含量都不大，一般可看作是稀溶液，可用浓度近似代替活度。被氧化元素含量的多少影响到夹杂物形成的速度和数量，即便是强氧化性元素，如果含量低，也会因反应速度低而不易生成。合金中通常含有多种元素，究竟优先产生哪一种氧化物，既要看该元素的氧化性强弱，也要看该元素含量的多少。

2. 液面条件

二次氧化发生在液面，氧化物的生成与液面的氧化条件有关。

金属液充填铸型时，由于铸型中的水分蒸发而形成氧化性气氛，加速了液面的氧化，增大了产生二次氧化夹杂物的倾向。

3. 液流特性

浇注时，金属液的流动若是平稳的层流，则氧化膜破坏而被卷入金属液内部的可能性极小；如果是紊流，这种可能性就会增大；出现涡流时，造成空气卷入，增加了与大气接触氧化的机会。浇注中液滴的飞溅，可直接将表面二次氧化物送入金属液内，金属液内的对流也会把夹杂物带入液体内部。

四、次生夹杂物

次生夹杂物是指在主要相凝固或凝固后生成的非金属夹杂物。这类非金属夹杂物通常属于微观范畴，如在铁合金中可小到 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ ，它的形成与合金凝固时液相中溶质元素的富集有极大的关系。

(一) 次生夹杂物的形成过程

液态合金凝固时发生的溶质再分配现象，使合金元素及杂质元素将富集在枝晶间尚未凝固的液相内。该液相的成分、浓度、表面能等均有别于母液的初始成分。钢液凝固时，将在枝晶间形成富集碳、硫、磷、氢、氧、锰、铬等元素的熔体；铸铁共晶团之间液相中溶质元素的富集也与钢相似。凝固区域内的这些偏析，在合金凝固过程中就可能在某些地方产生新的非金属夹杂物。这些夹杂物是从偏析液相中产生的，因此也可称为偏析夹杂物。各枝晶间偏析液相成分往往不相同，所产生的偏析夹杂物也不一样。

合金凝固时，由于枝晶间溶质的富集，在某温度下，靠近凝固界面的溶液中某些地方（可看成是小液滴），有可能具有夹杂物的形成条件。可把这种“液滴”看成是孤立的“小铸件”，同时假定该“液滴”仅仅富集了两种成分（实际上液滴的成分要复杂得多）。例如，在铁合金中某处的液滴仅富集 Mn 和 S，在高于偏晶温度时，该液滴具有 L_1 与 L_2 两个不相溶的液相，在接近 1580°C 偏晶温度时产生偏晶反应生成 MnS。这种反应需一定的过冷度，MnS 析出温度要大大低于平衡温度，析出的夹杂物将被 $\delta\text{-Fe}$ 粘附，最后留在枝晶内。

由于凝固时偏析液相的成分不同，因此液滴的偏晶反应既可析出高熔点的 SiO_2 、 Al_2O_3 、 MnO 、 MnS ，也可能出现如 FeO 、 FeS 等低熔点夹杂物。

由于合金中含有多种成分，因此，实际上夹杂物的偏晶反应比二元偏晶反应要复杂得多，因而次生夹杂物的组成是很复杂的。

(二) 次生夹杂物的形状

次生夹杂物有各种不同的形状，取决于相界面动力学和其他因素。

1. 决定夹杂物形状的条件

汇集于晶界的次生夹杂物的形状，在很大程度上受到界面张力的影响。当初晶 (c)、夹杂物 (i) 的相界面处于平衡状态时，界面张力之和等于零（见图 6-7）。则有

$$\cos \frac{\theta}{2} = \frac{\sigma_{c-c}}{2\sigma_{c-i}} \quad (6-30)$$

可见，只有当 $\sigma_{c-i} > \frac{1}{2}\sigma_{c-c}$ 时，才能处于平衡状态。两晶体间的夹角（双边角）值决定了夹杂

物与晶体交界处的形状。

由式(6-30)可知, σ_{ci} 增大, θ 增大, 夹杂物形状愈接近于球状。反之, 夹杂物沿晶界分布。

当 $\sigma_{ci} < \frac{1}{2}\sigma_{cc}$ 时, 平衡将被破坏, 夹杂物以薄层状分布在晶界上。

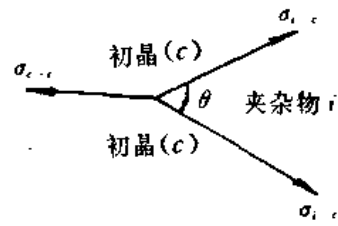


图 6-7 初晶(c)与夹杂物(i)界面平衡示意图

2. 合金成分对夹杂物的影响

夹杂物与初晶的界面张力 σ_{ci} 的大小, 与合金液的成分密切相关。如含硫的铁水中, 硫是表面活性元素, 它降低铁液的表面张力, 使被活化的液相表面能很好地润湿晶体表面, 使低熔点偏析液体沿枝晶间流散, 结果使硫化物沿晶界形成带尖角薄膜状二元或三元硫共晶。

为消除硫化铁共晶夹杂物的有害作用, 可在铁合金中加入比铁硫之间亲和力更大的元素, 形成难熔硫化物。同时也可改变夹杂物形状, 加入锰即可做到这一点。如果加入钙、镁、锆及稀土等比锰的亲和力更大的元素, 可形成熔点更高的难熔硫化物。因提高了表面张力, 夹杂物的形状有利, 尺寸更小, 大大减弱了硫化物的有害作用。

(三) 夹杂物的尺寸

次生夹杂物的尺寸主要由合金的结晶条件和成分决定, 见图 6-8。由于次生夹杂物是在枝晶间偏析液相中产生的, 冷却速度大时, 晶粒细化, 树枝晶的一次、二次分枝间距离缩小, 偏析夹杂物也随之细化。

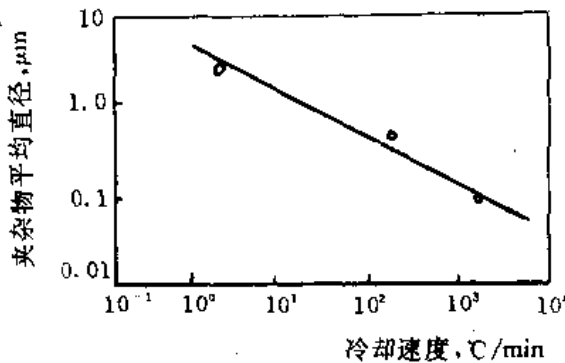


图 6-8 Fe-O-Si 系合金冷却速度与 SiO_2 夹杂物平均直径的关系

形成夹杂物的元素特别是含量较少的非金属元素, 原始含量愈高, 枝晶间偏析液相中富集的该元素浓度就愈高, 在相同的结晶条件下, 夹杂物也愈大。

(三) 夹杂物的分布

应该指出, 在金属凝固后, 其中存在的夹杂物不止是次生夹杂物, 还有未来得及上浮去除的初生夹杂物以及浇注过程中产生的二次氧化夹杂物。金属完全凝固后, 这些夹杂物彼此相互渗透结合在一起, 存留于金属中, 很难区分其比例。

在观察铸件的金相组织时, 常可看到一些高熔点夹杂物分布在晶体内部, 而另一些高熔点夹杂物则集中在晶界(最后凝固处)。这两种不同的分布主要归因于整个体系的界面能。当夹杂物与固相晶体之间的界面能很小时, 二者的表面必有一定的晶格对应关系, 这样的夹杂物成为结晶核心分布在晶内的可能性很大。

不能成为结晶核心的夹杂物有时被生长着的晶体所吞噬而分布在晶内, 如图 6-9, 有时被生长着的晶体所排斥而分布在晶界, 如图 6-10 所示。夹杂物能否被晶体所吞噬, 首先在于能否与晶体接触, 一旦接触后, 接触部分的晶体生长即被夹杂物所阻断, 未接触的部分则越过夹杂物而生长使之成为晶内夹杂物。图 6-11 分别表示夹杂物 i 和固相 c 接触和不接触的情况。设两者接触时, $i-c$ 界面面积为 A , 则两者分离时, 此面积 A 变为两个界面。

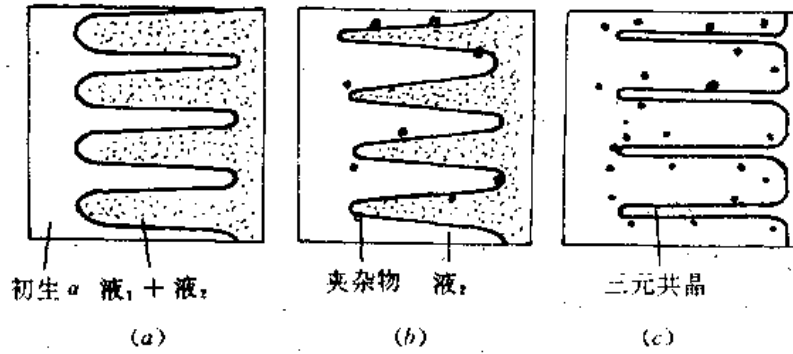


图 6-9 凝固时偏析夹杂物陷入晶内的示意图

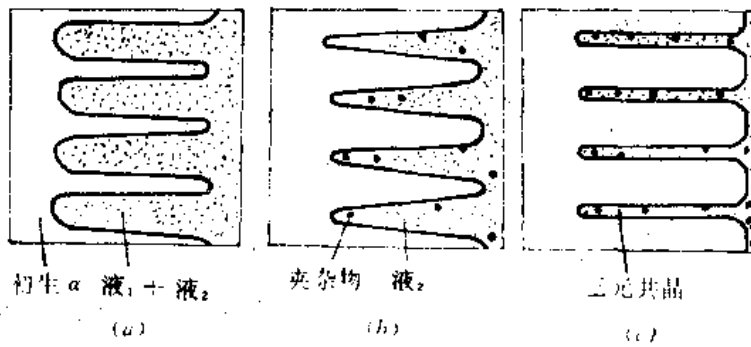


图 6-10 凝固时夹杂物最后分布在晶界示意图

当温度和压力一定时,整个体系将倾向于选择自由能最低的状态。如果各界面张力有如下关系:

$$\sigma_{ci} < \sigma_{cL} + \sigma_{iL} \quad (6-31)$$

则 i 将与 c 接触,反之,则 i 与 c 脱离。当界面向前推进时,除上述的热力学势能外,还有一个流动的动力学问题。因为液-固相变将使夹杂物与界面之间的液相减少,若要使夹杂物与界面的距离保持不变,就必须有液体向夹杂物与界面间流动以补充因相变而损失的流体。如果晶体生长的速度超过了液流补充的速度,则夹杂物与界面的距离将逐渐缩小以至相互接触。刚好能使界面与夹杂物相互靠近的速度称为临界速度。实际枝晶的生长速度大于临界速度时,夹杂物有可能成为晶内夹杂,否则将成为晶界夹杂。

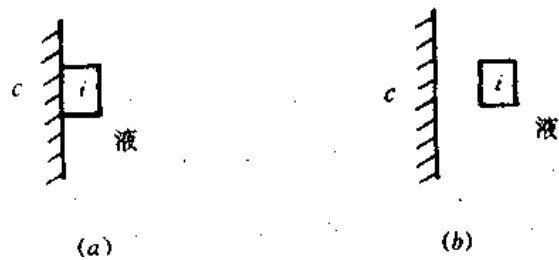


图 6-11 c, L 与 i 的关系

第四节 气体与非金属夹杂物的排除

由于金属液中的气体与夹杂物对铸件的性能带来不利的影响,故在熔炼及浇注过程中,要设法将其去除。近年来,对金属质量的要求日益严格,薄壁铸件的广泛使用,对气体及夹杂物的去除要求更为迫切。气体及夹杂物的排除一般有以下几种方法。

一、吸附净化法

此类净化方法是靠在金属液中加入净化剂产生气体（吸附剂）或机械过滤作用，以达到去除液态金属中的有害气体和夹杂物的目的。在这类方法中，又可分为浮游法、熔剂法和过滤法，其共同特点是，净化反应发生在两相界面上，因此，只有使净化剂（或过滤器）与液态金属充分接触，才能获得优良的净化效果。

（一）浮游法

向液态金属中通入惰性气体或加入能产生这类气体的盐类，使之产生大量气泡。由于这类气泡中有害气体（如氢）的分压为零，借助这种分压差，有害气体便会不断扩散进入气泡，直至气泡中的气体达一定值，气泡浮出液面后，有害气体即逸入大气。气泡表面所吸附的夹杂物也随之上浮而排除，同时也去除了吸附在夹杂物表面上原有的小气泡。由于表面能的变化规律，气泡是能够吸附夹杂物的。

对铝合金而言，浮游法按通入液态金属中的气体不同可分为以下几种：

1. 通氮法

氮无毒，价廉，化学性能不活泼，但常含有少量水及氧，需进行预处理。

通氮除气的效果取决于所产生气泡的分散程度，分散度越大，反应界面越大，除气效果越佳。

通氮净化的效果较差，因为在处理温度高出 730°C 时，易形成不溶性的 AlN 夹杂，在 730°C 时，铝液粘度仍很大，影响氢和夹杂物的排除。

铜合金也可用通氮法除氢。

2. 通氩法

用氩精炼的温度在 $720\sim 730^{\circ}\text{C}$ 之间，通气时间 $10\sim 15\text{ min}$ ，即可得到良好的效果。

3. 通氯法

氯气为活性气体。它本身不溶于铝液，但能与铝、氢发生化学反应而生成 AlCl_3 和 HCl 。在熔炼温度下，均系气态产物，且不溶于铝液，能起净化作用。用氯气精炼时，氯气的含水量应低于 0.08% 。一般氯气使用时需经干燥处理。精炼温度 $710\sim 720^{\circ}\text{C}$ ，处理时间为 $8\sim 12\text{ min}$ 。

由于用氯气精炼时安全防护要求严，而氮气精炼效果欠佳，所以国内外不少工厂采用氮、氯联合精炼（ $90\%\text{N}_2+10\%\text{Cl}_2$ ）或 $\text{N}_2-\text{CCl}_2\text{F}_2$ 混合气体精炼。

（二）氯盐精炼法

铝合金液的净化常用的氯盐有 ZnCl_2 、 MnCl_2 、 C_2Cl_6 等。这些精炼剂的共同特点是在精炼温度下与铝液发生反应而生成 AlCl_3 以达到精炼的目的。铜合金也可用 ZnCl_2 除氢。

（三）熔剂净化法

在熔炼镁合金、铜合金及铝合金时，可用熔剂去除合金液中的氧化夹杂物。只要熔剂选得合适，可获得良好的精炼效果。

（四）过滤净化法

过滤净化法是靠过滤器的机械阻碍或吸附作用达到去除合金液中夹杂物的目的。过滤器可分为网状、粒状以及多孔陶瓷等类。

网状过滤器有铁皮冲制的、玻璃纤维编织或钛金属网制成以及泡沫陶瓷过滤器等三代产

品。目前泡沫陶瓷过滤器的应用很广，铝、铜、镁以及黑色金属等各种合金；砂型、金属型、压铸、熔模铸造等各种铸造方法均可应用。

粒状过滤器是由镁砖碎屑、刚玉碎屑、氟氟混合盐类、石墨碎屑以及氧化镁微粒组成。

泡沫陶瓷及粒状过滤器与金属液的接触面积很大，且有很长的毛细通道，所以净化效果要好得多。这类过滤器的作用不仅限于机械阻留，还有沉降作用及吸附作用。金属液通过过滤器时速度降低，利于夹杂物沉浮与排除。过滤器的吸附作用也是不容忽视的，纯氧化镁质泡沫陶瓷对镁合金中的熔剂夹杂具有很强的吸附作用。

影响过滤效果的因素有过滤层的厚度及孔隙大小。过滤层厚度增加且孔隙减小时，机械阻留、沉降及吸附作用均增强。过滤介质的活性也影响净化效果，能与夹杂物润湿的过滤介质容易将其吸附。金属通过过滤层的速度影响夹杂物的沉降速度，从而影响净化效果。

二、非吸附净化法

此类方法主要依靠物理作用达到净化效果，它可以作用于整体铝液，故净化效果好。

(一) 真空净化法

此法基于铝液在真空条件下吸氢倾向趋向于零，而自铝液中析出氢的倾向很强烈，故氢便会从铝液中不断以气泡形式析出，在气泡上浮过程中也带走了大量非金属夹杂物，因而纯净了铝液。

在真空处理时，原建立的金属与气相之间的平衡受到破坏。根据西弗斯平方根定律，得到如下关系式：

$$S = 10K \sqrt{P} \quad (6-32)$$

式中 S —— 气体在铝液中的溶解度；

P —— 铝液面上的压力；

K —— 比例常数。

可见，若将铝液转入密闭真空室中，抽气以降低系统的压力，则铝液中的气体溶解度便相应降低，大量气体将不断析出。

(二) 超出流处理法

此法基本原理是向铝液中 通入弹性波时，在铝液内部引起“空穴”现象，破坏了铝液结构的连续性，产生了无数显微真空穴，溶入铝液中的氢就迅速逸入这些空穴中，成为气泡核心，继续长大后成气泡逸出铝液，达到净化目的。

钢液也可用真空处理来降低其中的气体和夹杂物含量。

三、化学法

合金液的净化尚有化学方法，如钢液的脱氧、铸铁脱硫等。

众所周知，炼钢过程中若能采用正确、有效的脱氧工艺，将会显著降低钢中夹杂物的数量并改善其形态及分布，因而显著改善钢的综合机械性能。

为了除去钢液中的氧，可分别向钢液中加入 Al、Ti、B、Si、C、V、Cr、Mn 或同时加入以上几种脱氧元素，与氧生成氧化物或盐类以后除去。

钢和铸铁的脱硫有炉内和炉外法。铸铁常采用气体吹送 CaC_2 使铁水脱硫。此法效果好，脱硫速度快，铁水降温少，熔渣易清除。缺点是产生刺激性的气体和带出未反应完的 CaC_2 ，排

入空气或遇到水蒸气均会产生易爆的乙炔气体，影响该法的推广。

采用苏打脱硫也有一定效果，但由于产生低粘度、活性强又难以清除的熔渣，影响铸件质量，降低浇包寿命。

采用煅烧过的CaO是价格最低的脱硫剂，且产生烟尘少，熔渣易于清除，工艺简单，无需添置专用设备。然而目前生产中并未采用单一CaO脱硫，主要是其脱硫速度比CaC₂慢得多。后来研究采用各种造渣剂与CaO复合，发现CaO与CaF₂复合脱硫效果最佳。

复合脱硫剂中的CaF₂要有适当比例，以95%CaO+5%CaF₂为最好。CaF₂纯度要高，复合脱硫剂的用量应严格控制在2%。

化学法，如钢中脱氧、铁中脱硫的原理及具体操作已在冶金原理和合金熔炼课程中介绍过，这里不再细述。

思考与练习

1. 减少金属液中溶解的气体常用的方法是在金属液中造成气泡(如通惰性气体)，试述造泡脱气原理。
2. 在铝液表面形成1 μm直径的气泡所需气压是多少？
3. 试述析出性气孔形成机理。
4. 试从相变理论讨论气体的生核、生长过程，并阐述衬底的湿润能力对气泡生核和脱离的影响。
5. 在潮湿地区或雨季，铝合金、铜合金铸件因产生析出性气孔缺陷而大量报废，试分析其原因及防止措施。
6. 试分析常见气体以不同形态存在时，对铸件质量的影响。
7. 试从溶解热力学和动力学两方面分别讨论影响气体溶解度和气体含量的因素。
8. 在1600℃的钢液中，含[H]=13 cm³/(100 g)，含[N]=0.035%，试分别计算钢液中氢、氮的析出压力。
9. 设钢液在1600℃含[O]分别为4×10⁻⁴和9×10⁻⁵时，若空气中的水蒸气含量为5%，试计算钢液中的[H]含量。
10. 在铸件形成过程中气体的不平衡析出是怎样产生的？合金液中气体含量低于饱和溶解度时，能否产生析出性气孔，如何防止？
11. 试分析金属中气体和夹杂物的关系。
12. 试从化学反应的热力学和动力学两方面，阐述非金属夹杂物的生成过程及用ΔF°判断反应进行的局限性。
13. 浇注前和浇注过程中形成的非金属夹杂物在生成过程中有何异同？其成分和组成有何差异？
14. 试用结晶理论讨论非金属夹杂物的生核、生长。
15. 试分析凝固过程生成的夹杂物与铸件的微观偏析的联系。
16. 为什么夹杂物最终的形态和组成十分复杂？夹杂物的分布取决于哪些因素？如何减少和排除铸件中的非金属夹杂物？
17. 防止球铁和铸钢件产生二次氧化夹杂物的途径有何异同？

18. 夹杂物的数量、大小、形态和分布对钢的质量有很大影响, 夹杂物在铸件中又不易消除, 对上述四方面怎样要求和进行控制?

参 考 文 献

- [1] 周尧和,《铸造原理》,西北工业大学讲义,1962年。
- [2] 李庆春等,《铸件形成理论基础》,机械工业出版社,1984年。
- [3] 张承甫等,《液态金属的净化与变质》,上海科学技术出版社,1989年。
- [4] 张成林,《金属净化技术》,哈尔滨船舶工程学院出版社,1989年。
- [5] 王肇经,《铸造铝合金中的气体和非金属夹杂物》,兵器工业出版社,1989年。
- [6] 张绍兴等,《含锆铸造镁合金中的夹杂物及偏析》,《特种铸造及有色合金》,1983年第3期。
- [7] B. Lagowski Journal of Testing and Evaluation, JTEVA Vol 2, No. 4, 1974, pp221~225.
- [8] 张绍兴等,《含锆铸造镁合金中的夹砂》,《航空材料》,1982年第4期。
- [9] 张绍兴等,《氮-氟利昂 12 混合气体精炼铝合金的研究》,《铸造技术》,1985年第6期。



第二篇 铸造工艺基础

本篇围绕铸件生产的两个基本方面，介绍铸件生产中各主要环节的工艺基础知识。其中铸型工艺部分（第七、八章）以砂型铸造工艺为主，比较系统地介绍铸型工艺的主要理论与实践，同时也介绍特种铸造中几种主要铸造方法的工艺特点和工艺过程。合金工艺部分（第九章）则以合金熔炼工艺为主，介绍常用铸造合金的分类、成分、性能和典型合金的熔炼工艺过程。

第七章 砂型铸造

砂型铸造是用型(芯)砂制作铸型的一种最常用的铸造方法。它适应性强,工艺设备简单,可用于生产不同尺寸、形状及各种合金的铸件。尤其对产品批量小、更新快和大型复杂铸件的生产更显示其优越性。目前铸造生产中有80~90%的铸件(按吨位计)都是砂型铸造的。砂型铸造是其他一切铸造方法的基础。

第一节 造型材料

在砂型铸造中,高温液态金属浇入铸型之后,将与铸型发生激烈的物理、化学作用,这些作用的结果将会对铸件的质量产生重要影响。概括起来,金属与铸型的相互作用包括以下三个方面。

1. 热作用

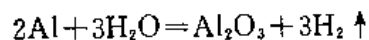
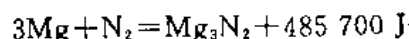
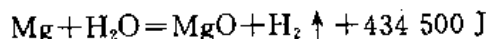
液态金属浇入铸型后,由于金属与铸型之间大的温度差而发生强烈的热交换。铸型温度不断升高,铸件温度不断降低,直到二者温度达到平衡后,才变为同步冷却。在热作用下,铸型中的湿分发生迁移,并使铸型产生大的温度梯度和湿分梯度,从而使铸型各部分的强度发生变化,如图7-1所示。若在金属表层结成具有足够强度的硬壳之前,铸型型腔里、外层发生分离或表层掉砂,将会在铸件中产生夹砂或表面缩沉等缺陷。

2. 机械作用

在浇注过程中,液态金属将会对铸型产生冲击和冲刷作用,同时铸型还将承受液态金属的静压力。当铸件凝固收缩时还会受到铸型和砂芯的机械阻碍作用。金属与铸型间的上述作用有可能造成铸件的砂眼、裂纹和尺寸超差缺陷。

3. 化学作用

由于液态金属对铸型的热作用,铸型在高温下析出的气体以及铸型中各种附加物和有机物的燃烧、分解和升华,可能使铸件产生气孔、过烧和氧化夹渣等缺陷。例如对镁、铝合金,在通常的浇注温度下将发生下述化学反应:



反应产生的气体、氧化物和放出大量的热导致了铸件中气体、夹渣缺陷的形成和铸件的进一步氧化、燃烧。

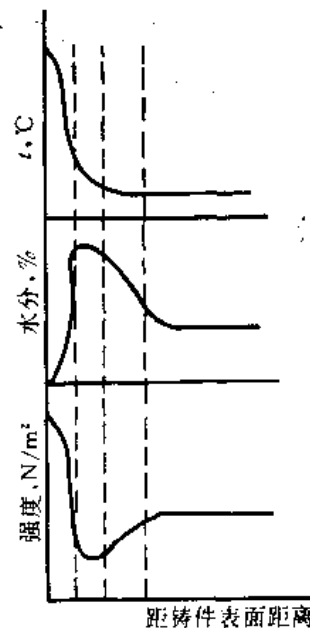


图7-1 铸型温度、湿度分布和铸型强度的变化示意图

从以上分析可以看出，用于制造砂型的型砂的性能直接关系到铸件的质量。因此，生产中通常对型砂（包括芯砂）的性能要有一定的要求。

型砂应具有一定的强度，要保证在造型、合箱、搬运和浇注过程中不变形，不损坏。

型砂应有良好的透气性，要保证在液态金属的作用下，铸型中产生的气体能够通过砂粒间的空隙顺利排出型外，以消除或减少铸件中的气体缺陷。

型砂应具有良好的退让性。这是因为铸件在凝固和随后的冷却过程中将伴随着体积的收缩。为了不使铸件产生裂纹和变形，这就要求铸型在高温下丧失部分强度，当铸件发生收缩时，能发生相应的变形和退让。

型砂应具有一定的耐火度和化学稳定性，要保证在高温液态金属作用下，不软化，不与液态金属发生化学反应，不产生过量的气体。

型砂应具有良好的工艺性能，即在造型时不粘模，具有好的流动性和可塑性；在铸件落砂和清理时具有好的出砂性。

对于镁合金用型砂，还要求它具有良好的保护性，以防止合金在浇注和凝固过程中发生氧化、燃烧。

应该指出的是，在实际生产条件下，要求型砂全部满足上述要求既不可能，也不必要。而应根据合金的种类、铸件的技术要求和实际生产条件，在某些方面有所侧重。否则，将使铸造工艺过程复杂化，使生产成本大大提高。

一、粘土型砂

铸造生产中最常用的型砂是粘土型砂。它是由原砂、粘土、附加物及水按一定比例混制而成的，其结构见图 7-2。松散的砂粒是型砂的骨干，粘土和水形成粘土胶体，以薄膜形式覆盖在砂粒表面，把砂粒联结起来，使型砂具有强度和可塑性。型砂中的孔隙使其具有一定的透气能力。附加物通常是为了改善型砂的某些性能而加入的。

砂型使用的原砂和粘土都是岩石经过长期的风化而形成的。在生产中通常规定，凡粒径大于 0.022 mm 的颗粒称为砂子，而粒径小于 0.022 mm 的则称为粘土。

(一) 铸造用原砂

1. 矿物组成及含泥量

原砂的矿物组成和含泥量对原砂的耐火度、热化学稳定性和复用性都有很大的影响，它直接关系到铸件的质量。

原砂的主要矿物组成是石英、长石、云母，此外还含有少量铁的氧化物 (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , $2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) 和硫化物 (FeS_2 , $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$)，其主要矿物组成的特性见表 7-1。

从表 7-1 可以看出，石英的耐火度、硬度都较高，因此它的复用性好。其他矿物，特别是铁的氧化物和硫化物，它们的熔点及硬度都比石英低，其存在对原砂的性能有害。

在自然界，砂子常与粘土混合在一起，很难截然分开。砂中的粘土含量称为含泥量，它对型砂的透气性、强度等性能有很大影响，为原砂的主要性能指标之一。根据原砂中 SiO_2 含量和含泥量，按照 GB 9442—88，可将原砂按表 7-2 进行分级。

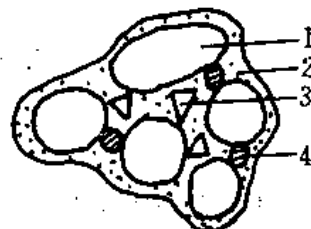


图 7-2 粘土型砂结构

1—砂粒 2—粘土胶体
3—孔隙 4—附加物

表 7-1 石英、长石、云母矿物的化学成分及特性

矿物名称	化学成分	密度 (g/cm ³)	莫氏硬度	熔点 (°C)	
石英	SiO ₂	2.65	7	1 713	
长石	钾长石	K ₂ O · Al ₂ O ₃ · 6SiO ₂	2.5~2.6	6	1 170~1 200
	钠长石	Na ₂ O · Al ₂ O ₃ · 6SiO ₂	2.62~2.65	6~6.5	1 100
	钙长石	CaO · Al ₂ O ₃ · 2SiO ₂	2.74~2.76	6~6.5	1 160~1 250
云母	白云母	K ₂ O · 3Al ₂ O ₃ · 6SiO ₂ · 2H ₂ O	2.75~3.0	2~2.5	1 270~1 275
	黑云母	K ₂ O · 6(Mg · Fe)O · Al ₂ O ₃ · 6SiO ₂ · 2H ₂ O	2.7~3.1	2.5~3.0	1 145~1 150

表 7-2 铸造用砂分级

分级代号	最小 SiO ₂ 含量 (%)	最大含泥量 (%)
98	98	0.20
96	96	0.50
		1.00
93	93	0.30
		0.50
90	90	1.00
		2.00
85	85	1.00
		2.00
80	80	1.00
		2.00
75	75	10.00

2. 原砂的颗粒组成

原砂的颗粒组成包括颗粒大小、不同颗粒之间的比例、颗粒形状和表面状况等方面，它对型砂的强度、透气性、流动性和可塑性都有很大影响，是判断原砂质量的重要指标之一。

原砂的颗粒大小和不同颗粒之间的比例通常用筛分法测定，即就是将去除泥分并烘干的砂样用一套标准筛子（11个筛子和1个底盘）过筛。根据 GB 9442—88 规定，我国铸造用砂标准筛的筛孔尺寸（包括美国 AFS 标准）列于表 7-3 中。

表 7-3 铸造用砂标准筛规格 (GB 9442—88) 及 AFS 标准

GB9442—88	序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	底盘
	筛孔尺寸 (mm)	3.350	1.700	0.850	0.600	0.425	0.300	0.212	0.150	0.106	0.075	0.053	—
AFS	筛号	6	12	20	30	40	50	70	100	140	200	270	底盘
	筛孔尺寸 (mm)	3.360	1.680	0.841	0.595	0.420	0.297	0.210	0.149	0.105	0.074	0.053	—

按照 GB 9442—88 之规定，铸造用砂的颗粒大小用砂粒最集中的三个相邻筛子的中间一个筛子的筛孔尺寸（小数点后两位数的近似值）来表示（见表 7-4），并称之为铸造用砂的粒度分组代号。如经筛分，砂子大部分集中在筛孔尺寸为 1.70、0.85 和 0.60 的三个相邻筛子上，其分组代号为 85。

表 7-4 铸造用砂的粒度分组

分 组 代 号	主要粒度组成部分筛孔尺寸 (mm)		
85	1.700,	0.850,	0.600
60	0.850,	0.600,	0.425
42	0.600,	0.425,	0.300
30	0.425,	0.300,	0.212
21	0.300,	0.212,	0.150
15	0.212,	0.150,	0.106
10	0.150,	0.106,	0.075
07	0.106,	0.075,	0.053
05	0.075,	0.053,	底盘

原砂的颗粒形状可分为圆形、多角形和尖角形三种，通常用粒形系数（又称角形系数）来反映原砂的颗粒形貌。

粒形系数 E 是原砂的实际比表面积与理论球形砂粒比表面积的比值（每克原砂砂粒的总表面积称为原砂的比表面积，其中大小与原砂的颗粒组成、颗粒形状及表面状况有关），即

$$E = \frac{S_s}{S_L} \quad (7-1)$$

式中 S_s ——原砂的实际比表面积；

S_L ——理论球形原砂的比表面积。

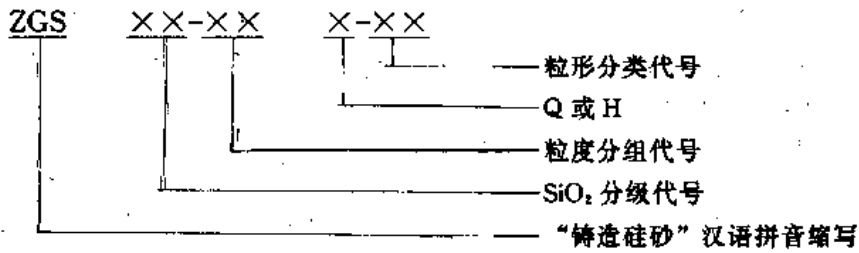
在同体积的各种几何体中，球形的表面积最小，因此粒形系数 E 表示砂粒形状偏离球形的程度。若原砂粒为球形， $E = 1$ ，但实际砂粒的形状总不可能是球形，其比表面积总是大于理论球形砂粒的比表面积，即 $E > 1$ 。根据测定，一般圆形砂 $E = 1.05 \sim 1.30$ ，多角形砂 $E = 1.30 \sim 1.60$ ，尖角形砂 $E > 1.60$ 。粒形系数可采用通气法比表面积测定仪测定。

按照 GB 9442—88 规定，原砂的颗粒形状按表 7-5 分类。

表 7-5 铸造用砂分类

分类代号	粒形系数
15	≤ 1.15
30	≤ 1.30
45	≤ 1.45
63	≤ 1.63
90	> 1.63

铸造用砂的牌号按如下方法表示：



例如，ZGS96-42Q-30

ZGS80-15H-45

按表 7-4，若主要粒度组成部分中前筛残留量大于后筛残留量者，牌号表示中用 Q，反之用 H 表示。

(二) 铸造用粘土

1. 粘土的分类及其矿物组成

粘土是型砂中应用最广的一种粘结剂，它的主要成分是颗粒细小的含水硅酸铝矿物 ($m\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot n\text{SiO}_2 \cdot p\text{H}_2\text{O}$)，此外还混杂有一些非粘土矿物，如石英、长石、云母等。造型用粘土根据它含有的粘土矿物的不同，可分为普通粘土和膨润土两种。

普通粘土的矿物组成为高岭石，化学式为 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ，其中 Al_2O_3 的含量为 39.50%， SiO_2 为 46.54%， H_2O 为 13.96%。纯高岭石为白色，密度为 $2.58 \sim 2.60 \text{ g/cm}^3$ ，熔点为 $1750 \sim 1780 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

膨润土的主要组成为蒙脱石（又称微高岭石）化学式为 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ，其中 $n\text{H}_2\text{O}$ 为层间水。如不计层间水，理论成分含量是 Al_2O_3 为 28.3%， SiO_2 为 66.7%， H_2O 为 5%。纯蒙脱石呈白色，熔点为 $1250 \sim 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

2. 粘土的粘结性

粘土的粘结力是由粘土质点的水化作用，使自由水变成吸附水而产生的。

水分子是极性分子，电荷中心不重合，所以一端带负电，另一端带正电。表面带负电荷的粘土质点能使呈极性的水分子在其周围定向排列，形成一层水化膜，其内层为吸附层，外层为扩散层。而吸附层和扩散层中的阳离子（如 Ca^{+2} ， Na^+ 等）也能定向地吸引水分子，和水结合成水化阳离子。水化膜中的水化阳离子，起着“桥”和“键”的作用，使粘土颗粒连结起来，使型砂产生湿强度。粘土胶团的结构示意图见图 7-3。进入吸附层中的水分子，牢固地结合在粘土质点的表面，形成“强结合水”。进入扩散层中的水分子，其定向程度和结合力逐渐减弱，形成“弱结合水”。如果还有多余的水分，它将不受粘土颗粒静电引力作用，在扩散层外形成自由水。

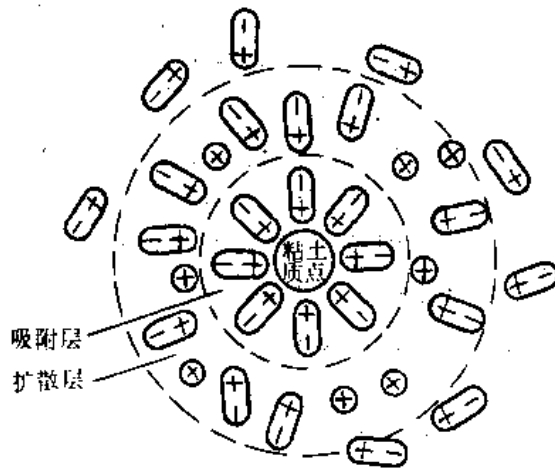


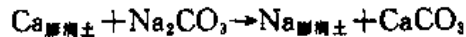
图 7-3 粘土胶团结构示意图

粘土型砂在干燥后具有干强度，是由于粘土加热失水后体积收缩，颗粒相互靠近，产生

内聚力的结果。膨润土由于其颗粒更细，表面和层间均可吸附水分，故其湿态粘结力比普通粘土好。但由于膨润土失水体积收缩大，容易引起铸型和砂芯的开裂，所以一般不单独用膨润土作为干型的粘结剂。

3. 膨润土的活化处理

膨润土表面吸附的可交换阳离子主要是钙离子和钠离子，前者称为钙基膨润土，后者称为钠膨润土。一般钠膨润土的粘结性能和抗夹砂能力要比钙基膨润土好得多，但我国出产的膨润土多为钙基膨润土。为提高钙基膨润土的粘结性能，根据阳离子交换性质，在钙基膨润土中加入含有钠离子的盐或碱（如 Na_2CO_3 等），使其活化为钠基膨润土。其化学反应式如下：



(三) 粘土型砂的应用

目前铸造生产中，粘土型砂约占整个型砂用量的 70~80%，被广泛用于各种合金铸件的生产。但由于不同合金具有不同的铸造性能，故型砂的成分配比应综合考虑合金的种类、铸件的尺寸和技术条件、造型方法及原材料的性能等。在决定型砂配方时，一般先参考别厂的经验，再根据自己的生产条件进行调整。目前国内各厂现行的型砂配方都程度不同地存在着差异；很难一一列举。

1. 铸铁用粘土型砂

铸铁用砂型常分为湿型、表面干型和干型。湿型不需烘干，与干型比较有许多优点，但必须对型砂性能进行严格控制，才能保证铸件质量稳定。湿型中常加入煤粉或重油，以提高型砂的抗夹砂能力。当浇注质量要求较高的大、中型铸件而湿型又不能满足要求时，则采用表面干型或干型。表面干型和干型一般采用颗粒较粗的原砂，常用粒度的分组代号为 30、42 和 60，为保证砂型具有良好的透气性、退让性和高的抗夹砂能力，型砂中通常还要加入 0.5~2% 的木屑。铸铁用型砂的配方举例见表 7-6。表中所用原砂常采用颗粒均匀的圆形或多角形天然石英砂。

表 7-6 铸铁用粘土型砂配方举例

型砂种类	型砂成分 (%)						性能				
	新砂		旧砂	膨润土	粘土	煤粉	木屑	水分 (%)	湿透气率	湿压强度 (10 ⁴ Pa)	干拉强度 (10 ⁴ Pa)
	粒度	加入量									
湿型	15	25	65	4~6		5	0.5	6~7	>80	13.72~15.68	
表干型	60	40	50	6~7			2	6.5~7.5	>100	>9.8	
干型	60	30	60	2~4	1.5~3		1~2	7.5~9	>100	>7.84	>7.84

表面干型和干型所用原砂很粗，必须使用涂料才能保证铸件的表面质量。涂刷时一定要使涂料能渗入砂型表面一定深度，以便形成一定厚度的光滑涂料层 ($\geq 0.5 \text{ mm}$)。铸铁用涂料一般由石墨粉、膨润土、水玻璃加适量水配制而成，涂料密度一般控制在 $1.3 \sim 1.5 \text{ g/cm}^3$ 之间。

2. 铸钢用粘土型砂

铸钢的浇注温度高（在 1500°C 左右），钢水密度大，收缩率大，铸件容易产生氧化、粘砂、夹砂、裂纹和变形等缺陷。故铸钢用型砂应有较高的耐火度，好的透气性、退让性，低

的发气性和热膨胀。

铸钢用原砂的粒度要比铸铁用的粗，小件用天然石英砂，大件常用人造石英砂。一些重要的大型铸件则常用镁砂、铬铁矿砂或锆砂作为面砂。

目前一些小的铸钢件或大批量机械化流水线生产的铸钢件都采用湿型铸造，粘结剂用普通粘土或活化膨润土，有时加入纸浆废液或糖浆，以提高砂型的表面强度。大型或要求较高的铸钢件一般采用干型铸造，用耐火粘土和膨润土作粘结剂。芯砂中常加入木屑以提高其退让性和出砂性。表 7-7 为铸钢用粘土型砂的配方举例。

表 7-7 铸钢用粘土型砂配方举例

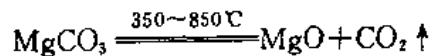
型砂种类	型砂成分 (%)					性能					
	新砂		旧砂	膨润土	粘土	纸浆	糖浆	水分 (%)	湿透气率	湿压强度 (10 ⁵ Pa)	干拉强度 (10 ⁵ Pa)
	粒度	加入量									
湿型	30	20~30	30~70	3~8		1~1.5		5~6	>100	4.9~5.88	
干型	85	50	50		10~14		3	6.8~8	>80	6.37~7.84	≥9.8

铸钢件干型均要刷涂料以防止铸件粘砂。一般铸钢件常用石英粉涂料；而高锰钢、耐热钢、不锈钢等高合金钢和特别厚大的铸件，可采用刚玉粉、锆砂粉或镁砂粉涂料。

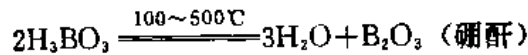
3. 有色合金用粘土型砂

铸造生产中碰到最多的有色合金是铝合金、镁合金和铜合金。这些合金，特别是铝、镁合金，比重较小，浇注温度较低，金属对铸型的热作用和机械作用较轻，铸件产生粘砂、夹砂和抬箱缺陷较小。因此，对型砂的耐火度无严格要求，对型砂的透气性和强度也相应要求较低。但由于这些合金极易氧化，要求型砂必须干净，否则将使铸件产生气孔缺陷。为了获得表面光洁、轮廓清晰、尺寸精确的铸件，常采用颗粒较细的 15 或 10 粒度的天然粘土砂。为防止镁合金在浇注和凝固过程中的氧化燃烧，型砂的含水量一般严格控制在 5.5% 左右，并且要在型砂中加入一定数量的保护性附加物，如菱镁矿附加物和烷基磺酸钠附加物。

菱镁矿附加物是在型砂中加入 10~12% 的菱镁矿和 3~4% 的硼酸，浇注时菱镁矿受热分解：



分解出的 CO₂ 气体隔断镁与空气的接触，起气体保护作用。硼酸受热后，经几次脱水后变为硼酐：



硼酐在高温下，能与氧化镁形成一系列化合物（如 3MgO · B₂O₃，2MgO · B₂O₃ · H₂O，MgO · B₂O₃ · 3H₂O 等）这些化合物能与铸型发生作用，在铸型与金属的界面上生成一层釉质保护膜，防止了镁合金的氧化燃烧。

烷基磺酸钠附加物是在型砂中加入 2~4% 的烷基磺酸钠和 1.5~2.5% 的硼酸。烷基磺酸钠受热分解出 SO₂、CO₂ 保护性气体，并析出大量的游离态的硫，以形成致密度很高的 MgS 保护膜，从而阻止了镁合金的进一步氧化。

表 7-8 给出了有色合金用粘土型砂的配方实例。

表 7-8 有色合金用粘土型砂的的配方实例

铸造合金	型砂成分 (%)								性能			
	新砂		粘土	膨润土	重油	烷基磺酸钠	菱镁矿	硼酸	工业糖	水分 (%)	透气率	湿压强度 (10 ⁴ Pa)
	粒度	加入量										
铜合金		10~30	8~12		1~15					4.5~5.5	>30	2.94~5.88
铝合金	15	97~98		2~3						4~5	>50	3.43~5.88
镁合金		100	4~5			2~3	7~8	1.5~2.5	0.6~1.4	4.5~5.5	>60	≥3.92

(四) 粘土型砂的制备

将预先处理好的原材料，按照一定的配方，加入混砂机进行混制，使各种材料均匀混合，并使粘土以薄膜形式包覆在砂粒表面。混砂的质量决定于所用混砂机的型式、加料顺序和混砂时间。

混砂时一般的加料顺序是：先加原砂、粘土和附加物，干混 2~3 min 后再加入水和液体粘结剂，进行湿混。混砂的时间应根据型砂的种类和混砂机的型式来决定。为使各种材料均匀混合，混砂时间不能太短，粘土含量高的型砂，混砂时间应长些。但过长的混砂时间，不但降低生产率，而且使型砂温度升高，水分蒸发，型砂结块，影响了型砂的质量。

为使型砂的水分均匀和粘土充分膨胀，混好的型砂应在不失水的条件下停放一段时间后再使用，该过程称回性（或调匀）。原砂颗粒越细、粘土含量越高的型砂，回性时间应较长。一般单一砂停放 2~3 h，面砂停放 4~5 h。回性后的型砂若有结块，造型前必须进行松砂。

二、水玻璃砂

水玻璃砂是以水玻璃为粘结剂的一种型砂，广泛用于铸钢件生产，同时在铸铁及有色合金铸造中亦有少量使用。水玻璃砂按其硬化方法可分为“二氧化碳硬化砂”、“自硬砂”和“流态自硬砂”。下面主要介绍生产中广泛使用的二氧化碳硬化砂。

(一) 水玻璃的特性

铸造用水玻璃是一种粘稠的硅酸钠水溶液，呈碱性。由于它在液态时具有粘性，并在一定的硬化条件下能转变为凝胶状态，因而可用作型砂和芯砂的粘结剂。模数和密度是衡量水玻璃性质的两个主要指标，它直接影响水玻璃砂的一系列性能。

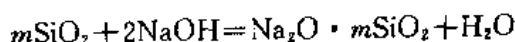
1. 水玻璃的模数

由于水玻璃制造过程中原材料的配比不同，水玻璃的化学组成可以在很大范围内变化。水玻璃的性质基本上取决于 SiO₂ 和 Na₂O 的克分子之比，这一比值称为水玻璃的模数，用 M 表示

$$M = \frac{\text{SiO}_2 \text{ 克分子数}}{\text{Na}_2\text{O 克分子数}} = \frac{\text{SiO}_2 \%}{\text{Na}_2\text{O} \%} \cdot \frac{\text{Na}_2\text{O 克分子量}}{\text{SiO}_2 \text{ 克分子量}} = \frac{\text{SiO}_2 \%}{\text{Na}_2\text{O} \%} \times 1.033$$

型砂中水玻璃的模数越大，其硬化速度越快，保存性差，不利于造型。生产上一般采用模数为 2~3 的水玻璃作为型砂的粘结剂。如果现有水玻璃的模数不满足要求时，可加入适量的苛性钠或氯化铵来降低或升高水玻璃的模数，其化学反应式如下。

降低模数：



提高模数:



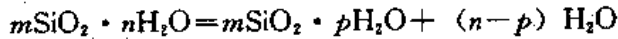
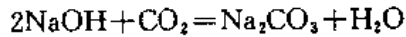
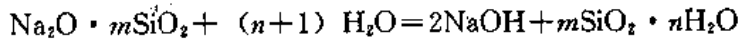
2. 水玻璃的密度

当模数一定时,水玻璃的密度取决于溶解在其中的硅酸钠的含量。硅酸钠含量越高,水玻璃密度越大。水玻璃的密度可以通过温水稀释或浓缩的办法进行调整。目前工厂造型用的水玻璃密度一般为 $1.45 \sim 1.6 \text{ g/cm}^3$ 。

(二) 二氧化碳硬化砂

1. 硬化原理及方法

水玻璃砂吹 CO_2 气体快速硬化的原理在于 CO_2 是酸性氧化物,能与硅酸钠水解产物中的 NaOH 反应生成盐和水,不断从水解平衡体系中移去,从而加速水解反应的进行,促使硅酸溶胶的生成。其反应式如下:



生成的大分子硅酸溶胶发生凝聚而形成网状结构的凝胶,它将砂粒包裹并连结起来,使型砂具有一定强度。

向砂型吹 CO_2 的方法很多,生产中广泛采用的是起模前的扎气眼吹气和大批量小砂芯的吹气罩吹气。

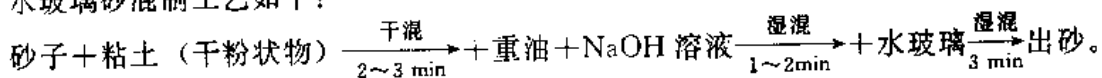
2. 二氧化碳硬化砂的配方及制备

一般水玻璃砂湿强度低,粘模倾向大,高温溃散性差。为提高二氧化碳硬化砂的工艺性能,通常采用低模数的水玻璃或配砂时加入适量的 NaOH 以减小粘模性,并可延长型砂的存放时间。但太低的水玻璃模数往往使砂型的高温残留强度提高,溃散性变差。为提高型砂的流动性,改善溃散性,减小粘模倾向,可在型砂中加入 $0.5 \sim 1\%$ 的重油或柴油。为提高砂型的湿强度,可在水玻璃砂中加入 $3 \sim 5\%$ 的粘土。但过高的粘土含量会引起型砂干强度的下降和粘模性的增加。表 7-9 给出了典型水玻璃砂的配方举例。

表 7-9 水玻璃砂配方举例

铸造合金	配料成分 (%)				性 能			
	新 砂	膨润土	烧碱水	水玻璃	水分 (%)	湿透气率	湿压强度 (10^4 Pa)	干拉强度 (10^4 Pa)
铸 钢	(15) 100	粘土 4~5	0.7	8~9	4~5	>100	2.45~2.94	>147
铸 铁	(21) 50	1~2		4.5~5.5	4~6	>80	2.45~3.92	

水玻璃砂混制工艺如下:



三、有机粘结剂砂

有机粘结剂砂主要用作芯砂。砂芯用来形成铸件的内腔、孔洞或凹穴部分。浇注时型芯的大部分被液态金属所包围，其工作条件较差，排气和出砂也比较困难。对于一些结构形状比较复杂的砂芯，粘土砂已不能满足其工作要求，生产中广泛使用有机粘结剂砂制作砂芯。

有机粘结剂砂按粘结剂类型可分为植物油砂、合脂砂和树脂砂。

(一) 植物油砂

1. 植物油砂的特性及硬化原理

用亚麻油、桐油、豆油等植物油作粘结剂的芯砂有高的干强度、低的发气量和小吸湿性。由于植物油对芯盒的润滑性较低，芯砂的流动性好，不易粘模。同时，植物油在高温下燃烧分解，生成还原性气体 CO 和 H₂，形成气体隔膜，有利于提高铸件内腔的表面光洁度，并使砂芯具有良好的透气性、退让性和溃散性。

植物油砂的缺点是湿强度太低，不易打芯，烘干前和烘干过程中容易变形。

芯砂用植物油为干性油或半干性油，即具有不同程度的不饱和脂肪酸。在烘干过程中，不饱和脂肪酸发生氧化、聚合反应，油分子由链状变为复杂的网状结构，在砂粒表面形成一层坚韧的薄膜，并将砂粒连结起来，使泥芯具有高的干强度。

2. 植物油砂的配制及砂芯的烘干

配制油砂时，应根据原砂的粒度、形状合理选择加油量。一般选用中等粒度（如 21）的原砂，加油量控制在 1~3% 左右。

为提高油砂的湿强度，通常在油砂中加入少量的粘土、水或纸浆废液。粘土的加入虽提高了湿强度，但降低了透气性，并且粘土中的碱金属离子还会使油部分皂化，减弱了油的作用，因此粘土用量一般控制在 1% 左右。

由于水对砂的润湿能力比油强，在有水存在时，砂粒首先被水润湿，油在水的表面形成均匀的油膜，改善了油在砂粒表面的分布状态，同时改善了砂芯烘干时的过烧倾向。但水分蒸发会破坏油膜的连续性，使干强度下降，同时还会增加粘模倾向，故生产中水的加入量一般控制在 3% 以下。

加入纸浆废液也能提高湿强度，对干强度的降低比粘土小，一般油砂中加入量为 0.5~2%。

植物油砂的混制工艺一般是：

原砂 + 粘土（或其他粉状物） $\xrightarrow[2\sim3\text{ min}]{\text{干混}}$ + 水 + 其他液体粘结剂 $\xrightarrow[2\sim3\text{ min}]{\text{湿混}}$ + 油 $\xrightarrow[5\text{ min}]{\text{混碾}}$ 出砂。

植物油砂的烘干温度和烘干时间可根据砂芯的大小、薄厚和均匀程度控制在 200~250℃，1~2 h。太低的烘干温度和太短的烘干时间降低了砂芯的干强度，增加了浇注时的发气量。但过高的烘干温度则可能使砂芯烧枯或发酥，强度显著下降。

(二) 合脂砂

植物油是优良的芯砂粘结剂，但植物油是重要的工业原料和食品，用作粘结剂十分可惜。在寻找植物油代用品的过程中，人们发现合脂是一种很好的粘结剂，其性能与植物油接近。合脂是制皂生产中石蜡经氧化、蒸馏，提取皂用脂肪酸后所剩下的残液，是一种粘稠的膏状物，外观呈暗褐色。经用煤油或汽油稀释后可用作粘结剂。

1. 合脂砂的工艺性能

合脂砂与植物油砂的工艺性能相近，有高的干强度和好的透气性，退让性好，不吸湿，发气量也较低。但单纯用合脂配制的芯砂，湿强度很低，砂芯容易发生变形，甚至倒塌。为此，通常在合脂砂中加入适量的糊精、纸浆、粘土等，以获得必要的湿强度。合脂砂比植物油砂容易粘模，这是目前合脂砂存在的另一缺点，应严格控制合脂粘度、加入量及合脂砂的含水量。

2. 合脂砂的硬化

根据生产合脂所用石蜡的不同，合脂可分为低熔点蜡合脂和高熔点蜡合脂。低熔点蜡合脂含羟基数多，强度高，因此型砂粘结剂应尽量选用低熔点蜡合脂。

由于合脂的组成十分复杂，其硬化反应至今尚未完全弄清。多数研究者认为，合脂加热硬化过程中可能包括：① 羟基数分子间的脱水缩合反应；② 羟基数和脂肪酸的脱水缩合反应；③ 由羟基数脱水形成的不饱和酸发生氧化、聚合反应，形成高分子化合物。由于以上几种反应的进行，使合脂的分子量增大，生成了网状结构的复杂聚合物。同时，在加热过程中溶剂的蒸发和小分子量产物的不断挥发，使合脂逐渐变稠，最后形成坚韧的薄膜，把砂粒连接起来。

3. 合脂砂的配制与烘干

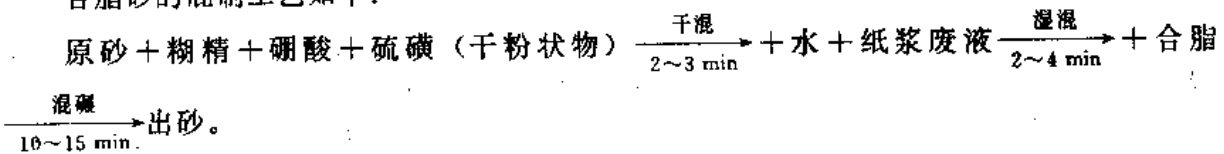
合脂砂所用原砂粒度多为 21 和 15。铸造用合脂的稀释比（合脂与稀释剂重量比）一般应控制在 10:6~10:10 的范围内为宜，过高或过低的稀释比都会导致砂芯干强度的下降。合脂的加入量应在满足干强度的要求下，尽量少加，一般为 2~4%。这是因为过高的合脂加入量虽能使干强度有所提高，但却使芯砂的湿强度下降，并且粘模现象加重。在合脂砂中加入一定量的糊精、纸浆等，可提高芯砂的干强度，但对湿强度提高较小。生产中一般将糊精、纸浆与粘土配合使用，效果较好。

表 7-10 为有色合金铸件用合脂砂的成分与性能实例。

表 7-10 有色合金铸件用合脂砂的成分与性能

成 分 (%)								性 能				使用范围
原砂	粘 结 剂					附加物		水分 (%)	湿透气率	湿压强度 (10 ⁴ Pa)	干拉强度 (10 ⁴ Pa)	
石英砂	合脂	纸浆	粘 土	桐油	工业油	硼酸	硫磺					
100	1.5~20.5	~1				0.3	1	2~4	>100	0.748	29.4~78.4	镁铸件砂芯
100	3~3.5	2~2.5	1.5~2.5					2.5~4	>100	1.47~2.45	58.8~88.2	铝铸件砂芯
100	3.9		4	1.3	1.3				>120			铜、铝铸件复杂砂芯

合脂砂的混制工艺如下：



烘干工艺对合脂砂性能的影响与油砂基本相似。合脂砂的烘干温度一般控制在 200~

240℃，最合适的烘干温度为(210±5)℃。合脂砂的烘干时间主要取决于砂芯的尺寸、厚度、合脂的加入量、溶剂的种类和烘干温度等因素。如果所用溶剂为煤油，由于它含有一部分温度较高的馏分，需要较长的烘干时间使其挥发；如果所用溶剂是汽油，烘干时间则可缩短。合脂烘干时间一般为1.5~3h。

(三) 树脂砂及制芯

植物油砂和合脂砂虽具有较好的工艺性能，但它们的湿强度都比较低，砂芯容易变形，而且制芯工序繁多，不便机械化生产。近几十年来人们逐渐开始用人工合成树脂作粘结剂，不仅解决了油砂和合脂砂存在的问题，而且大大简化了生产工序，使砂芯的质量和生产效率有了很大的提高。

铸造用树脂粘结剂，一般都采用热塑性树脂。目前国内生产中常用的有酚醛树脂、糠醇改性脲醛树脂(呋喃I型树脂)和糠醇改性酚醛树脂(呋喃I型树脂)。使用时再加入一定量的固化剂或附带加热，使它发生化学反应，由线性结构的热塑性树脂变为体型结构的热固性树脂。根据树脂砂的制芯工艺及硬化方法的不同，可将树脂砂分为壳芯法树脂砂、热芯盒法树脂砂和冷芯盒法树脂砂。

1. 壳芯法树脂砂

壳芯法树脂砂常用树脂是酚醛树脂。由于酚醛树脂是固态粘结剂，制芯前一般先制成复膜砂。目前工厂中大部分采用热法复膜，即首先将经水洗、烘干的原砂加热到130~180℃，立即加入粉状的酚醛树脂，并混合均匀。在热砂的作用下，树脂熔化并包覆在砂粒表面上。然后再加入固化剂乌洛托品的水溶液和防止复膜砂结块的硬脂酸钙，再混几分钟，待冷却至40~70℃时破碎、过筛，以备使用。

制芯时，将复膜砂倒入砂斗中，通过压缩空气将砂吹入预热至200~280℃的金属芯盒中，靠近芯盒壁的树脂砂受热固化。保持20~30s后，当结壳厚度达5~12mm时，将砂芯内未固化的树脂砂倒出，就可制得中空的壳芯。壳芯在芯盒中进一步固化后就可取出，其拉伸强度可达 $294 \times 10^4 \sim 392 \times 10^4$ Pa。

常用的制造壳芯的方法为顶吹法和底吹法，如图7-4所示。前者用于制造较复杂的壳芯，后者一般用于小型壳芯的生产。

壳芯法树脂砂硬化速度快，生产效率高，砂芯的吸湿性小，能长期存放；但由于酚醛树脂价格较贵，壳芯成本较高，目前主要用于技术要求较高的成批生产中、小型砂芯。

表7-11为壳芯法树脂砂的成分举例。

表7-11 壳芯法树脂砂配料成分*

成 分 (%)						拉伸强度 (10 ⁴ Pa)	应用范围说明
原砂 (粒度)	酚醛 树脂	乌洛托品		水:乌洛托品	硬脂酸钙		
		占砂重	占树脂				
100 (10)	4	0.7		1:1	0.35	245~343	中小壳芯
100 (21或15)	6~7		15	1:1		245~343	强度高的大型壳芯
100 (21或15)	6		16	1:1	0.2~0.3	245~343	要求流动性好的细长壳芯

* 用于镁或铝镁合金铸件时，需加入0.8~1%的保护剂(硫磺+硼酸+氟硼酸铵)。

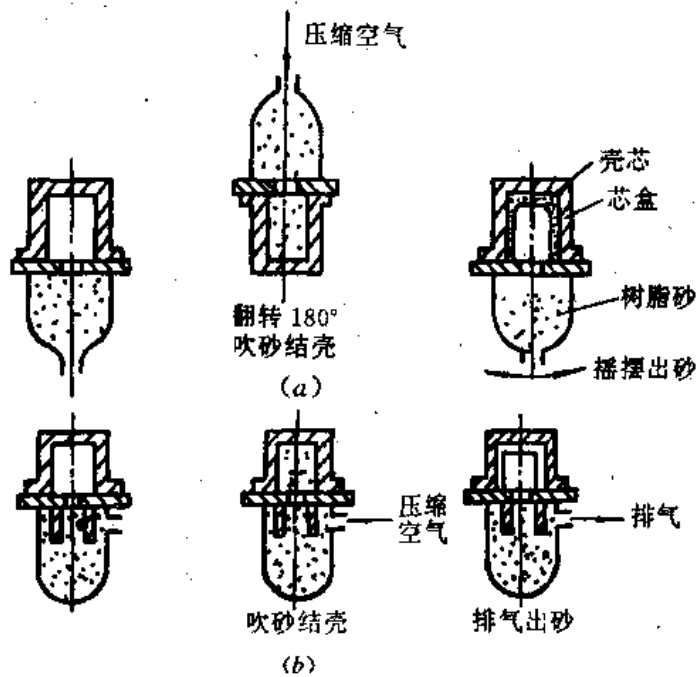


图 7-4 吹制壳芯方法示意图

(a) 顶吹法 (b) 底吹法

2. 冷芯盒法树脂砂

冷芯盒法树脂砂不需将芯盒加热，它是在催化剂作用下由化学作用而硬化的一种冷硬树脂砂。用冷硬树脂砂制造的铸型和型芯强度高，尺寸精度高，工序简单，特别适用于批量小、产品多变和要求较高的航空铸件的生产。

冷芯盒法可分为自硬冷芯盒法和气硬冷芯盒法两种。目前生产中最常用的是自硬冷芯盒法，所用树脂大多为呋喃树脂。呋喃树脂品种很多，目前国内应用于自硬冷芯盒的主要是呋喃改性树脂（如 KJN-1 型呋喃改性脲醛树脂、7501 型呋喃树脂），大部分用于灰铸铁和有色合金铸件的生产。

自硬冷芯盒法树脂砂采用酸作催化剂，包括有机酸硫酸乙酯和甲苯磺酸，无机酸磷酸。催化剂的加入量必须严格控制，加入量太少，硬化速度慢，强度低；加入量太多，太强的酸性将使树脂焦化。若采用硫酸乙酯，其加入量一般为树脂量的 30~40%；若用磷酸，其加入量为树脂量的 40~50%。

自硬冷芯盒法树脂砂要求混砂的速度快，数量准确，一次用完。混砂时可将原砂、树脂、催化剂一次快速混合；也可将树脂和催化剂分别与原砂混合，使用时再将两种混合料迅速混合，并填入芯盒，即可自行硬化。

3. 热芯盒法树脂砂

热芯盒法制芯是将树脂砂射入预热到 180~260℃ 的金属芯盒中，经几十秒钟后，就可形成具有一定厚度固化层的砂芯。砂芯取出后，可利用砂芯的余热和固化反应时的放热，使砂芯内部继续硬化。

热芯盒法树脂砂所用粘结剂主要有液态的呋喃 I 型树脂和呋喃 II 型树脂。呋喃 I 型树脂主要用于灰铸铁和有色合金铸件的生产，加入量一般以原砂重量的 2~3% 为宜。其固化剂一

一般都采用氯化铵和尿素的水溶液（配比为：氯化铵：尿素：水=1：3：3），加入量为树脂重量的20%左右。

呋喃Ⅰ型树脂属于“无氮树脂”，有较高的糠醇含量，高温性能好，主要用于铸钢件和球墨铸铁件的生产，铸件不易产生针孔或皮下气孔缺陷。其加入量为原砂的4%。采用乌洛托品作固化剂，用量为树脂重量的15~20%。

热芯盒法树脂砂与植物油砂的混制工艺相似，混砂的加料顺序一般为：

干砂+附加物 $\xrightarrow[1\sim 1.5\text{ min}]{\text{干混}}$ +固化剂 $\xrightarrow[1\sim 1.5\text{ min}]{\text{湿混}}$ +树脂 $\xrightarrow[1\sim 2\text{ min}]{\text{混碾}}$ 出砂。

第二节 造型和造芯工艺

造型和造芯是铸造生产中最重要工艺过程之一。选择合理的造型和造芯方法，对简化工艺操作、提高铸件质量和降低生产成本有重要意义。造型（芯）可分为手工造型（芯）和机器造型（芯）。前者用于小批量或大型铸件的生产；后者用于大批量的机械化生产。

一、手工造型（芯）

手工造型（芯）是一种最基本的造型（芯）方法。它适应面广，不需要特别复杂的设备。所以直止目前，在单件、小批量生产中，特别是产品多变的航空工厂中，手工造型（芯）仍占有相当大的比重。手工造型（芯）的方法也很多，生产中可根据铸件的尺寸、形状、生产批量、使用要求及生产条件，选择不同的方法，本节只局限于最基本方法的讨论。

（一）模样及模板造型

1. 模样造型

模样造型是最常用的手工造型方法。模样一般用木材制成，其形状尺寸与铸件外形基本相同。在批量较大的生产中为防止模样的磨损、变形和损坏，可采用金属模样。生产中最常用的模样为分开模，应用最多的为两分模。它可简化造型操作，便于开设浇注系统和安置冒口，适用于生产较复杂的铸件。图7-5表示两分模造型的工艺过程。

2. 模板造型

将模样、浇注系统和冒口模沿分型面与底板联结成一个整体的模具称为模板。造型后，底板基面形成铸型的分型面，模样等形成型腔。用于手工造型的模板一般为单面模板，它是将上下两块模样分别联结在两块底板上。用上、下两块单面模板分别造出上、下箱后，合箱浇注。图7-6为单面模板的结构实例。

采用模板进行手工造型，能简化造型操作，有利于提高劳动生产率和保证铸件尺寸精度。

（二）手工造芯

芯盒造芯是手工造芯的主要方法。芯盒的空腔形状和铸件的内腔相适应。芯盒通常用木材或金属制成，最常见的是对开式芯盒（见图7-7）。在造芯时，两半芯盒用定位销定位，并用夹紧装置夹紧。为提高砂芯的强度和刚度，一般都要使用芯骨，芯骨形状和砂芯相近，但不可露出砂芯表面。小砂芯的芯骨一般用退火的铁丝弯成所需的形状；大的芯骨用铸铁浇成或用钢棒焊成，并带有吊环，以便烘干和下芯过程中的吊运。对于一些复杂的砂芯，当不便扎排气孔或挖通气槽时，可在砂芯中埋置蜡线（蜡线用蜡由40~60%的石蜡和40~60%的沥

青配成), 砂芯烘烤时蜡线烧掉, 形成弯曲的通气道。某些大型砂芯, 常做成空心或埋入焦炭、煤渣等大块多孔物质, 以利排气和改善退让性。

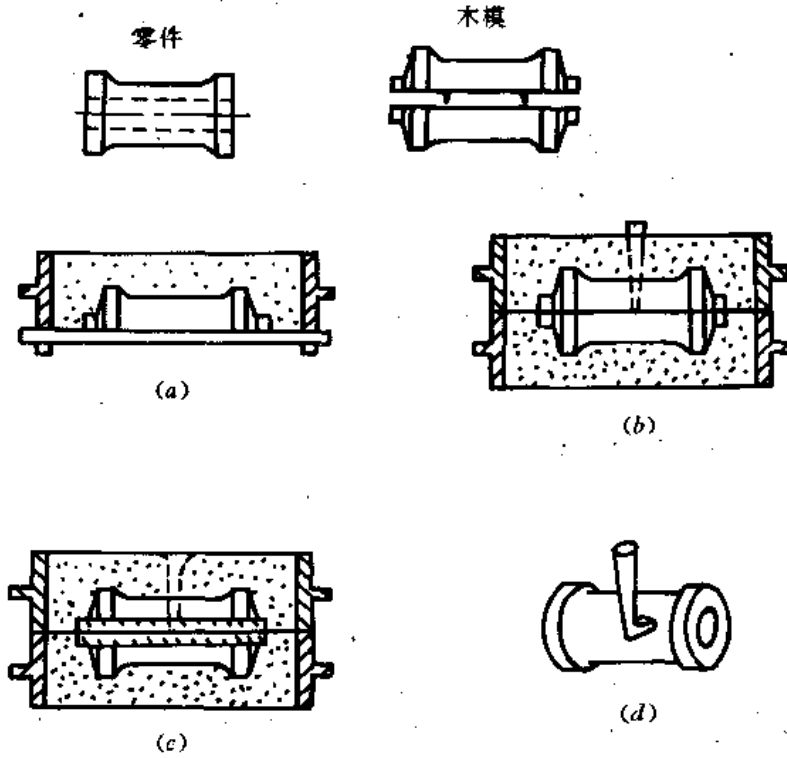


图 7-5 分开模造型工艺过程

(a) 用下半模造型 (b) 放好下半模, 撒分型砂造上箱 (c) 起模, 下芯, 合箱 (d) 落砂后的铸件

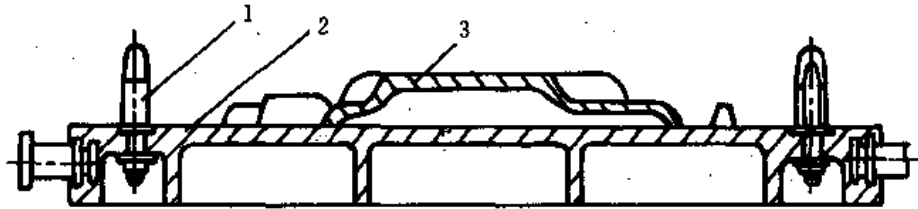


图 7-6 单面模板结构

1—定位导销 2—底板 3—模样

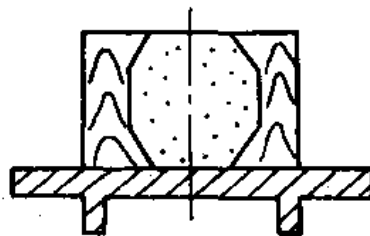


图 7-7 对开式芯盒

(三) 组芯造型

对于某些造型难度很大, 而又需大量生产的复杂铸件常采用组芯造型。即型腔由数块预

制的砂芯组合装配而成，这样就将十分复杂的铸型简化成数块简单的砂芯，大大简化了造型工艺。砂芯可以提前大量预制，浇注前只需将它们在砂箱或地坑中装配、紧固即可。

二、机器造型(芯)

在大批量连续生产中，广泛采用机器造型造芯。同手工方法相比，机器造型(芯)的生产率高，铸件质量稳定，工人劳动强度低。但它投入的设备和工装费用高，生产准备周期长，适用于大量和成批生产的铸件。机器造型的两个主要环节是铸型的紧实和起模。

(一) 铸型的紧实方法

随着现代造型机的不断出现，机器造型中铸型的紧实方法很多，但震实、压实、震压和抛砂紧实为四种最基本的方式，其他则为上述几种方法的结合。现就生产中常用的几种主要紧实方法简要介绍如下。

1. 震压紧实

它是将砂箱放在工作台上，填满型砂，先进行多次震击(一般振幅为25~80 mm，频率为150~300次/min)，在惯性力的作用下，将型砂紧实。为提高砂箱中、上层型砂的紧实度，在震实终了再施以辅助压实。图7-8为震压紧实的三个工作过程。

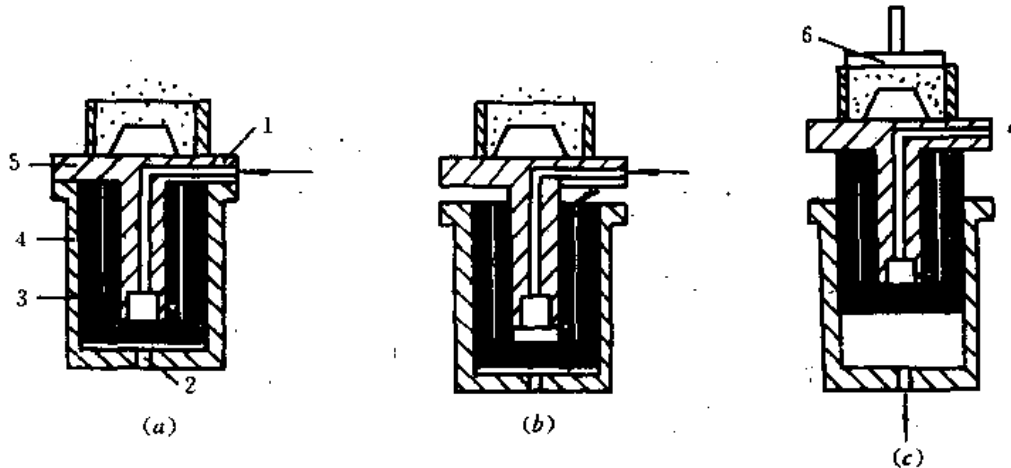


图7-8 震压紧实机构示意图

1—震击进气孔 2—压实进气孔 3—压实活塞 4—压实气缸 5—震击活塞 6—压头

震压紧实的方法可使型砂紧实度分布均匀，而且生产效率很高。即使目前微震压式和高压造型广泛兴起，震压式造型机仍有重要的使用价值，它是目前生产中、小型铸件的主要方法。震压紧实一般只适应于砂箱高度为150~200 mm的中、小型砂箱。砂箱过大，会使机器结构复杂庞大。

2. 压实紧实

压实紧实是直接在压力作用下，使型砂达到紧实。按照压实比压的大小，压实法可分为低压压实(0.196~0.294 MPa)、中压压实(0.392~0.686 MPa)和高压压实(0.686~2.45 MPa)。高压造型采用比压大都在0.980~1.470 MPa，一般采用液压传动，并附有微震机构，以便提高紧实效果，相应降低比压。

根据压实力作用方向的不同，压实法可分为上压式和下压式两种型式。图7-9为上压式压实示意图。当压实工作台上升时，固定在横梁上的压头将辅助框内的型砂从上面压入砂箱

而得以紧实。采和辅助框是为了补偿压实过程中砂柱的降低，辅助框的高度因模型的不同而变化。

压实紧实，特别是低压压实，由于砂粒与砂箱壁及砂粒与砂粒间的摩擦力，阻碍了砂粒的移动，使得砂型内各点的紧实度很不均匀。砂箱越高，这种不均匀性也就越大。因此，低比压压实只适应于砂箱高度为100~150 mm的低砂箱造型。为改善紧实度分布特性，扩大压实紧实的应用范围，目前生产中广泛采用的成型压头、浮动触头压头、提高压实比压和增加微震机构等措施，均收到了良好的效果。

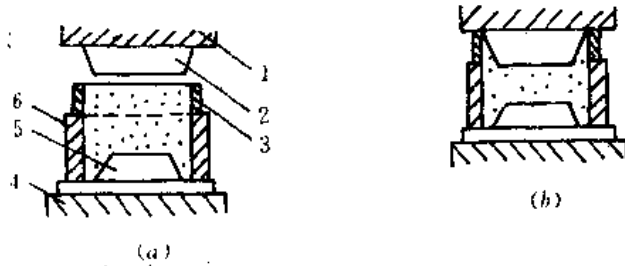


图 7-9 上压式压实示意图

1—横梁 2—压头 3—辅助框 4—工作台 5—模型 6—砂箱

压实紧实的造型机有很多优点。它的紧实速度快，生产效率高；机器结构简单，噪音小。

3. 抛砂紧实

抛砂紧实是利用高速旋转的砂铲，将进入抛砂头内的型砂以很高的速度(大于30 m/s)抛入砂箱，而同时完成填砂和紧实两个动作的一种操作。抛砂紧实过程中，型砂的紧实分两阶段完成。在第一阶段，砂团受高速旋转的砂铲的离心压力而得以初步紧实；然后砂团以高速抛入砂箱，为第二阶段的紧实。图7-10为抛砂造型原理图。

抛砂紧实生产效率高，型砂紧实度均匀。由于抛砂头可沿水平面运动，故可紧实大型砂箱。抛砂造型适应性很强，不要求专用的模板和砂箱，可用于任何批量的大、中型铸件的生产，特别适用于大型铸件的砂箱造型。

(二) 机器造芯

成批、大量生产的铸件普遍采用机器制芯。常用的制芯方法有以下几种。

1. 震压造芯

震压造芯类似于震压造型。它是利用震动的动能使芯盒内的芯砂紧实，在震动終了，再施以辅助压实，并刮去多余的芯砂。

2. 挤芯

利用柱塞式或螺旋式挤芯机挤制砂芯，它一般只能制造断面一定的简单、直棒砂芯。

3. 吹芯

利用压缩空气将芯砂从砂斗吹入芯盒并紧实，如壳芯

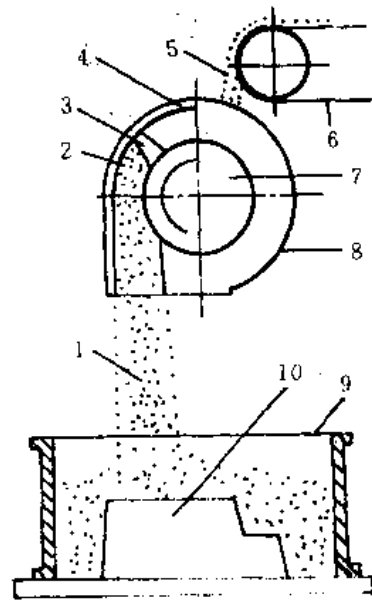


图 7-10 抛砂造型原理图

1—抛射砂流 2—砂团
3—叶片 4—弧形板
5—型砂 6—皮带
7—抛砂头 8—外壳
9—砂箱 10—模型

机吹芯。

4. 射芯

射芯是生产中应用最广的一种制芯方法。它是利用压缩空气将芯砂高速射入芯盒并紧实的制芯方法，其制芯原理见图 7-11。工作时，先由气缸 8 的活塞打开闸门 2，使砂斗 1 中的芯砂加到射砂筒 3 中，然后关闭闸门 2。由压缩空气打开射砂阀 9，于是贮气罐 10 中 0.5~0.7 MPa 压力的压缩空气通过射砂筒 3 上的横缝和竖缝进入射砂筒内部，使射砂筒内的空气压力急剧升高，并以一定的速度将芯砂射入芯盒 6 并紧实。进入芯盒的空气则从射砂头 5 底部的排气孔排出。

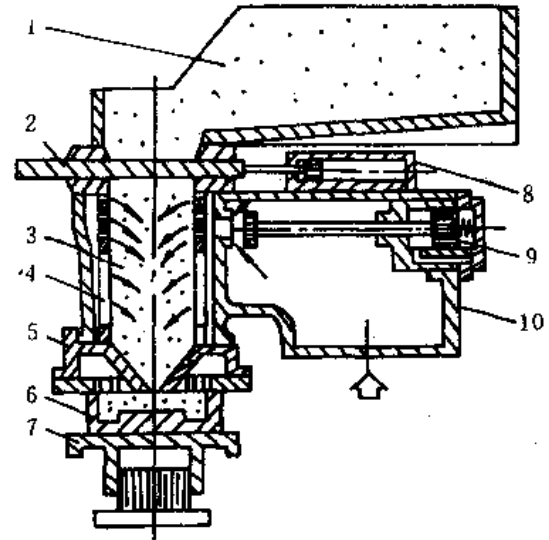


图 7-11 射砂过程示意图

- 1—砂斗 2—闸门 3—射砂筒 4—射腔
5—射砂头 6—芯盒 7—工作台 8—气缸
9—射砂阀 10—贮气罐

射芯机能在很短的时间周期内，同时完成填砂、紧实两个工序，生产效率很高。

(三) 机器造型的起模方法

机器造型的另一个重要环节是依靠机器完成造型后的起模操作。常用的起模方法有以下几种。

1. 顶箱起模与顶箱漏模

顶箱起模法见图 7-12。起模时，模板下的顶杆徐徐升起，顶住砂箱的四角，使砂箱上升，与固定在工作台上的模板逐渐分离，实现起模。这种起模方法比较简单，但起模时易掉砂，适用于简单而不高的模样起模。为了能起出形状复杂或高度较大的模样，可在模板上加一块与模型外廓相同漏板，以实现顶箱漏模起模，如图 7-13。

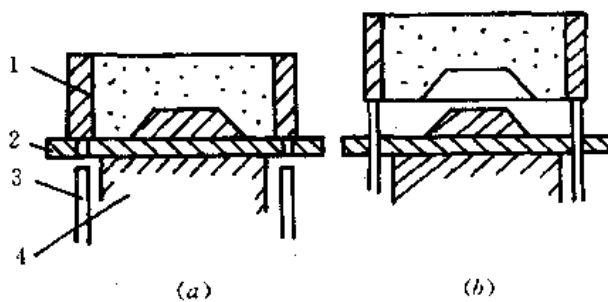


图 7-12 顶箱起模

- 1—砂箱 2—模板 3—顶杆 4—工作台

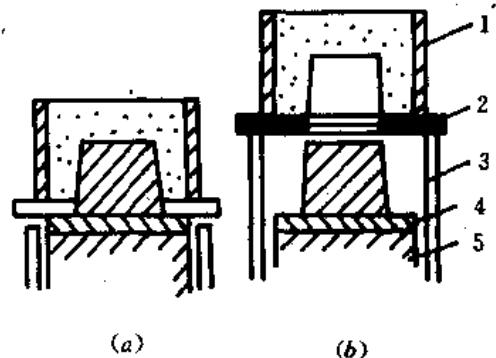


图 7-13 顶箱漏模

- 1—砂箱 2—漏板 3—顶杆
4—模板 5—工作台

2. 转台起模

转台起模过程见图 7-14。型砂紧实后，砂箱夹持器将砂箱夹持在造型机转台上，转台升高 h 并绕水平轴转动 180° 。然后接箱台上升接住砂箱，夹持器打开，转台和固定在其上的模

板保持不动,砂箱随同接箱台下降,与模板脱离而起模。

这种起模方法不易掉砂,适用于型腔较深、形状复杂的铸型的下箱起模。而顶箱起模多用于制造上箱,以省去翻箱工序。

三、其他造型方法

传统的造型方法都是利用混有粘结剂的型砂,在外力、热或化学作用下粘结成型的。然而,近几十年来又出现了一些与此截然不同的物理成型方法,它们在生产中也得到了不同程度的应用,现简介如下。

(一) 磁丸造型

磁丸造型是用铁丸或钢丸代替石英砂,用带有浇、冒口系统的聚苯乙烯泡沫塑料实型模代替模样,用磁场代替粘结剂的一种造型新工艺。其基本原理是:将铁磁性材料(铁丸或钢丸)充填在聚苯乙烯泡沫塑料的周围,通过外磁场的作用,使铁磁材料相互吸引而获得铸型强度,如图7-15所示。磁丸造型后不取出模样,浇注时模样受到液体金属的热作用而汽化,液体金属占据其空间,冷却后形成铸件。

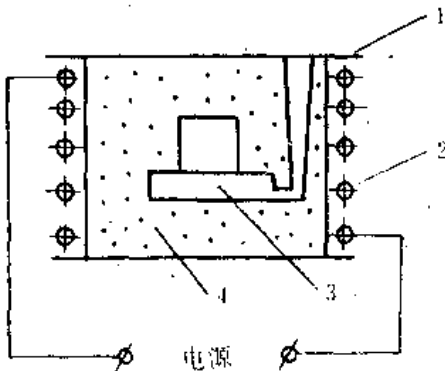


图 7-15 磁丸造型原理图

1—砂箱 2—磁场线圈。
3—塑料模 4—铁丸(或钢丸)

磁丸造型的造型材料可反复使用,铸件冷却快,有利于晶粒细化和提高铸件机械性能。其缺点是由于模样的形状、大小不同,造成磁场分布不均匀,致使有些部位铁丸紧实度低,易形成胀砂。故磁丸造型仅用于形状不十分复杂的中、小型黑色合金铸件。

(二) 真空密封造型

真空密封造型简称真空造型或V法造型,又称减压或负压造型法。其工艺过程(见图7-16)如下:

(1) 制造带有抽气箱和抽气孔的模板。

(2) 将烘烤后呈塑性状态的塑料薄膜覆盖在模板上。

真空泵抽气使薄膜密贴在模板上成型,如图7-16(a)所示。

(3) 将带有过滤抽气管的砂箱放在已覆好薄膜的模板上。

(4) 向砂箱内充填干砂,借微震使砂子紧实,然后刮平并放上密封薄膜。打开阀门抽去型砂内的空气,使铸型内、外存在压力差(约40 000~53 000 Pa)由于该压力差的作用使铸型成型并具有较高的硬度,如图7-16(b)所示。

(5) 去除模板的真空度进行起模,铸型一直保持抽气。依上法制出下半型和砂芯(也可使用一般砂芯)。

(6) 下芯、合箱、浇注,如图7-16(c)所示。

(7) 待金属凝固后,停止对铸型抽气,铸型自动溃散,如图7-16(d)所示。

真空密封造型可简化设备,节约投资,提高铸件质量。但造型操作复杂,从造型、合箱、浇注直到铸件凝固前都要对铸型保持抽气,不利于机械化操作。另外,复杂模样的复膜常常

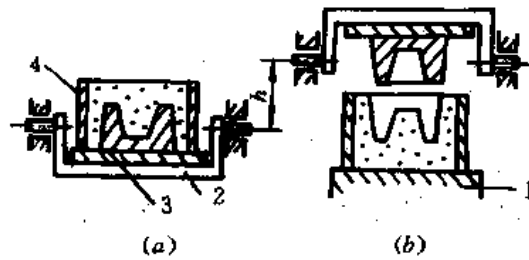


图 7-14 转台起模

1—接箱台 2—转台 3—模板 4—砂箱

受塑料薄膜延伸率和成型性的限制。所有这些都影响了该方法的广泛作用。

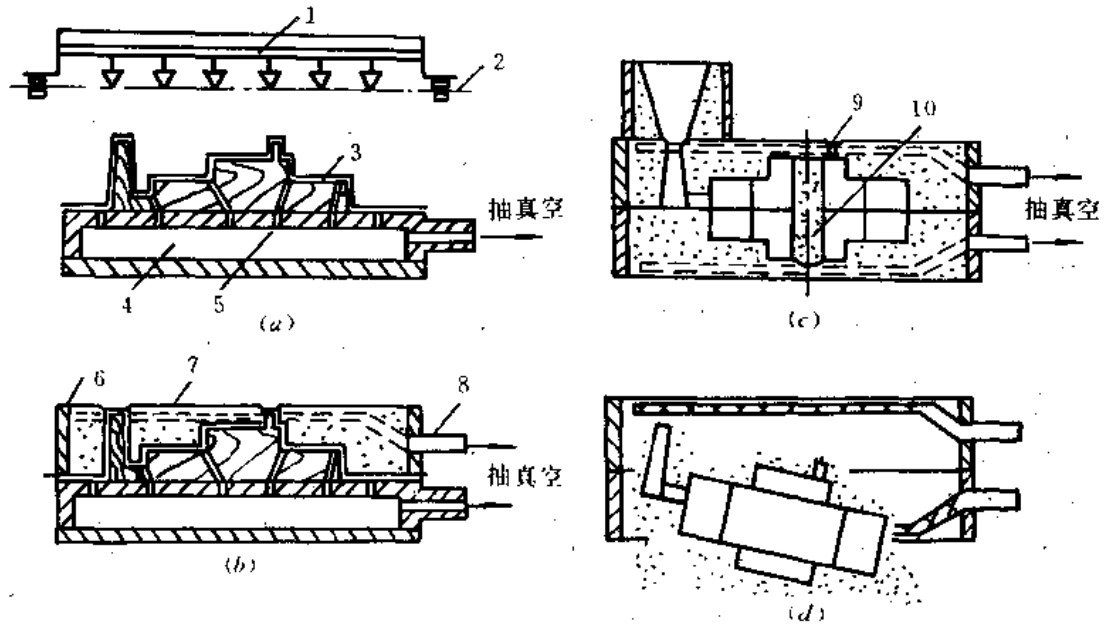


图 7-16 真空密封造型工艺过程示意图

1—远红外烘板 2—塑料薄膜在烘烤时的位置 3—塑料薄膜 4—抽气箱
5—抽气孔 6—金属砂箱 7—密封用薄膜 8—过滤抽气管 9—通气道 10—砂芯

第三节 铸件的浇注系统、冒口和冷铁

一、浇注系统

浇注系统是将液态金属引入铸型的必要通道。正确设计浇注系统，使液态合金平稳而又合理地充满型腔，是保证铸件质量的重要方面。特别是铝、镁合金铸件的生产，其浇注系统设计是否合理是影响铸件质量的关键因素之一。在实际生产中，许多铸造缺陷，如浇不足、冷隔、气孔、夹渣、缩孔、缩松等都与浇注系统设计不当有关。一个正确而合理的浇注系统通常应满足以下要求。

(1) 浇注系统应保证在一定的浇注时间内使液态金属充满型腔，以防止大型薄壁铸件的浇不足缺陷。

(2) 应合理控制液态金属进入型腔的流速和方向，使液态金属能平稳地流入型腔，防止发生冲击、飞溅和旋涡现象，以避免铸件产生氧化夹渣和气孔缺陷。

(3) 应能把混入合金液中的熔渣挡在浇注系统中，并使型腔中的气体顺利排出，以防止铸件的气孔和夹渣等缺陷。

(4) 能够合理地控制和调节铸件各部分的温度分布，减少或消除铸件产生缩孔、缩松、裂纹和变形等缺陷。

(5) 在满足其他要求的前提下，浇注系统应尽可能结构简单，体积小，以简化造型操作、减少清理工作量和金属液的消耗。

对于一个具体铸件来说，其浇注系统很难同时满足上述条件，甚至有些要求是相互矛盾的。我们应该在充分认识浇注系统普遍规律的基础上，针对具体铸件，抓住主要矛盾，设计下正确的浇注系统来。

(一) 浇注系统的组成单元及其作用

在通常情况下，一个完整的浇注系统应包括浇口杯、直浇道、横浇道和内浇道四个组成部分，如图 7-17 所示。对于某些比较简单的铸件，其浇注系统不一定完全包括上述四个部分；但一些复杂的铸件的浇注系统为加强缓流、挡渣和排气作用，有时还需增设缓冲窝、集渣包、过滤网、出气孔等辅助部分。

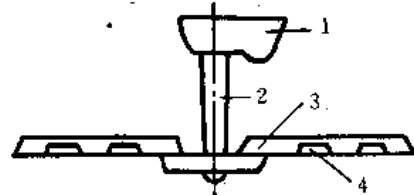


图 7-17 浇注系统的基本结构

- 1—浇口杯 2—直浇道
3—横浇道 4—内浇道

1. 浇口杯

浇口杯是铸型浇注系统的最外面部分，它用于承接来自浇包的金属液并将它引入直浇道。正确设计的浇口杯，除上述作用外，还有缓冲来自浇包的金属液流及挡渣、浮渣作用。

常用浇口杯的形状分为漏斗形和池形两类。漏斗形浇口杯见图 7-18。这种形状的浇口杯结构简单，制作方便，消耗金属液少。但其挡渣作用很小，主要用于小型铸铁件和铸钢件，在机器造型中广泛采用。

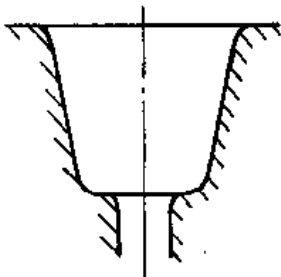


图 7-18 漏斗形浇口杯

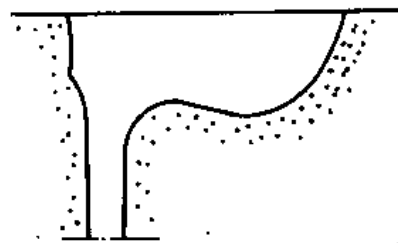


图 7-19 池形浇口杯

池形浇口杯的形状见图 7-19。当充满金属液时挡渣作用好，但制作费时，消耗金属液多，主要用于大、中型铸铁件和有色合金铸件的手工造型中。

为了有利于熔渣的上浮，浇口杯应有一定的高度，并将浇口杯与直浇道相连处作成凸缘形状，以促使形成垂直方向的涡流，提供熔渣上浮的机会。另外，为了消除液流在直浇道入口处的离壁和吸气现象，浇口杯的流出口应作出圆角，其圆角半径应大于 $1/3$ 的出口直径。

为防止最初浇入的合金液中的氧化夹杂从浇口杯流入直浇道，对于一些重要的大、中型铸件，常采用带浇口塞的平底池形浇口杯，如图 7-20 所示。浇注前先用浇口塞堵住浇口杯的流出口，然后进行浇注。当浇口杯被充填到一定高度，熔渣已经浮起时，才拔起浇口塞，合金液开始流入直浇道，同时不断浇注，保证浇口杯液面高度不变，以利浮渣。浇口塞分为锥形塞头和平塞头。锥形塞头通常用耐火材料制成，挡渣效果较好，但操作不当时容易碰掉浇口杯入口处的型砂，造成铸件的砂眼缺陷。在大批量生产中，也可用同材质的金属薄片盖住浇口杯的入口处，当浇口杯中的金属液充填到一定高度时，金属薄片自行熔化，浇口杯的流

出口被自行打开。

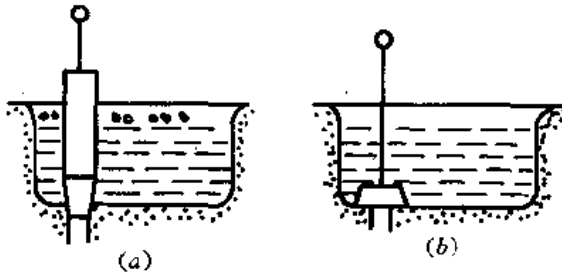


图 7-20 拔塞浇口杯
(a) 锥形塞头 (b) 平塞头

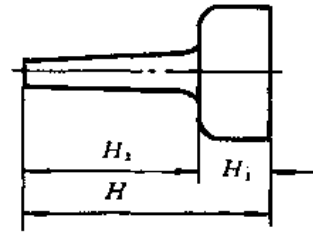


图 7-21 直浇道形状

2. 直浇道

直浇道是浇注系统中的垂直通道，其功用是把金属液从浇口杯引入横浇道或直接导入型腔，并且建立起金属液充填整个铸型的压力头。为保证金属液流不产生离壁和吸入空气，直浇道截面应该设计成自上而下逐渐收缩的倒圆锥形（如图 7-21）。根据流体连续性方程式可得出，直浇道入口断面积与出口断面积的比值应该是

$$\frac{F_1}{F_2} = \sqrt{\frac{H}{H_1}} \quad (7-2)$$

在铝、镁合金铸造中，为了增大金属液在直浇道中的流动阻力，降低出口处的流速，缓和紊流程度，常采用蛇形或片状直浇道，以保证直浇道各个截面上均为正压。图 7-22 为铝、镁合金铸件常用直浇道形式和断面形状。

为减轻合金液沿直浇道下落时对横浇道的冲击作用，通常在直浇道底部设置缓冲窝（又称浇口窝），并使直浇道与横浇道的过渡处呈圆角连接（见图 7-23），以保证液流平稳改变方向，减小涡流和氧化吸气倾向。一般，直浇道底部浇口窝的直径和深度分别以横浇道宽度和深度的 1.5 倍为宜。

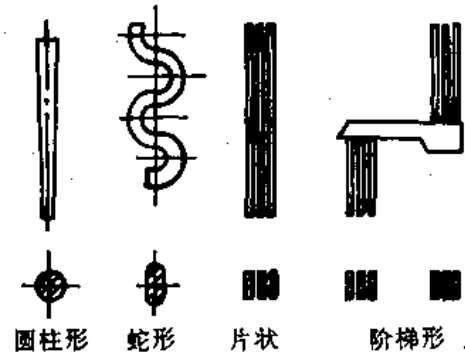


图 7-22 铝、镁合金用直浇道形式及断面形状

3. 横浇道

横浇道是浇注系统中连接直浇道和内浇道，并将金属液平稳而均匀地分配给各个内浇道的重要单元，它是浇注系统中最后一道挡渣关口。横浇道的设计应有利于熔渣的上浮并滞留在其顶部而不进入型腔。

金属液进入横浇道后，起初以较大的速度沿长度方向流动，直到抵达横浇道的末端，形成金属浪并开始返回流动。在与从直浇道流入的金属液流相遇后，横浇道中的液面才开始同时上升，直到充满为至。此时进入不同位置内浇道金属液的量，将取决于内浇口附近的压头高度、横浇道的长度及内浇道的位置等因素。当压头高而横浇道较短时，大部分合金液将进入离直浇道最远的内浇道中去。这是因为横浇道末端附近内浇道周围的金属压力高于其他内浇道的缘故。对于大型薄壁铸件，为了均衡各个内浇道的流量，不同位置的内浇道应有不同

的断面积，或将横浇道做成如图 7-24 所示的渐缩形结构。即每经过一个内浇道之后，横浇道的断面积就按比例减小一定值，以避免个别内浇道内流量过大而引起的局部过热。

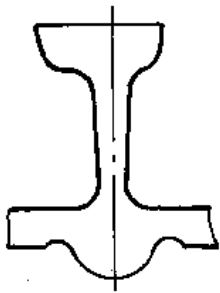


图 7-23 直浇道与横浇道的连接方式

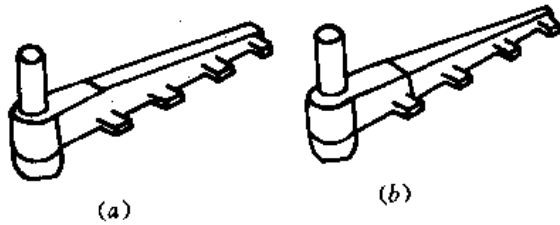


图 7-24 渐缩式横浇道

(a) 横浇道高度渐缩

(b) 横浇道高度、宽度同时渐缩

横浇道除了分配合金液给各内浇道和对液流起稳定作用外，还具有重要的挡渣作用。对于那些比重小于合金液的夹杂物，在横浇道中的运动受两个速度的作用（见图 7-25），即液流速度 v_1 和夹杂上浮速度 v_2 。夹杂以 v_1 和 v_2 的合速度 v 流经一定流程后，上升到横浇道的顶面。在其他条件一定时，夹杂能否经很短的流程就上浮到液流表面而不进入内浇道，则取决于 v_1 的大小。 v_1 愈大，液流在横浇道中的紊流程度愈大，杂质上浮所遇到的干扰愈大。当 v_2 达到一定值时，杂质就浮不上来，而始终悬浮在液流中，此时的 v_1 就称为“悬浮速度”。

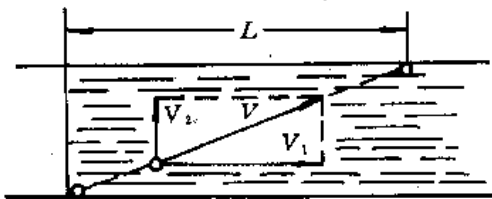


图 7-25 夹杂在横浇道中运动示意图



图 7-26 内浇道的吸动作用

另外，当液流流经内浇道时，除有继续向前流动的速度外，还有一个向内浇道流动的速度。好像内浇道会将横浇道中的金属液“吸”进去，这种现象称“吸动作用”（见图 7-26）。吸动作用区一般都大于内浇道截面，内浇道中金属流速愈大，吸动区域愈大。当混杂在液态金属中的夹杂来不及上浮而流经这个区域时，就会被吸入内浇道而进入型腔。因此无论从稳流角度或挡渣效果来看，都有必要降低合金液在横浇道中的流速。生产中通常采用搭接式横浇道（横浇道置于内浇道之上），或在横浇道中设置集渣包或过滤网都收到了很好的挡渣效果。当然，对于密度大于合金液的夹杂物，采用上述挡渣措施就无能为力了，此时可采用过滤网挡渣的方法。

4. 内浇道

内浇道亦称内浇口，是液态金属流经浇注系统进入型腔的最后通道。内浇道比较短，本身不能挡渣，但合理的结构尺寸和与横浇道的连接方式将有助于横浇道挡渣。内浇道的合理设置可以调节铸型和铸件各部分的温差和凝固顺序，控制金属液流的充型速度和方向，使之平稳地充填型腔。为防止最初被合金液带入横浇道的杂质进入型腔，要求内浇道与横浇道的

交接角 α 不应小于 90° (如图 7-27 所示), 但为防止内浇道与横浇道交接宽度的大量增加, α 也不应大于 120° 。内浇道的截面形状多为扁平梯形, 它的吸动区域小, 有助于横浇道挡渣, 并易于从铸件上清除。为增加横浇道的挡渣效果, 内浇道不应开在直浇道下方或横浇道的尽头。

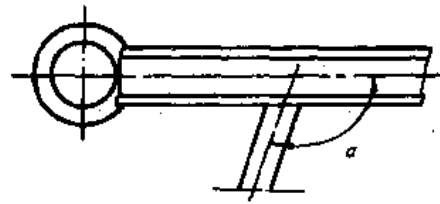


图 7-27 内浇道与横浇道的交接角

(二) 浇注系统的类型及其应用范围

1. 按合金的引入位置分类

根据液态金属相对于铸件的引入位置, 浇注系统的类型可分为以下几种。

(1) 顶注式 (又称上注式) 浇注系统。液态金属从铸件的顶部引入, 铸件大多位于下箱, 其上热下冷的温度分布有利于铸件自下而上的顺序凝固, 更好地发挥顶冒口的补缩作用。其缺点是金属液的落差大, 容易导致合金液的飞溅和氧化。因此这种浇注系统仅适用于结构比较简单且高度不大的薄壁铸件, 对容易氧化的有色金属则不宜采用。

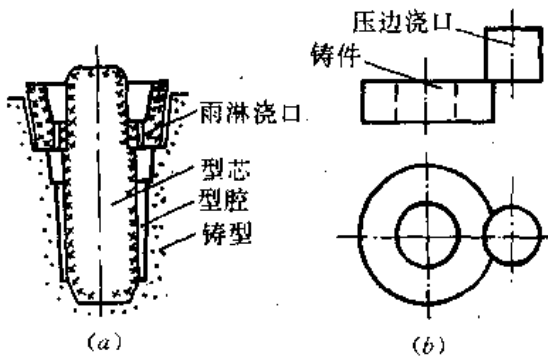


图 7-28 顶注式浇注系统

(a) 雨淋式浇注系统 (b) 压边浇口

生产中常见的顶注式浇注系统有压边浇口和雨淋式浇口 (见图 7-28)。它们的共同特点是能细化流股, 金属液对铸型和液面的冲击力小, 铸件温度分布合理, 有边浇注边补缩的作用。压边浇口的压边宽度一般只有 $2\sim 7\text{ mm}$, 浇注时易充满, 有利于熔渣上浮。经金属液充分预热的压边缝隙保证其补缩通道的畅通。压边浇口结构简单, 便于清除, 但压边缝隙处常常会因过热而出现晶粒粗大的现象。压边浇口主要适用于位于下箱、壁厚较大的中、小型铸铁件和小型铝合金铸件。雨淋式浇口挡渣效果好, 避免了铸件的局部过热。但由于流股的细化, 加剧了合金的氧化和吸气。故雨淋式浇口主要用于要求较高的薄壁铸铁件, 而不适宜于铸钢和容易氧化的轻合金。

(2) 底注式 (又称下注式) 浇注系统。底注式浇注系统是液态金属从铸件下部引入型腔, 其内浇道很快被金属液淹没。因此充型平稳, 不会产生飞溅和卷入气体, 利于挡渣和排除型腔中的气体。其缺点是铸件的温度分布不利于铸件自下而上的顺序凝固。常见底注式浇注系统的形式见图 7-29。底注式浇注系统主要用于高度不大、结构复杂的铸钢件及易氧化的铝、镁合金铸件。

(3) 中注式 (侧注式) 浇注系统。金属液从铸件中部某位置引入, 内浇口多开在分型面上, 因而可根据需要, 开设足够数量的内浇口, 大大改善了充填条件。中注式浇注系统兼有顶注式和底注式的优、缺点, 一般适应于高度不大, 但水平尺寸较大的中、小型铸件。

(4) 阶梯式浇注系统。阶梯式浇注系统的内浇道呈阶梯形, 液态金属由下而上逐层充填型腔。它既可消除合金液从高处下落时的冲击作用, 又可保证铸件具有合理的温度分布, 同时兼有顶注式和底注式的优点。为严格保证液流分层引入的原则, 生产中通常采用中间直浇道 (分配直浇道), 其断面尺寸大于直浇道, 而每层内浇道断面积应等于直浇道, 这样才能保证分配直浇道不会被充满, 而使内浇道从下到上逐层起作用, 如图 7-30 所示。

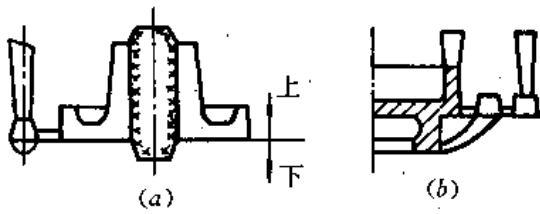


图7-29 底注式浇注系统
(a)一般式 (b)牛角式

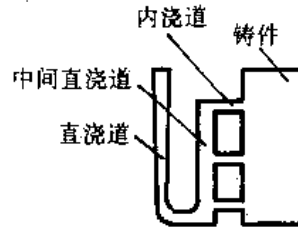


图7-30 带有中间直浇道的
阶梯式浇注系统

(5) 垂直缝隙式浇注系统。内浇道沿整个铸件的高度开设 (见图7-31)。金属液首先由直浇道经内浇道进入立筒，然后沿立缝从下到上逐层进入型腔。这种浇注系统金属液流平稳，热分布合理，有利于铸件的顺序凝固，被广泛用于轻合金铸造中，尤其是在收缩倾向大的镁合金中使用更广。但它的缺点是缝隙内浇道的切割和清理十分麻烦，合金液的消耗较大。

对于一些大型复杂铸件采用某种单一的浇注系统往往难于满足质量要求，多采用两种或两种以上浇注系统的联合形式，以取长补短，满足生产要求。

2. 按浇注系统各单元断面积的比例分类

按照浇注系统中直浇道、横浇道和内浇道断面积的比例，可将浇注系统分为收缩式、扩张式和半扩张式三种。

(1) 收缩式 (又称封闭式) 浇注系统。收缩式浇注系统从直浇道到内浇道的断面逐渐缩小 (即 $\Sigma F_{内} < \Sigma F_{横} < F_{直}$)，其阻流断面是内浇道。这种浇注系统在浇注开始后不久，各单元迅速充满，故又称充满式浇注系统。

这种浇注系统因金属液的静压头大，充型快，有较好的挡渣能力，有利于薄壁铸件的充填。其缺点是金属液进入型腔的速度高，对铸型和砂芯的冲击力较大，易产生飞溅，加速了合金液的氧化。这种浇注系统仅适用于中、小型铸铁、铸钢件，对氧化倾向大的有色合金铸件和高大的铸铁、铸钢件则不宜使用。

(2) 扩张式 (又称开放式) 浇注系统。这种浇注系统从直浇道到内浇道的断面逐渐加大 (即 $\Sigma F_{内} > \Sigma F_{横} > F_{直}$)，其阻流断面是直浇道。在浇注过程中，当金属液未充满前，浇注系统中的液体金属呈无压流动。这种浇注系统挡渣能力很差，但液流流出内浇道的速度小，充型平稳，因此被广泛用于易氧化的有色合金铸件、球墨铸铁件及使用漏包浇注的铸钢件，其挡渣可采用其他措施来解决。

(3) 半扩张式浇注系统。这种浇注系统的断面比例关系是 $\Sigma F_{横} > F_{直} > \Sigma F_{内}$ ，充型平稳，对铸型的冲击比封闭式浇注系统小，挡渣作用则比扩张式好。这类浇注系统可用于各类铸件，尤其是结构简单的小型铝、镁合金铸件、球墨铸铁件及表面干型铸件。

(三) 浇注系统断面尺寸的确定

确定浇注系统断面尺寸，首先是指确定浇注系统中最小断面的尺寸，因为针对一个具体铸件，当浇注系统的类型和引入位置确定之后，只要确定出浇注系统的最小断面积，其他各

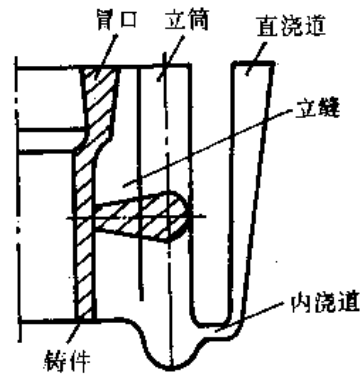


图7-31 垂直缝隙式浇注系统

单元断面尺寸也就随之而定了。

但是，浇注系统最小断面尺寸的计算是一个十分复杂的问题。它取决于铸造合金的类型、铸件的结构特点以及现场工艺条件等多种因素。因此，直到目前还没有一个完善的理论计算方法，能把影响浇注系统充填的多种可变因素都考虑进去，得出一个最准确的断面尺寸计算公式。目前生产中采用的各种计算方法，大多是以水力学原理为基础的近似计算方法，往往需要根据试生产的结果或实际经验进行修正。

在实际生产中，目前应用较成功的是“反推法”，即根据铸件的结构特点和具体生产工艺，首先凭经验确定内浇口的数量和断面积，然后根据内浇道的总断面积和已选定的浇道比，再确定其他各单元的尺寸。内浇口的数量和断面尺寸也可依据铸件的重量、壁厚和外形尺寸从有关手册上查得。表 7-12 为常用浇注系统各单元断面比例关系的实例。

表 7-12 浇注系统各单元断面比例关系实例

类 型	$\Sigma F_{内} : \Sigma F_{直} : F_{浇}$	应用范围
收缩式	$1 : 1.2 : 1.4$ $1 : 1.1 : 1.15$ $1 : 1.1 : 1.5$ $1 : (1.1 \sim 1.3) : (1.2 \sim 1.6)$	中、大型灰铸铁件 中、小型灰铸铁件 可锻铸铁 中、小型铸钢件
半扩张式或扩张式	$1 : (1.3 \sim 1.5) : (1.1 \sim 1.2)$ $1 : 1.5 : 1.1$ $(3 \sim 6) : (2 \sim 4) : 1$ $(2 \sim 4) : (2 \sim 4) : 1$ $(1.5 \sim 4) : (2 \sim 3) : 1$	中、小型铸铁件 铸铁件表面干型 中型镁合金铸件 中型铝合金铸件 小型铝、镁合金铸件

二、冒 口

(一) 冒口的作用和位置选择

在液态金属浇入铸型后的冷却过程中，大部分金属要产生体积收缩。其液态收缩和凝固收缩将导致铸件最后凝固的区域产生缩孔和缩松。为避免这一铸造缺陷，生产中普遍使用冒口，即将冒口设置在铸件最后凝固部位的上方或侧面，并且让它最后凝固。这样，冒口中的液态金属将补偿铸件凝固过程中的体积收缩，使收缩形成的孔洞移入冒口，最后切去冒口，就可获得致密的铸件。

冒口的主要作用是补缩铸件，此外还有集渣和排气作用。

生产中最常用的冒口有明冒口和暗冒口两种（见图 7-32）。明冒口与大气相通，一般位于铸件被补缩部位的顶部，有较好的重力补缩效果和排气浮渣作用。但因顶部敞开，辐射散热快，特别适用于熔点较低的有色合金铸件。暗冒口设在砂型中，其热辐射损失小，补缩效率优于明冒口，多用于铸钢件中、下部热节部位的补缩。

根据冒口与铸件之间的相对位置，冒口又可分为顶冒口、侧冒口和贴边冒口三种形式，见图 7-33。

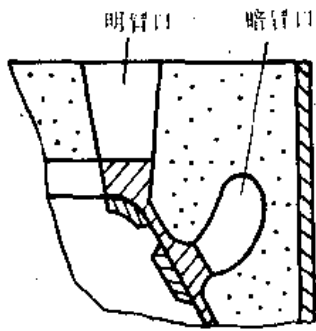


图 7-32 明冒口和暗冒口

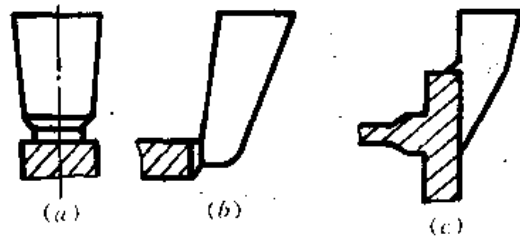


图 7-33 常用冒口的类型
(a) 顶冒口 (b) 侧冒口 (c) 贴边冒口

除以上普通冒口外，为提高冒口的补缩效果，提高金属利用率，生产中还采用一些特种冒口，如加压冒口、发热冒口、保温冒口，必要时可参阅有关文献。

冒口在铸件上的安放位置正确与否，对获得健全铸件有着重要影响。冒口安放位置不当，不仅不能消除铸件的缩孔和缩松，反而会造成铸件裂纹，加重冒口附近的缩松程度。一般情况下，冒口的位置应根据铸件的结构特点、浇注系统结构等工艺因素确定。确定冒口位置的一般原则是：

- (1) 冒口应放在铸件最后被补缩部位的上部或热节附近。
- (2) 冒口应尽量放在铸件最高最厚的地方，以便利用金属液的自重进行补缩。
- (3) 对铸件不同高度处的热节进行补缩时，可分别安放冒口。但应采用冷铁把各个冒口的补缩范围隔开，以防止上部冒口对下部冒口进行补缩而使铸件高处产生缩孔或缩松，如图 7-34 所示。
- (4) 冒口应尽可能不阻碍铸件的收缩，不安放在铸件的应力集中处，以免引起裂纹。
- (5) 冒口的设置应便于清除和随后的机械加工。

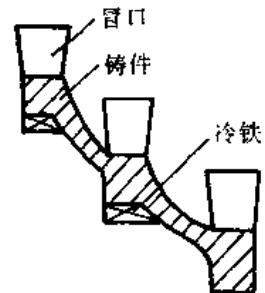


图 7-34 铸件冒口的分区补缩

(二) 冒口尺寸的确定

1. 确定冒口尺寸的原则

合理地确定冒口尺寸，是保证铸件致密和降低生产成本的重要措施之一。在一般情况下，过大的冒口虽满足了铸件补缩的要求，但会增加合金液的消耗，降低铸件的工艺出品率（ $\text{工艺出品率} = \frac{\text{铸件重}}{\text{铸件重} + \text{冒口重} + \text{浇注系统重}} \times 100\%$ ），使铸件成本大大提高，甚至还会使铸件的局部区域产生缩松和裂纹；因此，为达到补缩铸件的目的，冒口尺寸的确定应满足以下基本条件。

- (1) 冒口的凝固时间应大于或等于铸件（或铸件被补缩部分）的凝固时间。
- (2) 冒口应有足够的金属液以补充铸件的收缩。
- (3) 在整个凝固期间，冒口与铸件被补缩部位之间应保证有畅通的补缩通道。

2. 冒口的有效补缩距离

任何类型的冒口都有一定的补缩范围，超过这个范围，冒口的补缩作用就会消失。图 7-35 为一厚度为 T 的平板铸件，中间设一冒口。由于铸件末端多一个冷却端面，从而形成了水平方向的温度梯度，凝固前沿呈楔形，使其补缩通道朝着冒口逐渐扩大，角度 ϕ 称为补缩通

道扩张角。图中的 L_2 称为末端区,受末端效应影响,组织是致密的; L_1 称为冒口补缩区,由于存在畅通的补缩通道,组织也是致密的。通常将末端区与冒口补缩区之和 L 称为冒口的有效补缩距离。如果被要求补缩的距离超过了冒口的有效补缩距离 L ,那么在 L_1 和 L_2 之间就要产生缩孔或缩松。 L_1 和 L_2 的长度取决于铸造合金的种类和铸件的形状因素,使用时可参照有关文献或设计手册。

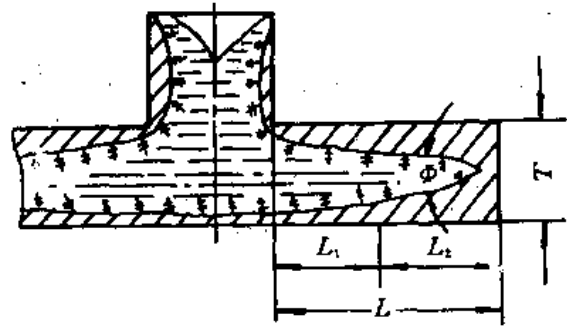


图 7-35 冒口的有效补缩距离

3. 确定冒口尺寸的方法

目前生产中应用较为广泛的两种冒口计算方法是模数法和比例法。

(1) 模数法。模数法的原理是基于冒口尺寸确定原则中的前两个条件。

(a) 冒口的凝固时间应大于或等于铸件(或铸件被补缩部分)的凝固时间,即

$$\tau_{\text{冒}} \geq \tau_{\text{件}} \quad (7-3)$$

或

$$M_{\text{冒}} \geq M_{\text{件}} \quad (7-4)$$

其中 $\tau_{\text{冒}}$ 、 $M_{\text{冒}}$ 和 $\tau_{\text{件}}$ 、 $M_{\text{件}}$ 分别为冒口和铸件的凝固时间和模数。

(b) 冒口应有足够的金属液以补充铸件的收缩,即

$$V_{\text{冒}} - V_{\text{冒终}} \geq \epsilon(V_{\text{冒}} + V_{\text{件}}) \quad (7-5)$$

式中 $V_{\text{冒}}$ 、 $V_{\text{冒终}}$ —— 冒口初始和终了的金属体积;

$V_{\text{件}}$ —— 铸件(或铸件被补缩部分)的体积;

ϵ —— 金属在液态和凝固阶段的总体收缩率。

上述两个条件,(a)用于确定冒口尺寸,(b)用于校核冒口的补缩能力。

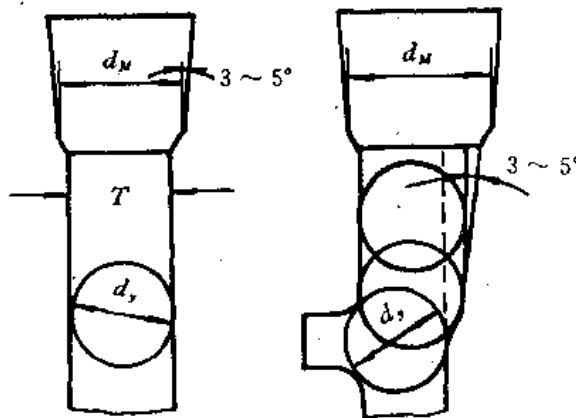


图 7-36 垂直补缩方式中的冒口及补贴

(2) 比例法。比例法又称热节圆法,目前应用最广。这种方法就是让冒口根部直径大于铸件被补缩处热节圆直径或壁厚。然后再以冒口根部直径来决定冒口的其他尺寸,以保证自铸件热节处向冒口存在畅通的补缩通道。

在垂直补缩方式中,当冒口直接与铸件热节相连时,冒口根部直径 d_M 与热节圆直径 d_s 之比值 d_M/d_s ,可根据合金类型和冒口形状,直接从有关设计手册中查取。但当冒口与铸件下部热节相距较远,已超出冒口的有效补缩距离时,就需要在铸件壁上加补贴工艺

余量,以保证凝固期间补缩通道的畅通。补贴工艺余量可用作图法确定,即先在铸件断面上画出热节圆 d_s ,然后向冒口方向作几个同样直径的圆,并使这些圆与铸件上不加补贴的内表面相切。然后在这些圆的另一侧画出公切线,再从此公切线的下端向上作一条 $3 \sim 5^\circ$ 的斜线直至铸件顶面,铸件断面加厚部分就是补贴工艺余量,见图 7-36。冒口尺寸计算将以补贴后的铸件断面为准,计算方法不变。

补贴工艺余量一般都附在铸件的加工表面，铸出后通过机械加工切除。

三、冷 铁

冷铁是为了加速铸件厚壁部分的冷却而使用的一种激冷物。它常与冒口配合使用，以实现铸件的顺序凝固和扩大冒口的有效补缩距离，从而消除铸件的缩孔、缩松缺陷。另外，在铸件的某些热节部位不宜安放冒口，可使用冷铁加快这些部位的冷却，使其与邻近部分同时凝固，避免在热节部位出现缩孔、缩松缺陷。

(一) 冷铁的种类和材料

冷铁分为内冷铁和外冷铁两种。内冷铁是将与铸件材质相同或相近的激冷物，表面清理干净后，直接插入需要激冷部分的型腔中，使该部位的金属液激冷并同浇注金属熔接在一起，成为铸件壁的一部分。内冷铁通常是在外冷铁激冷效果不够时才采用，多用于厚大而又十分重要的铸件（如砧座、落锤等）。对于承受高温、高压的铸件，则不宜采用。内冷铁在铸型中的放置如图 7-37 所示。

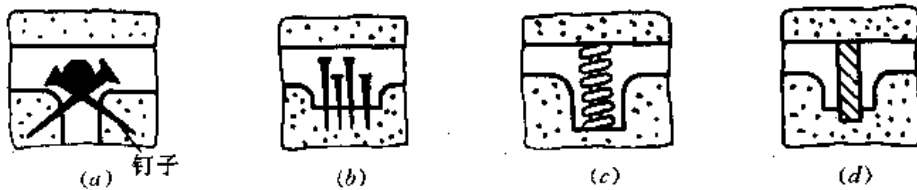


图 7-37 常用内冷铁的形状和放置方法

外冷铁作为铸型或型芯的部分成型表面，只与铸件上被激冷部位的表面相接触而不熔接在一起，用后可以回收，重复使用。外冷铁分直接外冷铁和间接外冷铁。前者直接与铸件表面相接触，后者在冷铁表面有一较薄的敷砂层。

按其形状，外冷铁又可分为平面冷铁和成型冷铁（如图 7-38）。平面冷铁可通过机械加工制造；成型冷铁通常用石膏或打样膏在铸件模样的相应位置直接取样，然后以此为冷铁模样，造型浇注而成。

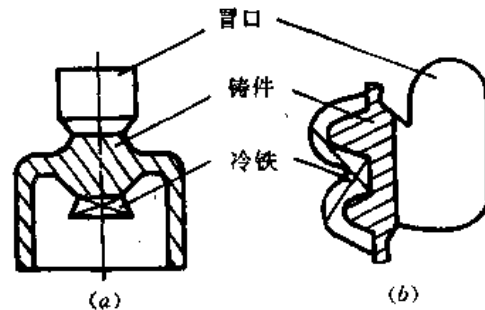


图 7-38 平面冷铁(a)与成型冷铁(b)

用作外冷铁的材料很多，凡比铸型材料热容量、蓄热系数大的金属和非金属材料均可。各种冷铁材料的热物理系数见表 7-13。

(二) 冷铁的设计和准备

冷铁设计也是铸造工艺设计的一个重要组成部分，它包括冷铁安放位置的选择和冷铁形状、尺寸的确定。通常冷铁的安放位置与冒口同时考虑。凡在铸件热节处不设置冒口就得安放冷铁，由于冷铁本身无补缩作用，故热节的补缩仍由冒口直接或间接地完成。

冷铁的尺寸取决于铸造合金的种类和冷铁的具体用途。一般为实现铸件顺序凝固、增加冷端效应、提高冒口补缩效率而设置冷铁时，其尺寸要求不很严格，通常按所要求的激冷程度确定，冷铁厚度通常为铸件壁厚的 1~2 倍。当在铸件局部热节处设置冷铁，以使热节与其邻近的断面同时凝固，或造成热节到连接壁的顺序凝固，其冷铁厚度可取激冷处铸件厚度的

1~2.5倍。

表 7-13 冷铁材料的热物理系数

冷铁材料	密度 (10^3 kg/m^3)	比热 ($\text{J/kg} \cdot \text{K}$)	热导率 ($\text{W/m} \cdot \text{K}$)	热容量 ($10^3 \text{ J/m}^3 \cdot \text{K}$)	蓄热系数 ($10^4 \text{ J/m}^2 \cdot \text{s}^{1/2} \cdot \text{K}$)	导温系数 ($10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$)
铜	8.96	448	368	4.02	3.84	0.917
钢	7.86	611	42	4.81	1.42	0.087
铸铁	7.85	553	58	4.34	1.58	0.133
铝	2.75	1 181	205	3.25	2.58	0.632
石墨	1.62	1 246	84	2.05	1.31	0.409
石墨	2.20	1 516	147	3.33	2.21	0.439

冷铁的形状除了应符合铸件激冷处的型面以外，还应将其厚度逐渐向边缘处减薄，使激冷作用平缓过渡，以防冷铁和砂型交界处因不同步收缩而产生热裂。

在较大的冷铁工作表面上应开设通气槽（三角形截面，深2~4 mm），有些还要在纵横气槽的交叉点钻出通气孔，以防止铸件在冷铁处产生气离缺陷。

冷铁在使用前应进行吹砂处理，去除表面锈蚀物。对于间接外冷铁，表面还要刷粘结剂，制作敷砂层，然后烘干待用。

第四节 铸造工艺设计简介

在铸件投产之前，首先应编制铸件生产工艺过程的技术文件，也就是铸造工艺规程设计，简称铸造工艺设计。铸造工艺设计的内容与生产性质和规模有关。在小批或单件生产时，设计内容比较简单；大量或成批生产时，尤其是航空产品的铸造生产，铸造工艺设计的内容就比较繁多。一个完整的铸造工艺设计，一般应包括下列内容：

- (1) 产品零件图的铸造工艺性分析；
- (2) 铸件浇注位置和分型面的选择；
- (3) 铸件机械加工初基准和划线基准的选择；
- (4) 确定铸造工艺的基本参数；
- (5) 砂芯设计；
- (6) 浇注系统、冒口和冷铁的设计；
- (7) 铸造工艺装备的设计；
- (8) 编制铸造工艺规程和工艺卡。

上述设计内容，除(1)、(8)两项外，其余各项的内容都要反映在铸造工艺设计的图纸上。

这些图纸包括铸造工艺方案图（又称铸造方法图）、铸件图（又称毛坯图）、铸型装配图和有关的铸造工艺装备图。本节就铸造工艺设计的部分内容作原则性介绍，其他内容将放在铸造工艺课程设计中去解决。

一、铸件浇注位置和分型面的选择

(一) 铸件浇注位置的选择

铸件的浇注位置是指浇注时铸件在铸型内所处的位置。在确定浇注位置时，应根据铸造合金的种类、铸件的具体结构和技术要求拟定几种方案，进行仔细的分析对比后选择出最佳方案。通常在确定铸件浇注位置时应遵循以下原则。

(1) 铸件上重要的工作面和在大平面应尽量朝下或垂直安放。

金属凝固过程中，由于气体、非金属夹杂物的上浮，而使铸件的上表面质量较差。因此对于质量要求较高，结构、形状和性能又要求对称的铸件，应将对称壁置于垂直位置，如图7-39所示。

(2) 应保证铸件有良好的充填条件，以避免合金液充填过程中的冲击、飞溅和二次氧化。

(3) 应有利于铸件自下而上的顺序凝固。

为满足原则(3)，应尽可能将铸件的厚大部分置于上方，以便安放冒口，进行补缩。当然对有些复杂铸件，不可能将铸件上所有厚大部分都安排在上部。此时应在保证铸件整体顺序凝固的前提下，对中、下位置的厚大处采用冷铁或侧暗冒口来解决其补缩问题。

(4) 应尽量减少砂芯数目，避免使用吊芯、悬臂砂芯。若使用砂芯，应保证砂芯安放牢靠，通气顺利，合箱和检查方便。

(二) 分型面的选择

分型面是指两半铸型互相接触的表面。在浇注位置确定之后，铸型分型面在很大程度上取决于铸件的结构形状。铸型分型面是否合理，对铸件尺寸精度、生产成本有重要影响。选择分型面应注意以下原则。

(1) 为保证铸件尺寸精度，应将铸件的全部或大部分置于同一半型中成型。如有困难，也应尽量把铸件的加工面和加工基准面放在同一半型中。

(2) 应尽量减少分型面的数目，并最好采用平直分型面。

(3) 应尽量不用或少用砂芯。若必须使用砂芯，应力求将砂芯放在同一半型中，以形成铸件的某些重要尺寸。

以上简要介绍了浇注位置和分型面的选择原则。有些原则可能相互矛盾，这就需要结合具体铸件的特点，对多种方案进行分析对比，以选出最佳方案。

二、铸件机械加工初基准和划线基准的选择

铸件进行机械加工时，作为首次装夹、定位用的基准面称为机械加工初基准（或粗基准）。如果铸件初基准选择不当或初基准本身尺寸精度低，不仅使铸件的装夹、定位困难，而且会使铸件加工报废。铸件加工初基准既要考虑铸造工艺所能达到的尺寸精度，也要考虑机械加工工艺的要求，应由铸造和机械加工技术部门共同协商确定，并在铸件图上会签，成为铸造工艺和机械加工工艺设计的共同依据。

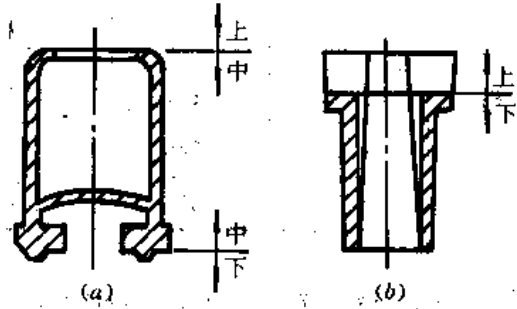


图7-39 对称铸件的浇注位置

(a) C620床身 (b) 起重机卷筒

铸件加工初基准必须满足对铸件的六个自由度均有约束作用。通常在铸件的上下、左右和前后三个方向各选择一个。圆柱形铸件只需两个初基准即可。初基准的选择一般应遵守如下原则。

(1) 为保证加工尺寸精度和便于加工过程中的尺寸测量,应尽量选择铸件的非加工面为初基准。如图 7-40 所示的铸件, A、B 面为两个加工表面, C 面为非加工面。应选择 C 面为初基准(以半实心箭头表示),先加工 B 面,然后以加工后的 B 面为二次基准,再加工 A 面即可。

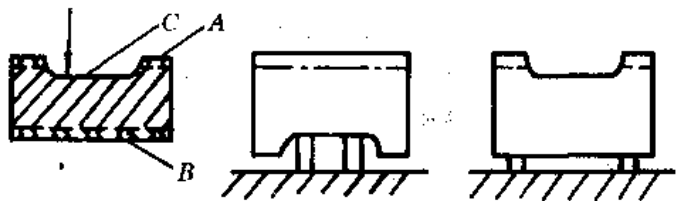


图 7-40 铸件的机械加工初基准及加工过程

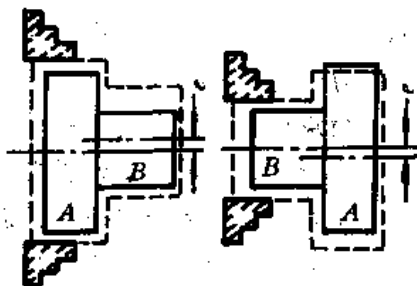


图 7-41 全加工表面初基准选择

(2) 如果铸件的内外表面均为加工表面时,应选择加工余量最小或尺寸公差最小的表面为初基准。如图 7-41 所示的铸件(有一偏心量 e), A 外圆的加工余量小于 B 外圆的加工余量(即 $\delta_a < \delta_b$),当两外圆的偏心量 $e < \delta_b/2$ 时,选择 A 面为初基准,就能保证零件尺寸精度;而选择 B 面为初基准时,因加工余量不够而使铸件报废。

(3) 应选铸件尺寸最稳定的表面(如由砂型或主砂芯形成的表面)为加工初基准。初基准应尽可能与加工面(或主要加工面)在同一个半型或由同一个砂芯形成。

(4) 当铸件上没有合适的初基准时,可增设工艺凸台为辅助基准(如图 7-42 所示),待铸件加工完毕后切除。

在铸造车间,对于一些形状结构比较复杂和尺寸精度要求较高的铸件,都必须经过划线检查后再送机械加工车间。机械加工车间不再重新划线,只复查划线尺寸。铸件划线时,为能正确地划出铸件各个方向的尺寸及其加工余量,必须要有一个合适的测量基准,即划线基准。划线基准一般与铸件的设计基准相统一。

选择划线基准,不仅要考虑对铸件六个自由度的约束作用,而且要在铸件对称部位选择两个面,以便正确地划出对称面的中心线。对于某些圆形结构的铸件,有时还要增加角向基准,才能划出各部分的中心线来。

划线基准的表示方法与加工基准相同。

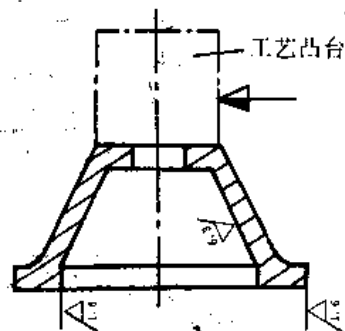


图 7-42 铸件的辅助基准

思考与练习

1. 金属与铸型的相互作用可能引起哪些铸造缺陷?为防止这些缺陷,对于型砂应有何要求?

2. 铸造用型砂如何分类?它们的根本区别和使用范围是什么?

3. 普通粘土和膨润土有何区别？为什么膨润土的湿态粘结能力比普通粘土好？
4. 湿型、表面干型和干型各有何优缺点？它们分别适用于什么场合的铸造？
5. 有色合金用粘土型砂有何特殊要求？在型砂配制中如何实现这些要求？
6. 简述利用 CO_2 气体硬化水玻璃砂的原理和方法。
7. 试比较植物油砂、合脂砂和树脂砂的优缺点。
8. 模样造型与模板造型有何区别？
9. 震压紧实与压实紧实各具备什么样的紧实特性？
10. 一个正确而合理的浇注系统应满足哪些要求？
11. 为避免金属液在直浇道中的吸气和离壁现象，应如何设计直浇道？
12. 横浇道挡渣的必要条件是什么？提高横浇道挡渣能力的主要途径是什么？
13. 为什么内浇道不能设置在直浇道的正下方或横浇道的末端？
14. 顶注式浇注系统与底注式浇注系统各有何优缺点？它们各适合于什么样的铸造条件？
15. 从对铸型的充填特性出发，试分析收缩式浇注系统和扩张式浇注系统的利弊和应用范围。
16. 何谓冒口的有效补缩距离？影响冒口补缩距离大小的因素有哪些？
17. 一个完整的铸造工艺设计应包括哪些主要内容？
18. 试确定下列铸件的浇注位置、分型面及机械加工基准和划线基准（见图 7-43）。

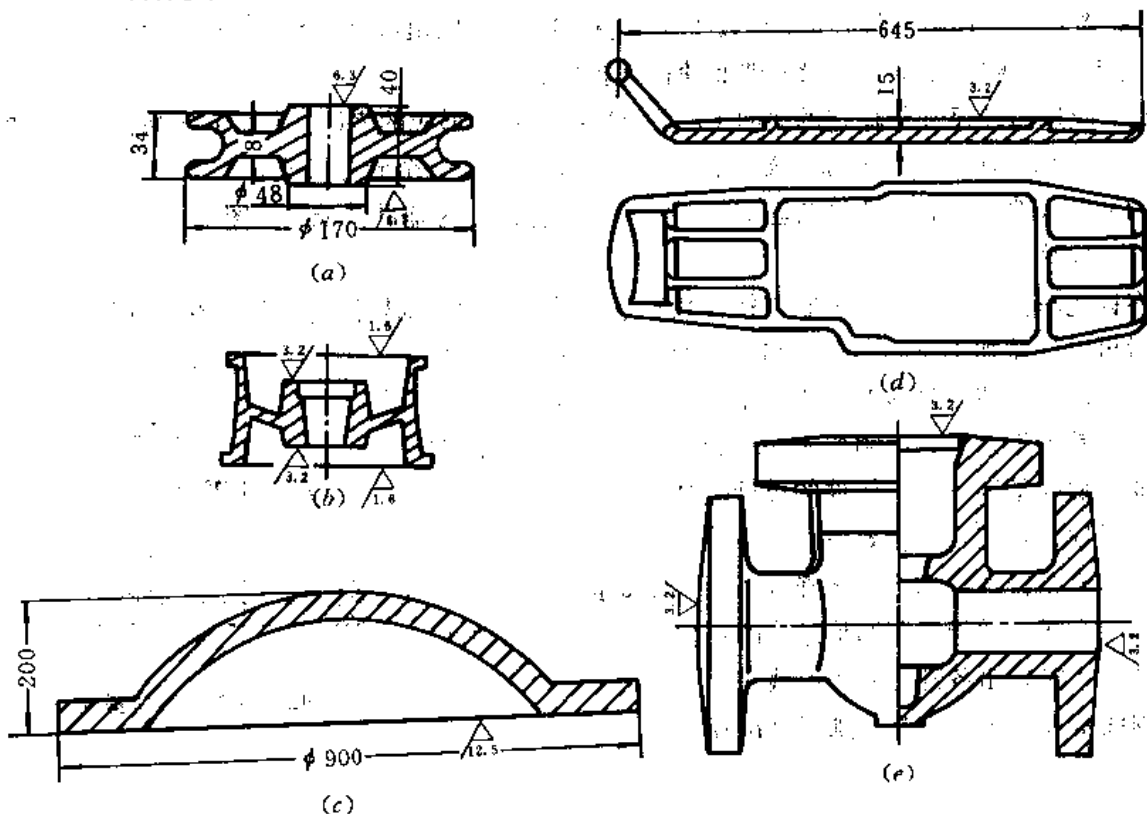


图 7-43

参 考 文 献

[1] 林再学, 张延威合编, 《轻合金砂型铸造工艺》, 西北工业大学讲义, 1981年。

- [2] 李魁盛主编,《铸造工艺设计基础》,机械工业出版社,1980年。
- [3] 何培之主编,《铸造材料化学》,机械工业出版社,1981年。
- [4] 王允禧主编,《金属工艺学》(上册),高等教育出版社,1985年。
- [5] 昆明工学院主编,《造型材料》,云南人民出版社,1978年。
- [6] 清华大学、华中工学院、郑州工学院主编,《铸造设备》,机械工业出版社,1980年。

第八章 特种铸造

特种铸造是砂型铸造以外的其他铸造方法的统称。虽然砂型铸造是铸造生产中最基本的方法，其生产准备简单，能适用于不同形状、尺寸和各类铸造合金的铸件生产，但砂型铸件的尺寸精度、表面粗糙度和内部质量远远不能满足许多机械零件特别是航空、航天产品零件的要求。为克服砂型铸造的上述缺点，通过改变铸型材料、液态金属充填铸型的方法和外界凝固条件等因素，发展出了许多新的特种铸造方法。特种铸造一般都能进一步提高铸件的尺寸精度，改善表面粗糙度和机械性能。几种主要特种铸造方法与砂型铸造的比较见表 8-1。

表 8-1 几种铸造方法的比较

铸造方法	砂型铸造	熔模铸造	金属型铸造	压力铸造
比较项目				
合金种类	不限制	以碳钢和合金钢为主	不限制	以有色合金为主
铸件大小及重量	不限制	一般 < 25 kg	中小型铸件为主	一般中小型铸件
铸件最小壁厚 (mm)	3	通常 0.7 孔 ϕ 1.5~2	铝合金 > 2~3 铸铁 > 4 铸钢 > 5	铜合金 > 2 其他合金 0.5~1 孔 ϕ 0.7
铸件精度等级 (HB6103-86)	CT8~13	CT4~7	CT6~9	CT4~8
铸件表面粗糙度 (GB1031-83) Ra (μ m)	▽	6.3~1.6	12.5~3.2	3.2~0.8
铸件内部质量	结晶粗	结晶粗	结晶细	结晶细
生产率	低、中	低、中	中、高	最高
应用举例	各类铸件	刀具、动力机械叶片、汽车拖拉机零件、测量仪表、计算机零件	铝活塞、水暖器材、发动机零件、电器等	汽车化油器、电器、仪表、照相机零件等

目前，特种铸造方法已发展到 10 多种，本章主要讨论使用较普遍的熔模铸造、金属型铸

造和压力铸造，并对低压铸造和离心铸造作概要介绍。

第一节 熔模铸造

熔模铸造又称“精密铸造”。它是用可熔性材料制成尺寸精确、没有分型面的实体模样，在模样上涂挂数层耐火材料，经硬化、干燥制成型壳，然后加热使模样熔失制得空心型壳，空心型壳经高温焙烧、浇注金属液而获得铸件的铸造方法。由于熔模铸造中的模样广泛采用石蜡-硬脂酸为模料，故这种铸造方法又名“失蜡铸造”。

熔模铸造这一先进的铸造工艺是少切削、无切削加工工艺的重要组成部分，可适用于各种铸造合金的精密铸件的生产。它主要包括制模、制壳和浇注合金三大工艺过程。

一、熔模及其制备

1. 对模料性能的要求

熔模的尺寸精度和表面质量直接影响到型壳以及铸件的尺寸精度和表面质量。为了制备出高质量的熔模，一般对模料的性能有如下要求。

(1) 合适的熔点和软化点。为便于模料制备、熔模压制和脱模（熔失熔模），一般希望模料有低的熔点。但过低的熔点往往使熔模的强度和热稳定性降低。通常要求模料的熔点为 $60 \sim 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，其软化点（开始软化变形的温度）较工作地的室温高 $10 \sim 15 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 为宜。

(2) 好的流动性和成型性。模料应具有良好的流动性和成型性，以保证压制时准确而清晰地复制出压型型腔表面。

(3) 小的收缩和膨胀系数。为保证熔模的尺寸精度，模料在凝固和冷却过程中的收缩率应尽可能小而稳定。模料也应具有尽可能小的线膨胀系数，以防脱模时型壳的胀裂。

(4) 足够的强度和硬度。模料在凝固后应具有足够的强度、韧性和表面硬度，以保证作业过程中熔模不损坏变形。

(5) 好的涂挂性。熔模易被耐火涂料润湿，且不与耐火涂料发生化学反应。

(6) 良好的焊接性。

(7) 少的残留灰分。脱模后残存在型壳中的模料经焙烧后形成灰分。为保证铸件质量，这种灰分愈少愈好。

生产中通常根据铸件的结构特点和技术要求，从经济实用出发，采用多种原材料配制出符合生产要求的混合模料。

2. 模料的分类

目前生产中广泛采用的模料按其熔点高低，可分为三类。

(1) 低熔点模料。其熔点低于 $60 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，国内目前广泛使用的石蜡-硬脂酸模料就属这一类。它由 50% 石蜡和 50% 硬脂酸配制而成，熔点 $50 \sim 51 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。这种模料制备方便，流动性好，并能多次反复使用。其缺点是强度和软化点低，此外硬脂酸能和水玻璃涂料发生一定程度的皂化反应。因此，它只适用于精度要求不高的小型铸件，夏季和炎热地区使用时，熔模易发生变形。

(2) 中熔点模料。熔点为 $60 \sim 120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，它是由 85% 的石蜡、 5% 的褐煤蜡、 5% 的聚合松香和 5% 的低分子聚乙烯所组成。由于褐煤蜡强度、硬度高，热稳定性好，并有好的涂挂性，因

此这种模料的性能优于低熔点模料。

(3) 高熔点模料。这种模料一般以松香为基体材料，其熔点较高。常用的松香基模料为：松香 60%、川蜡 30%、地蜡 5%、聚乙烯 5%。这种模料的熔点为 86~94 °C，线收缩率小，强度和热稳定性高，用它制作的熔模表面光洁度高。

3. 模料的制备

制备模料是按照模料的成分和配比，将各种材料均匀熔合，滤去杂质，并调制成糊状，以备压制熔模。

为使模料中各组元均匀融合，应根据各组元的互熔关系来确定熔化时各组元的加料次序。例如在配制高分子聚乙烯和松香的模料时，一般先将蜡料熔化，作为基料，其中有些蜡起助溶作用。然后再加入高分子聚乙烯，待它完全熔化后，再加入松香，使各组元均匀融合。

为防止模料中各组元的烧损和高温老化变质，在模料熔配中应严格控制熔化温度。对于中、低温模料通常采用电热水浴式熔化装置（见图 8-1）；松香基高熔点模料一般采用电阻炉熔化，但需要严格控制炉温和加热的均匀性。

4. 熔模的压制和组合

压制熔模时先在压型型腔表面涂一层分型剂（一般用变压器油、酒精-蓖麻油混合液等），然后在一定的压力下将预制好的模料注入压型，保压一定时间，待模料凝固后打开压型取出熔模，并放在水中冷却。经检验和修整后，妥善保存，以备组合模组。

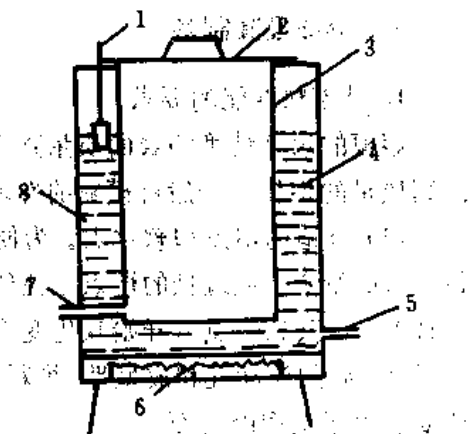


图 8-1 电热水浴式化蜡炉示意图

1—水位浮标 2—炉盖 3—温度计
4—水 5—放水口 6—电热丝
7—放出口 8—外壳

目前熔模的成型方法有以下几种。

(1) 自由浇注成型。这种方法的使用十分有限，主要用于尿素熔模（凝固快，收缩率很小）的成型以及浇注系统（浇口棒、横浇道）熔模的制备。

(2) 压注成型。常用模料的导热性差，结晶温度间隔大，为减小模料在凝固过程中的收缩，提高熔模的尺寸精度，生产中广泛采用液态或半液态模料的低压压制成型（称压注成型）。压注压力的大小主要取决于模料性能、熔模结构特点以及模料的压注温度和压型温度。在保证合适的充填速度下，适当提高压注压力和保压时间，可减小熔模的收缩变形，并提高其表面光洁度。

(3) 挤压成型。以半固态或固态模料在高的压力下压制成型，称为挤压成型。挤压成型采用低温高压法，可进一步减小熔模的收缩，提高其尺寸精度和表面光洁度。同时由于挤压成型中熔模凝固时间短，因而生产率高，特别适用于制备具有厚大截面的熔模。目前国外采用的挤压比压可达 10 MPa，保压比压在 7~50 MPa 的范围。

挤压成型需要专用的油压式挤压机，目前国内应用不很普遍。

熔模铸造中的浇注系统是在熔模的组合中完成的。将制备好的熔模、浇口棒和浇道放在专用卡具上，用电热刀将它们组焊成一体，便成为模组。浇注系统作为熔模和型壳的负载体，应有足够的强度，并要保证对铸件的凝固起补缩作用。

二、型壳制备

(一) 型壳用耐火材料

在熔模铸造中，型壳用耐火材料包括制壳中使用的粉状耐火材料和粒状耐火材料。前者用以配制耐火涂料，后者用于撒砂制壳。型壳质量的好坏将直接影响到铸件的质量，为制备出高质量的型壳，必须对制壳用耐火材料的性能有相应的要求。

1. 对耐火材料的性能要求

生产中常用耐火材料一般为一定组成的多相混合物，不存在固定不变的熔点，其熔化是在一定的温度范围内进行的。为保证型壳在高温焙烧和浇注过程中不发生软化变形，其最低共熔点（开始出现液相的温度）应超过铸造合金的浇注温度。

型壳用耐火材料的热膨胀性是影响型壳在加热和冷却过程中线量尺寸变化的主要因素。它主要与耐火材料的矿物组成和工作温度范围内的多晶型转变有关。为保证型壳在高温浇注中的尺寸精度，要求耐火材料具有低而稳定的线膨胀系数。

为保证型壳质量，型壳用耐火材料在常温下不应破坏粘结剂的稳定性；在高温时不与液体金属及其氧化物发生化学反应，不与粘结剂中的氧化物形成低熔点共熔物。这就要求耐火材料的组成稳定并具有低的杂质含量。

几种常用耐火材料的性能列于表 8-2 中。

2. 生产中常用的耐火材料

目前生产中广泛使用的耐火材料主要有以下三类。

(1) 石英粉和石英砂。石英，即 SiO_2 ，它是目前耐火材料中产量最大、价格最便宜的矿物，是现今国内熔模铸造生产中广泛应用的耐火材料之一。由于石英是一种酸性耐火材料，在高温下它能与碱金属、碱土金属氧化物形成低熔点共熔物，降低型壳的高温强度，因而其杂质含量必须严格限制。用于熔模铸造的石英，要求其纯度为： $\text{SiO}_2 \geq 97\%$ ， $(\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Na}_2\text{O}) \leq 0.15\%$ ， $(\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3) \leq 0.4\%$ 。

当石英在 573°C 发生 β 石英向 α 石英的多晶型转变时，将伴随着体积的骤然增大，甚至会使型壳开裂。因此它仅能满足要求不高的普通碳钢和低合金钢的熔模铸造。对于含铝、钛较高的高温合金或高铬、高锰钢，由于石英易与这些金属及其氧化物反应，恶化铸件表面质量，故不宜采用。

(2) 电熔刚玉。将工业氧化铝在电弧炉中经 $2000 \sim 2400^\circ\text{C}$ 的冶炼，去除 SiO_2 和 Fe_2O_3 后，所得 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 就是电熔刚玉。纯 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的熔点高达 2050°C ，具有高的耐火度，密度大 ($3.99 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$)，在加热过程中膨胀均匀，线膨胀系数较石英小。电熔刚玉为中性氧化物，化学稳定性好，高温下不易与金属及其氧化物发生反应，因此电熔刚玉可用来制造浇注高温合金和高合金钢的型壳和型芯。

熔模铸造用电熔刚玉，要求： $\text{Al}_2\text{O}_3 > 95\%$ ， $\text{SiO}_2 \leq 0.25\%$ ， $\text{Fe}_2\text{O}_3 \leq 0.15\%$ ， $\text{Na}_2\text{O} \leq 0.6\%$ 。其中 Na_2O 是一种很有害的杂质，呈碱性 $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($\text{Na}_2\text{O} \cdot 11\text{Al}_2\text{O}_3$ 或 $\text{Na}_2\text{O} \cdot 12\text{Al}_2\text{O}_3$) 形式存在。当电熔刚玉与酸性粘结剂配合使用时，在高温下可与粘结剂中的 SiO_2 形成三元低熔点玻璃相 $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ ，当型壳温度达到 1050°C 左右时就会出现低粘度液相，使型壳高温抗变形能力显著降低。

(3) 铝硅酸盐耐火材料。铝硅酸盐是熔模铸造中的重要耐火材料，其基本化学组成为

Al₂O₃ 和 SiO₂, 此外还含有少量的 Fe₂O₃、TiO₂、CaO、MgO、Na₂O、K₂O 等氧化物杂质。用此材料配制涂料和制造型壳时, 其中 MgO、CaO 影响涂料的稳定性; Na₂O 降低型壳的高温强度, 应严格限制。目前生产中广泛使用的铝硅酸盐耐火材料主要是 Al₂O₃ ≥ 41% 的高铝质铝硅酸盐, 如高岭土类耐火材料和铝矾土耐火材料。

表 8-2 常用耐火材料的性能

耐火材料名称	熔点(°C)	密度(g/cm ³)	线膨胀系数(1/°C)
硅线石 (Al ₂ O ₃ · SiO ₂)	~1 800	3.25	3.1 × 10 ⁻⁶ (100~200 °C) 4.3 × 10 ⁻⁶ (700~800 °C)
莫来石 (3Al ₂ O ₃ · 2SiO ₂)	1 810	3.08~3.15	5.3 × 10 ⁻⁶ (20~1 250 °C)
人造刚玉(Al ₂ O ₃)	2 045	3.95~4.02	8.4 × 10 ⁻⁶ (20~1 700 °C)
氧化锆(ZrO ₂)	2 690	5.73	(7.2~10) × 10 ⁻⁶ (1 000 °C)
硅酸锆(ZrSiO ₄)	2 430	4.70~4.90	5.1 × 10 ⁻⁶ (20~1 250 °C)
氧化镁(MgO)	2 800	3.58	14.17 × 10 ⁻⁶ (900~1 000 °C)
镁橄榄石 (2MgO · SiO ₂)	1 890	3.21	10.6 × 10 ⁻⁶ (20~1 000 °C)
尖晶石 (MgO · Al ₂ O ₃)	2 135	3.56	7.6 × 10 ⁻⁶ (0~1 600 °C)
耐火粘土	1 600~1 800	3.20~3.30	0.585 × 10 ⁻⁶ (100 °C)
熔融石英	1 700~1 800	2.10~2.20	0.62 × 10 ⁻⁶ (500 °C) 0.515 × 10 ⁻⁶ (1 000 °C)

高岭石是高岭土类耐火材料(铜川上店土、宜兴匣钵砂和英国莫来石等硬质粘土)的主要组成, 其 Al₂O₃ 含量为 41~43%。高岭石经高温煅烧(>1 450 °C)后生成莫来石(Al₂O₃ 含量为 71.8%)。莫来石的熔点高(1 870 °C), 能够在熔点以下稳定存在, 是一种优良的制壳用耐火材料。但若煅烧温度较低, 在莫来石化过程中析出的游离态 SiO₂ 将转变为方石英。由于方石英在 180~270 °C 范围内的相变, 会使型壳的高温强度下降。

铝矾土是以天然含水氧化铝为主要组成的高铝质耐火材料, 其 Al₂O₃ 含量一般都大于 50%。经高温煅烧后的铝矾土熟料热膨胀系数较小, 高温抗变形能力和化学稳定性良好。因此,

高铝矾土熟料可部分代替价格较贵的电熔刚玉,用来制备浇注不锈钢和高温合金的型壳,也可取代石英砂用于制造高强度水玻璃型壳。

(二) 型壳用粘结剂

制造型壳用的耐火涂料由粘结剂和粉状耐火材料配制而成,而粘结剂的性能对型壳的质量有显著的影响。在熔模铸造中,目前国内外普遍采用的粘结剂是酸性粘结剂,它们包括硅溶胶、水玻璃溶液和硅酸乙酯水解液。

1. 硅溶胶粘结剂

硅溶胶是无定形 SiO_2 粒子在水介质中的分散体系,是一种淡青色或乳白色的二氧化硅溶胶。其中 SiO_2 的浓度一般为 20~50%,胶体粒子基本为球形。

硅溶胶的性能主要取决于其中 SiO_2 的浓度、 SiO_2 粒子的平均直径以及 pH 值。熔模铸造用硅溶胶 SiO_2 的浓度以 30% 为最佳,胶体 SiO_2 粒子尺寸为 10~20 μm , pH 值为 8.5~10.5。目前国内外熔模铸造用硅溶胶的性能指标列于表 8-3 中。

表 8-3 硅溶胶的性能指标

产地或型号	SiO_2 (%)	Na_2O (%)	密度 (g/cm^3)	pH 值	胶粒直径 (μm)	比表面 (m^2/g)	外观	有效期
上海	24~28	≤ 0.3	1.15~1.17	9			淡青	≥ 2 年
成都	25~30	≤ 0.3	1.165~1.22	8~9.5			乳白	≥ 2 年
GRJ-30	29~30	≤ 0.4	1.19~1.22	9~10	≤ 20			≥ 2 年
美国	30	0.4	1.20	10~10.4	11~16	200		稳定
日本	30~31	< 0.6	1.14~1.24	9.5~10.5	10~20		透明	半永久
英国	30			9.8	10~20			半永久

硅溶胶是一种水溶胶,当外界条件发生变化,如加入电解质,改变 pH 值或强制通风干燥,使其水分不断蒸发时,硅溶胶逐渐丧失稳定性,原来呈分散状态的 SiO_2 胶体粒子互相聚集,最后形成三维网状结构的冻胶,网络中包含大量的物理水,脱水后变为凝胶。图 8-2 为硅溶胶的胶凝过程示意图。

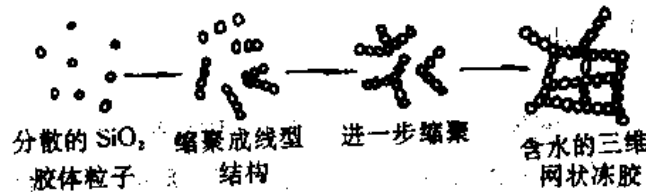


图 8-2 硅溶胶胶凝过程示意图

2. 水玻璃粘结剂

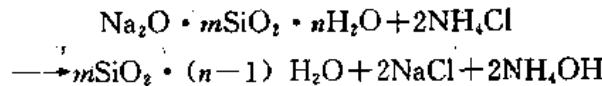
熔模铸造用水玻璃的模数应控制在 3.0~3.4 的范围,其密度应小于 $1.34 \text{ g}/\text{cm}^3$ 。模数过低,水玻璃溶液中 SiO_2 的含量和硅酸的浓度低,用它制造的型壳经硬化后,由于没有足够数

量的硅酸凝胶，不能保证型壳的粘结强度；但过高的模数易使型壳产生裂纹，恶化涂料层的渗透硬化能力以及降低涂料的稳定性。在熔模铸造中，用于配制耐火涂料的水玻璃应满足表 8-4 的要求。但目前工厂生产的水玻璃规格一般不符合这样的要求。普遍情况是模数较低而密度偏大，使用前都要进行提高模数和降低密度的预处理。

表 8-4 配制涂料用水玻璃的成分及性能

成分和性能 用途	SiO ₂ (%)	Na ₂ O(%)	模数 M	密度(g/cm ³)	凝结时间(min)
面层涂料	20~23	6.5~7.5	3.0~3.4	1.27~1.31	2.5~4
加强层涂料	23~27	7.5~9.0	3.0~3.4	1.30~1.34	2.5~4

为提高水玻璃的模数并降低密度，一般是在水玻璃中加入定量的氯化铵水溶液（或盐酸水溶液），与其中的 Na₂O 发生中和反应，相对提高 SiO₂ 的含量，即提高了水玻璃的模数。其反应原理如下：



水玻璃处理所需的水和氯化铵的用量可分别通过下式计算：

(1) 加水量 C

$$C = \frac{A(d - d')}{d(d' - 1)} \quad (8-1)$$

式中 A —— 处理前水玻璃重量；
d 和 d' —— 处理前、后水玻璃的密度。

(2) 氯化铵用量 D

$$D = 1.73A \left(b - \frac{1.032a}{M'} \right) \frac{1}{Q_N} \quad (8-2)$$

式中 a 和 b —— 水玻璃处理前 SiO₂ 和 Na₂O 的含量；
M' —— 水玻璃处理后的模数；
Q_N —— 氯化铵中 NH₄Cl 的实际含量。

在处理过程中，以细流状徐徐加入氯化铵水溶液，并不断搅拌。加完后继续搅拌 15 min 左右，以保证反应中白色冻凝物的充分溶解。

3. 硅酸乙酯粘结剂

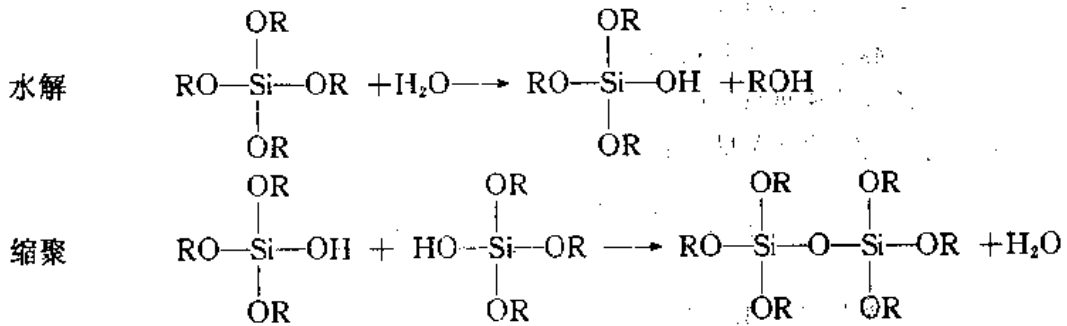
硅酸乙酯是一种无色透明的液体，但由于含有微量杂质而呈淡棕色，具有刺鼻的乙醚气味。它通常是由正硅酸乙酯 (C₂H₅O)₄Si 和各种聚乙氧基硅烷所组成的混合物，统称为硅酸乙酯。它能与乙醇、丙酮等有机溶剂无限互溶。它不溶于水，但能与任意量的水发生水解反应。

衡量硅酸乙酯工艺性能的主要指标是其中 SiO₂ 的含量。但硅酸乙酯在水解前并不存在任何形态的 SiO₂，所谓 SiO₂ 的含量是根据分子式中硅氧含量计算所得。SiO₂ 含量愈高，意味着其缩聚程度愈高。目前国内生产的硅酸乙酯主要是硅酸乙酯 32 和硅酸乙酯 40，它们的 SiO₂ 含量分别为 32% 和 40% 左右。国外生产的硅酸乙酯 50，其缩聚程度更高，使用前不必进行水解，只须加溶剂稀释即可。目前国内熔模铸造用硅酸乙酯的技术指标列于表 8-5。

表 8-5 硅酸乙酯的技术指标

性能	硅酸乙酯 32	硅酸乙酯 40
密度(20 °C), (g/cm ³)	≤1.0	1.04~1.07
粘度(20 °C), (m ² /s)	≤1.6×10 ⁻⁶	(3.5~6.0)×10 ⁻⁶
馏分含量(110 °C以下), (%)	≤3	—
SiO ₂ (%)	30~34	38~42
HCl(%)	≤0.15	≤0.1

硅酸乙酯本身并不能作为粘结剂使用，它必须经过水解，才具有粘结能力。因此，所谓硅酸乙酯粘结剂是指硅酸乙酯的水解液，它是聚乙氧基硅氧烷的大分子溶液。水解过程实质上包括硅酸乙酯中的乙氧基 (C₂H₅O) 被水中的羟基 (OH) 置换的过程和水解产物的缩聚过程。以正硅酸乙酯 (C₂H₅O)₄Si 为例，其水解过程如下 (R 表示乙基 C₂H₅)：



所析出的缩聚水又可对缩聚产物 (RO)₂Si₂O 继续水解，因此，若水解过程中加水量不予限制，水解过程则不断进行，最后将形成无定形凝胶，而不能作粘结剂使用。熔模铸造中使用的粘结剂应是硅酸乙酯的不完全水解物。其中的水解和缩聚产物基本上是线型的聚乙氧基硅氧烷，这种粘结剂在型壳硬化过程中进一步发生水解和缩聚反应，形成交联结构的体型高聚物而固化。

熔模铸造用硅酸乙酯粘结剂，其水解和缩聚产物的氧、硅克原子数比 (O/Si) 应在 0.5~1.25，其相应的加水量 W (所加水的克分子数与硅酸乙酯中乙氧基 C₂H₅O 组数的比值) 应控制为：对硅酸乙酯 32, W=0.15~0.55；对硅酸乙酯 40, W=0.1~0.35。

由于硅酸乙酯不溶于水，水解时通常用乙醇 (或丙酮) 作为它们两者的溶剂，并对水解液进行稀释，以使硅酸乙酯 32 水解液中 SiO₂ 的最佳含量控制在 17~20% (对硅酸乙酯 40，推荐水解液中 SiO₂ 的含量为 10~14%)。

为提高水解反应的速度，常用盐酸溶液作催化剂，水解液中盐酸的加入量取决于铸件尺寸，铸件外廓尺寸较小时取 0.2~0.3%，外廓尺寸较大时取 0.3~0.4%。

根据以上原理，可推导出硅酸乙酯水解时各组元的用量如下：

(1) 加水量。水解 1 kg 硅酸乙酯的计算加水量* (g)

$$B = 1.000W\alpha_{18/45} \quad (8-3)$$

式中 W ——给定的水的克分子数与硅酸乙酯中乙氧基组数的比值；
 α ——原硅酸乙酯中乙氧基的含量（见表 8-6）。

表 8-6 原硅酸乙酯中 SiO_2 与 $\text{C}_2\text{H}_5\text{O}$ 含量的关系

$\text{SiO}_2(\%)$	28.8	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43
$\text{C}_2\text{H}_5\text{O}(\%)$	86.5	85.1	84.0	82.6	81.5	80.2	79.0	77.9	77.6	75.4	74.2	72.9	71.8	70.6	69.3

* 水解时的实际加水量应为总的计算加水量减去乙醇中的含水量。

(2) 乙醇用量。乙醇加入量(ml)

$$C = \frac{Aa}{(1-\beta\%)d_c} - (A+G) \quad (8-4)$$

式中 A ——水解硅酸乙酯的重量(g)；
 a 和 a' ——水解前硅酸乙酯中和水解后水解液中 SiO_2 的含量(%)；
 G ——总的计算加水量(g)；
 β ——乙醇中的含水量(体积百分数%)；
 d_c ——乙醇的密度(g/cm^3)。

(3) 盐酸用量。盐酸的加入量(ml)

$$D = \frac{(A+G'+Cd_c)b' - Ab}{d_H\gamma_H} \quad (8-5)$$

式中 G' ——实际加水量(g)；
 b 和 b' ——水解前硅酸乙酯中和水解后水解液中盐酸的含量(%)；
 d_H 和 γ_H ——盐酸的密度和体积%浓度。

硅酸乙酯的水解工艺分两步法和综合法。两步法水解时，先把溶剂和硅酸乙酯加入水解器中，然后在搅拌条件下分批加入酸化水（盐酸水溶液）。水解后的水解液需在密封容器中静置 20~30 h 才能配涂料。综合水解时，先把溶剂和硅酸乙酯加入水解器，在搅拌条件下加入粉状耐火材料，最后分批加入酸化水。这种方法将水解和涂料配制结合起来，故称综合法。硅酸乙酯水解过程中的强烈搅拌有利于水解过程的进行，并能使水解产物的分子构型均匀和在水解液中弥散分布。

硅酸乙酯水解是放热反应，为保证水解液的质量和稳定性，通常把水解反应的温度控制在 42~52℃（对硅酸乙酯 32）以及 32~42℃（对硅酸乙酯 40）。

(三) 型壳的制备

1. 耐火涂料的配制

耐火涂料是一种由粘结剂和粉状耐火材料所组成的悬浮液，它是一种宏观的多相不均匀分散体系。它的粘度大小决定了流动性的好坏、涂料层的厚度以及涂层的均匀程度。一般面层涂料的粘度应小些，以利于涂料充分润湿熔模中的窄槽和细孔，使型壳具有致密、平整和光洁的内表面。加固层的涂料粘度应适当大些，使涂料层具有必要的厚度，以获得好的强度。

为防止涂料中产生沉降现象,提高涂料的分散性,涂料使用前应进行充分的搅拌。在涂料中加入某些分散作用良好的阴离子型(或非离子型)表面活性剂,也可提高涂料的分散性和涂挂性。

常用耐火涂料的组成和配方实例见表 8-7、表 8-8、表 8-9、表 8-10 和表 8-11。

表 8-7 水玻璃粘结剂涂料的配比

涂层	涂料组元	水玻璃	石英粉 (270目)	沈阳粘土 (Al_2O_3 =29%)	铝矾土 (200目) (Al_2O_3 >70%)	NF耐火 细粉 (Al_2O_3 =40~45%)	表面活性剂 (%)	粘度(s) ($V=100$ ml $d=6$ mm)
面层	氯化铵硬化	1 $M=3.0\sim3.4$ $d=1.28\sim1.31$	1.05 ~1.15				0.05 (JFC)	20~40
	聚氯化铝硬化	1 $M=3.2\sim3.6$ $d=1.27\sim1.28$	1.15 ~1.18				0.05 (50%TX10 +50%松节油)	15~55 (5~35℃)
加固层	氯化铵硬化	1.05~1.1 $M=3.0\sim3.4$ $d=1.28\sim1.31$	1 (200目)				0.05 (JFC)	比面层小
	氯化铵硬化	1 $M=3.0\sim3.4$ $d=1.32\sim1.34$	0.5~ 0.6	0.4~0.5			0.05 (JFC)	25~40
	氯化铵硬化	1 $M=3.2\sim3.6$ $d=1.32$			1.7~1.8		0.05 (农乳)	18~20
	聚氯化铝硬化	1 $M=3.2\sim3.6$ $d=1.29\sim1.30$	0.5~ 0.6			0.5~0.6	0.05 (农乳)	20~25

表 8-8 硅酸乙酯 32 涂料的配比

耐火材料	面层涂料		加固层涂料	
	配比	密度(g/cm^3)	配比	密度(g/cm^3)
石英粉(270目)	1:2	1.70~1.72	1:1.7	1.58~1.70
刚玉粉(M10~20)	1:(2.3~2.5)	2.0~2.15	1:(2.1~2.3)	1.75~2.00

表 8-9 硅酸乙酯 40 涂料的配比

原材料名称	硅酸乙酯 40 水解液	锆砂粉	铝硅酸盐 耐火材料	表面活性剂
配入量	6 (kg)	17.3(kg)	1.5(kg)	60 (ml)

表 8-10 硅溶胶涂料的组成和配比

层次	材料	硅溶胶 S-30 H	锆石英粉	熔融 石英粉	润湿剂	消泡剂
面层涂料		1 000(ml)	4 600(g)		2(ml)	数滴
加固层涂料		1 000(ml)		1 700(g)		

表 8-11 面层用硅溶胶涂料配比

原材料名称	硅溶胶 (SiO ₂ 30%)	锆砂粉 (350 目)	电熔刚玉粉 (350 目)	表面活性剂 (阴离子型)	消泡剂 (辛醇)	晶粒细化剂 (CoO : Co ₂ O ₃ = 1 : 1)
配入量	4.8(kg)	5.8(kg)	11.5(kg)	330(ml)	53(ml)	0.9(kg)

表 8-11 中的电熔刚玉粉为使 CoO 转变为 CoAl₂O₄，起细化晶粒的作用。

2. 型壳的涂挂与干燥硬化

为保证耐火涂料对熔模的润湿，涂挂前模组需经过除油脱脂处理。目前生产中涂挂主要采用浸涂法，即将模组浸入涂料中，经充分浸渍后取出，待其上的涂料分布均匀不再连续下滴时即可撒砂。撒砂可采用手工撒砂或机械撒砂。在手工撒砂中模组要不断回转和上下倒置，以保证砂层厚度均匀。在机械化生产中，最常用的是流态化撒砂和雨淋式撒砂。撒砂的粒度按涂层次序选择。为获得表面光洁的型腔，面层撒砂粒度要细些，一般为 30 或 21；加固层则采用较粗的砂粒，一般为 60 或 85，以提高型壳的透气性和退让性。

制壳时，每涂挂一层，必须进行充分的干燥和硬化才能获得高质量的型壳。干燥和硬化的方法取决于使用粘结剂的类型。

(1) 硅溶胶粘结剂型壳的干燥。硅溶胶型壳的干燥主要是排除粘结剂中的水分。为获得强度好的型壳，目前大都采用强制通风干燥方法使硅溶胶浓缩而胶凝。应控制的外部条件是空气的温度、相对湿度和流速。由于水基粘结剂型壳干燥缓慢，为提高生产率，还可采用静电干燥、真空干燥和远红外线加热干燥等方法。在强制通风干燥中，通常面层及二、三层的干燥温度控制在 20~25℃，以后各层可提高至 30~35℃。空气的相对湿度最好控制在 30~40%，空气流速为 60~250 m/min。每层的干燥时间与采用的干燥工艺有关，通常应大于 1.5 h。在机械化干燥流水线上，若模组随悬链前进的同时还能不断转动，则每层的干燥时间可缩短至 1 h 之内。

(2) 水玻璃粘结剂型壳的干燥与硬化。水玻璃粘结剂是含有少量胶体 SiO_2 粒子的硅酸盐离子溶液，它必须经过自然干燥和化学硬化两个环节才能完成型壳的干燥硬化。自然干燥的主要目的是使水玻璃溶液不断脱水浓缩以及使粘结剂通过扩散渗透而在型壳中均匀分布，以利于下一步化学硬化的均匀进行。而化学硬化是依靠电解质破坏水玻璃溶液的离子平衡，使离子溶液变为溶胶，并进一步转变为冻胶和凝胶。显然，化学硬化是更重要的一环。

自然干燥一般仅用于面层，干燥时间大于 1 h。为缩短制壳周期，加固层一般不进行硬化前的自然干燥。

在化学硬化中，最常用的硬化剂是氯化铵水溶液（也有用氯化铝和聚合氯化铝溶液的）。在硬化过程中，氯化铵与水玻璃粘结剂中 Na_2O 发生化学反应，促使了水玻璃的胶凝，其反应式如下：



氯化铵水溶液硬化过程中，应控制的工艺参数是硬化剂的温度、浓度和硬化时间。采用常温（25~30℃）硬化时，氯化铵水溶液的浓度不应低于 18%。面层硬化时间为 20~30 min；加固层由于内层受前一层残留氯化铵溶液的作用，硬化时间可缩短为 10~15 min。硬化后的自然干燥时间通常为 20~30 min，目的是去除水分和残留的硬化剂液滴，并使硬化剂进一步扩散和渗透。若采用高温高浓度快速硬化工序（硬化剂温度为 30~65℃，氯化铵浓度为 25~30%），硬化时间可缩短至 10~20 s，硬化后的自然干燥时间也相应缩短。

在常温下硬化时，若给氯化铵水溶液中加入少量（一般为 0.05%）阴离子或非离子型表面活性剂，例如农乳（烷基酚聚氧乙基醚）、JFC、TX10 等，可显著降低氯化铵水溶液的表面张力，改善硬化剂与涂料层的润湿性，从而提高硬化剂向涂料层深处的渗透硬化能力，其硬化时间可缩短至 1 min，硬化后的干燥时间也可缩短至 5~10 min。

(3) 硅酸乙酯粘结剂型壳的干燥。硅酸乙酯粘结剂型壳的干燥，实质上是粘结剂中溶剂的蒸发和乙氧基组（ $\text{C}_2\text{H}_5\text{O}$ ）在潮湿空气或碱性介质中的继续水解过程。为得到高质量的型壳，必须使溶剂的蒸发超前于粘结剂的继续水解和缩聚。否则，溶剂在已经固化了的胶膜内的蒸发会使型壳产生许多微小裂纹而降低其强度。为实现这个条件，硅酸乙酯型壳的干燥总是先在空气中干燥一段时间（称自然干燥），然后再在氨气中干燥（称氨干）。前者是为了完成溶剂的蒸发；后者主要使氨气溶于型壳内的水中，形成 NH_4OH ，以增大粘结剂中 OH^- 的浓度，促使水解和缩聚反应的进行，以加速胶凝过程。

基于上述原理，现行生产中硅酸乙酯粘结剂型壳的干燥通常采用在空气（相对湿度为 50~80%）中自然干燥、通风或热风干燥以及在氨气中干燥三种方法。一般说，氨干必须与自干或风干联合使用。三种方法的干燥时间并不相同，自干时间最长，通常为 2~3 h；风干时间较自干可缩短时间一半以上；氨干时间最短，一般为 20~30 min，氨干后的消味时间为 15~30 min。

3. 熔模的熔失和焙烧

从型壳中熔失熔模的关键是如何保证模料顺利流出而不胀裂型壳。一般的模料在其熔化前体积将增加 8~10%，由于型壳与模料的不相同膨胀，必然导致型壳的变形和开裂。有效的脱模方法应满足给型壳快速加热，首先使型壳内表面的一层模料尽快熔化并流出，以在熔模和型壳之间留出一层间隙，整个熔模在随后的膨胀和熔化中，不再对型壳施加过大的压力，从

而避免了型壳的胀裂。

目前,对于低熔点模料的水玻璃型壳,主要采用热水脱模法。水温一般控制在 95 ℃左右,通常还要在热水中加入 1~3%的 NH_4Cl 或 H_3BO_3 、2~3% HCl ,前者对型壳起补足硬化作用;后者为消除自来水中的碱分与模料中的硬脂酸反应沉积在型壳内的皂化物。热水脱模法能使型壳中的 NaO 和 NaCl 溶解在水中,有利于改善型壳的高温性能,并有高的模料回收率 (>90%)。但由于热水对型壳的加热速度慢,型壳容易被胀裂。

对于以中温模料为主的硅酸乙酯和硅溶胶型壳,广泛采用高压蒸汽脱模。高压蒸汽通过型壳到达熔模表面,所释放的冷凝潜热使熔模表面在整个熔模尚未被加热时就能迅速熔化而流出,避免了型壳的开裂。在高的蒸汽压力条件下(0.5~0.6 MPa),脱模时间仅需 2~3 min。目前国内采用的蒸汽压力一般为 200~400 kPa,脱模时间约 20 min。蒸汽压力与蒸汽过热温度的关系见表 8-12。

表 8-12 蒸汽压力与过热温度的关系

蒸汽压力(MPa)	0.103	0.202	0.369	0.485	0.630
蒸汽过热温度(℃)	100	120	140	150	160

脱模后的型壳经过一段时间的自然干燥后,在浇注金属前需要进行高温焙烧。其目的是为了清除型壳中的挥发物质和凝胶的进一步脱水,以使型壳获得必要的高温强度和透气性,以便于浇注液态金属。

水玻璃粘结剂型壳的焙烧通常是在 400~600 ℃入炉,升温至 800~850 ℃,保温 2 h。在此温度范围内,被包围在凝胶网络中的水分蒸发,残留在型壳中的模料燃烧挥发,硬化残留物 NH_4Cl 分解为 NH_3 和 HCl , NH_3 以气态逸出,而 HCl 与型壳中残留的 Na_2O 作用生成 NaCl ,并在 800 ℃左右挥发。

硅溶胶和硅酸乙酯粘结剂型壳焙烧是在 500~600 ℃入炉,升温至 950 ℃保温 2 h。硅酸乙酯粘结剂型壳在焙烧过程中,其中的无机硅高聚物转变为硅氧键的稳定结构。在焙烧过程中,当加热至 150~200 ℃时,硅溶胶粘结剂中胶体 SiO_2 粒子吸附层中的吸附水被除去;在 400~800 ℃的温度范围内,胶粒表面残存的硅醇 (Si-OH) 发生自缩聚而脱水。

第二节 金属型铸造

金属型铸造(亦称硬模铸造)是用自由浇注的方法将定量的液态金属浇入用铸铁或钢制造的铸型中而获得铸件的一种铸造方法。其工艺过程和浇注系统与砂型铸造类似,只是铸型材料不同。

与砂型铸造相比,金属型铸造具有如下工艺特点。

(1) 金属型材质的导热系数和热容量都很大,可使浇入的液态金属很快凝固。为保证液态金属在充填过程中具有必要的流动性,铸型使用前必须预热至一定的温度。同时,为使铸件质量稳定,要求各浇注周期维持热平衡。

(2) 金属型对铸件的凝固收缩无退让性,易使铸件内产生很大的内应力,甚至使铸件产生

变形和裂纹，故在铸造工艺上应严格控制抽芯和开型时间。

(3) 金属型材料本身无透气性，必须在结构设计上采取特殊的排气措施。

(4) 金属型可采用垂直的及互相垂直的多分型面，对铸件结构有较宽的适应性。

(5) 金属型为永久性铸型，制造成本较高，从铸型结构设计上要保证铸件出型时不损伤铸型，以维持足够长的使用寿命。

(6) 金属型的冷却强度在很大程度上依靠涂料调整，故在铸件的补缩和凝固顺序上要充分考虑涂料的作用。

一、金属型的结构

1. 金属型的组成

金属型的结构要比砂型复杂得多，它是由许多具有不同作用的部件组成，最完整的金属型通常包括下列各部分。

(1) 型体，内有形成铸件的型腔。

(2) 底板，用于支承型体，有时用于安放砂芯或形成铸件的部分表面。

(3) 型芯，包括金属芯和砂芯。

(4) 导向和定位装置，保证型体运动和准确合型。

(5) 锁紧装置，使铸型各部分锁紧。

(6) 通气装置。

(7) 加热和冷却装置。

(8) 铸件顶出系统。

(9) 铸型操作机构，用于开、合型和抽芯。

(10) 固定装置，将铸型固定在底板上或浇注机床上。

(11) 搬运装置。

2. 金属型的主要结构形式

金属型的结构形式很多。根据其分型面的数目、分型面的位向和型体的运动方式，可将金属型划分成许多种类，但其主要结构形式有如下几种。

(1) 整体金属型。这种金属型没有分型面，铸型为一整体（见图 8-3），铸件的尺寸精度高。但它只能用于外形简单、具有较大拔模斜度的中、小铸件。若带回转机构，铸型翻转，铸件即可自由落下，故又叫抖落式金属型。

(2) 水平分型面金属型。铸型由上、下两半型组成，一般下半型固定，由上半型完成开、合型动作。其优点是下芯方便，很适合于铸造矮而宽大的扁平形铸件。但这种金属型开、合型不方便。为便于开型，浇冒口常用砂芯或活块组成。这种金属型的结构形式见图 8-4。

(3) 垂直分型面金属型（移动式）。铸型由左、右两半型组成，其中一个半型固定在底板上，另一半型沿水平方向移动，以完成开、合型动作（见图 8-5）。如在动型上安装传动机构、顶杆和导向装置，可实现开、合型和顶出铸件的机械化操作。这种铸型通常适用于轴对称形状铸件的铸造。

(4) 两个互相垂直分型面的金属型。这种金属型的型腔由左、右半型和底板共同形成，左、右半型同时移动完成开、合型操作，铸件总是留在底板上（见图 8-6）。铸型左、右半型靠定铰钉定位，它们与底板用圆形或六边形凸台定位。这种金属型通常安装在浇注机床上进行机

械化操作，可适用于不同大小和复杂程度的铸件生产，生产中广泛用来制造有色合金铸件。

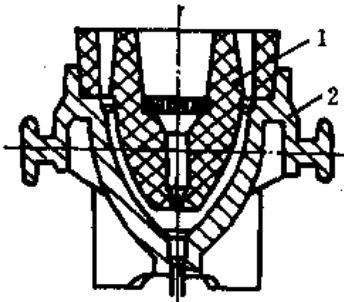


图 8-3 整体金属型
1—砂芯 2—型体

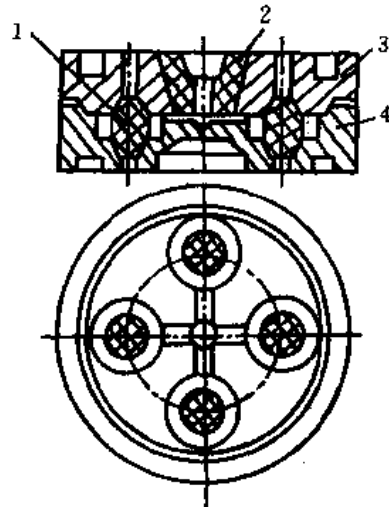


图 8-4 水平分型面金属型
1, 2—砂芯 3—上型 4—下型

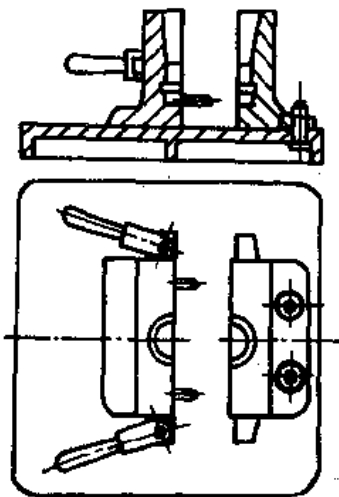


图 8-5 垂直分型面金属型

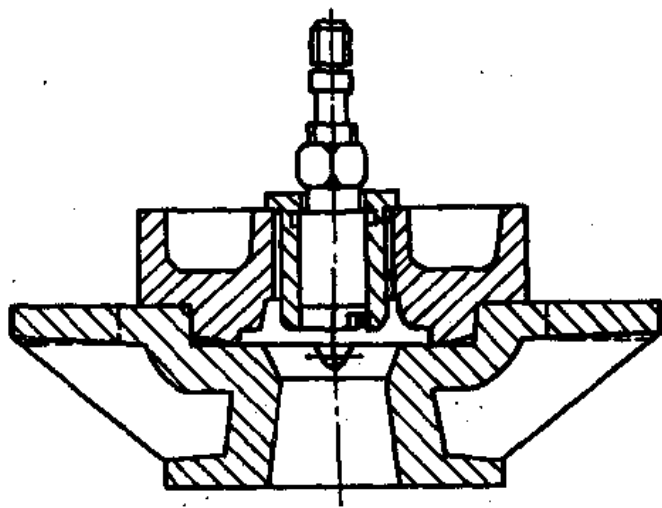


图 8-6 互相垂直分型面金属型

(5) 多分型面金属型。当铸件的外形很复杂时，可采用多分型面金属型来铸造。通常是由一个水平分型面和多个垂直分型面组成。但是多分型面往往会降低铸件尺寸精度，并使操作复杂化，因此只有在特别需要时才采用。

二、金属型铸造的热规范

如前所述，金属型材质具有高的导热系数和大的热容量，它必然对铸型的充填以及铸件的凝固产生重要影响。另外，液态金属浇入铸型后，由于型壁的直接导热，靠近型壁处很快结成一层硬壳，其后的导热则要通过硬壳与型壁间的空气隙来完成，即具有较大的界面热阻。由于铸件结构的不同和不均匀冷却，铸件内将产生大的内应力，而这种内应力无法通过铸型

的退让来松弛，容易使铸件产生变形和裂纹。金属型的上述特性表明，金属型铸造工艺规范对铸件的质量十分敏感，而最重要的是热规范。也就是说，在金属型铸造中，要对金属型的工作温度、合金的浇注温度和金属型的热平衡进行严格的控制。

1. 金属型的工作温度

金属型在浇注前必须进行预热，这一方面是为了喷涂料的需要；另一方面预热可使铸型的激冷作用相对降低，有利于液态金属的充填和铸铁件的石墨化。另外，当铸型温度过低时，铸型内壁受液态金属的强烈加热，型壁内、外温差很大，急剧增加的应力容易使铸型开裂，特别是浇注黑色金属时，这种现象更为严重。但当金属型的温度过高时，铸型的冷却能力降低，铸件晶粒组织变粗，并会出现缩孔和缩松，使铸件的机械性能降低。

金属型的工作温度取决于浇注合金的种类、浇注温度以及铸件的结构、大小和壁厚。通常对于厚大铸件，为加速铸件冷却选用较低的铸型温度；对于薄壁铸件，浇注与凝固几乎同时完成，为使液态金属充型良好，获得轮廓清晰的铸件，就要选择较高的铸型温度。表 8-13 给出了浇注不同合金时金属型的参考工作温度，一般需要在试生产中进行必要的调整。

表 8-13 金属型的工作温度 (°C)

铝合金	镁合金	铝、镁合金复杂大件及大型芯	铜合金	铅锡青铜	锡青铜	铸 铁	铸 钢
220~350	200~380	350~450	120~200	50~125	150~250	250~350	150~300

金属型预热时，要尽量作到缓慢升温，均匀加热，以防金属型的挠曲变形。对于中、小型金属型，通常用箱式电阻炉预热，要求平稳而均匀地升温。对于大型金属型通常用电阻加热器预热。

2. 合金的浇注温度

金属型铸造时，首先决定浇注温度，然后决定金属型温度，最后决定浇注速度。也就是说如果试铸过程中发现冷隔等缺陷时，首先设法提高金属型温度，然后才考虑提高浇注速度。当以上两项措施都不能解决问题时，才把合金的浇注温度升高。一般合金的浇注温度受下列因素的影响。

(1) 大型复杂薄壁铸件，浇注温度应高些。形状简单的厚壁铸件，或有较大砂芯的铸件，浇注温度应低些。

(2) 金属型的工作温度偏低时，浇注温度应相应提高。有时为完好地充填铸件的某些薄断面，提高浇注温度比提高铸型温度更为有效。

(3) 快的浇注速度可配合于较低的浇注温度，若由于铸件的特殊要求必须缓慢浇注时，则应提高浇注温度。

(4) 当液态金属从铸件上部引入时，采用较低的浇注温度；如从下部引入，为便于合金液以较高的温度上升到冒口，除采用较快的浇注速度外，还要选用较高的浇注温度。

表 8-14 给出了常用合金的浇注温度范围。

表 8-14 金属型铸造常用合金的浇注温度 (°C)

铝硅合金	铝铜合金	铝镁合金	镁合金	锡青铜	黄铜	铸铁	铸钢
680~760	700~750	680~730	700~780	1 100~1 200	950~1 100	1 300~1 400	1 500~1 560

3. 金属型的热平衡

金属型铸造通常都是成批连续浇注的, 为保证铸件质量的稳定, 首先要保证热规范的稳定。合金的浇注温度通常可方便地由保温炉控制, 故最重要的是要维持金属型工作温度的稳定。当金属型预热到正常的工作温度开始浇注时, 在铸件的浇注和凝固阶段内, 铸型从液态金属中吸收大量的热而使型温升高; 在此阶段, 特别是开型取出铸件和铸型清理的时间内, 铸型又向环境散失热量而使型温降低。若铸型在此浇注周期 (两次浇注的时间间隔) 中得到的热量和散失的热量基本相等, 即金属型在本浇注周期中维持了热平衡, 金属型的温度又恢复到初始温度, 以便进行下一个周期的浇注。如果这个热平衡不能维持, 铸型温度的不断升高将导致铸件产生缩松。相反, 铸型温度的不断降低将造成铸件的冷隔等缺陷。在上述两种情况下, 就要在浇注过程中对金属型分别进行强制冷却或辅助加热, 以维持金属型的热平衡。

金属型热平衡的判断除实际测定外, 还可采用理论计算的方法来确定。

在一个浇注周期内, 金属型得到的热量 (kJ)

$$\begin{aligned} \Sigma Q_{\text{得}} &= Q_{\text{液}} + Q_{\text{潜}} + Q_{\text{固}} \\ &= G[c_{\text{液}}(t_{\text{液}} - t_{\text{晶}}) + q_{\text{潜}} + c_{\text{固}}(t_{\text{晶}} - t_{\text{出}})] \end{aligned} \quad (8-6)$$

式中 $Q_{\text{液}}$ ——金属从浇注温度 $t_{\text{液}}$ 冷却到结晶温度 $t_{\text{晶}}$ 放出的热量;
 $Q_{\text{潜}}, q_{\text{潜}}$ ——总结晶潜热和单位重量的结晶潜热;
 $Q_{\text{固}}$ ——金属从 $t_{\text{晶}}$ 冷却到出型温度 $t_{\text{出}}$ 所放出的热量;
 G ——铸件的毛重;
 $c_{\text{液}}, c_{\text{固}}$ ——液态金属和固态金属的比热。

当金属型内有较大的砂芯时, 砂芯吸收的热量应从 $\Sigma Q_{\text{得}}$ 中减去。

在一个浇注周期内, 金属型向周围环境散失的热量

$$\Sigma Q_{\text{失}} = \alpha F \tau (t_{\text{型}} - t_{\text{介}}) \quad (8-7)$$

式中 α ——总传热系数;
 F ——金属型散热面积;
 τ ——浇注周期;
 $t_{\text{型}}, t_{\text{介}}$ ——金属型表面温度和周围介质的温度。

金属型向周围介质的散热主要是对流和辐射。为简化计算, 将它视为平板件的稳定传热。因此 α 为对流传热系数 α_1 与辐射传热系数 α_2 之和, 即

$$\alpha = \alpha_1 + \alpha_2 \quad (8-8)$$

在自然对流条件下

$$\alpha_2 = C \sqrt{t_{\text{型}} - t_{\text{介}}} \quad (8-9)$$

$$\alpha_3 = \frac{C_0 \varepsilon \left[\left(\frac{T_{\text{型}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{介}}}{100} \right)^4 \right]}{T_{\text{型}} - T_{\text{介}}} \quad (8-10)$$

式中 C ——系数(自然对流条件下, 物体上表面 $C=2.1$, 垂直表面 $C=1.7$, 向下表面 $C=1.1$);

C_0 ——绝对黑体的辐射系数;

ε ——材料的黑度(铸铁金属型 $\varepsilon \approx 0.82$);

$T_{\text{型}}、T_{\text{介}}$ ——金属型表面和周围介质的绝对温度。

开型前只有金属型外壁散热, 取出铸件后, 型壁内、外同时散热。为此, 式(8-7)中的 F 可取平板单面面积的 1.4~1.8 倍。

三、金属型涂料

1. 涂料的作用和要求

在金属型铸造工艺规范中, 涂料是一项很重要的工艺因素。金属型在浇注前需要在型腔和金属型芯的工作表面喷刷一层由耐火材料配制的涂料, 其作用如下:

(1) 涂料可减轻高温液态金属对铸型内表面的“热击”作用。这是因为金属型的充填时间通常只有几秒到几十秒, 在如此短的时间内, 型壁在厚度方向上的温度难以均化, 由此产生的热应力可能使铸型开裂。而低导热性能的涂料可缓和这种热击作用, 并能防止液态金属与铸型的局部熔焊和粘连。

(2) 涂料的隔热作用, 防止了液态金属流动性的急剧降低, 以改善铸型的充填性能。

(3) 涂料可有效地调节铸件的凝固顺序。根据铸件凝固过程补缩的需要, 可在金属型的不同部位涂上不同成分或不同厚度的涂料, 以控制铸件各部分的凝固速度, 从而实现整个铸件的顺序凝固。

(4) 涂料有一定的排气作用, 并能减小铸件与铸型间的摩擦力。

为保证涂料的上述作用, 要求涂料具有足够的耐火度和高的化学稳定性。涂料应能容易地喷涂在型腔表面, 工作过程中不发生龟裂和脱落, 但在清理时又应便于清除。

2. 涂料的组成、配制和喷涂

金属型涂料一般由粉状耐火材料、粘结剂、稀释剂和特殊附加物组成。有色合金铸件常用氧化锌、白垩、滑石粉、二氧化钛、石棉、石墨粉作粉状耐火材料。铸铁、铸钢件的耐火材料常用石英粉、铬铁矿粉、耐火粘土、石墨粉等。

以氧化锌为主的涂料, 涂料层密实平整, 但透气性较差。白垩粉涂料比较粗糙, 但透气性好。石墨粉涂料有润滑作用, 易于拔芯。石棉粉涂料主要用于浇、冒口部分, 有较好的保温效果。

有色合金及铸铁用涂料, 一般用水玻璃作粘结剂。铸钢件涂料使用的粘结剂通常有糖浆、粘土、水玻璃、纸浆废液等。

金属型涂料的稀释剂一般都用水(但铜合金铸件的涂料用油类稀释)。

为防止镁合金氧化, 常在涂料中加入一定量的硼酸。铸铁件涂料中加入硅铁粉可防白口

层的产生。

表 8-15 给出了铝、镁合金铸件常用涂料的配比。

表 8-15 铝、镁合金铸件用金属型涂料的配比

序号	涂料成分 (重量%)								适用范围
	氧化锌	白垩粉	二氧化钛	焙烧滑石粉	焙烧石棉粉	石墨粉	水玻璃	水	
1	8	6.5	4				6.5	余量	铝铸件厚壁工作面
2	6		12		12		10	余量	铝铸件薄壁工作面
3						22	4.5	余量	铝铸件的小斜度大型芯
4	5						2	余量	铝铸件要求光洁的工作面
5		9			14		8	余量	铝铸件的浇、冒口型腔
6		10		5			2.7	100	大型镁铸件的工作面
7		5		10			2.7	100	中、小型镁铸件的工作面
8	10			5			3	100	镁铸件要求光洁的工作面
9		2			30		5	100	镁铸件浇、冒口型腔

* 铸造镁合金时，金属型喷涂后，每次浇注前应喷一次 10~15% 的硼酸水。

配制涂料时，先将可溶性组分（水玻璃、胶体石墨等）溶于 60℃ 的热水中，同时不断搅拌，然后将粉状材料逐次加入并均匀混合。当配制含有硼酸的涂料时，先将其溶入热水中，在搅拌下加入粉状物，冷却至室温时再加入经水稀释的水玻璃。

涂料配制好后，存放期一般不超过一昼夜，否则其耐用性逐渐降低。这主要是由于水玻璃加水后逐渐析出 NaOH，在碱性介质中，一些氧化物将转变为水化物，从而使氧化物失去耐火性。为提高涂料的耐用性，在涂料中添加 0.1~0.2% 的硅氟酸钠有好的效果。

喷涂前应先先将金属型清理干净，对新金属型为便于涂料粘附，可用稀硫酸洗涤或轻度吹砂。当金属型预热到 180~230℃ 时，用压缩空气喷雾器将涂料以雾状喷到型壁上，其中的水分迅速蒸发，在型壁上形成致密的涂料层。过高或过低的型壁温度都会影响涂料的分布和强度，应适当加以控制。涂料喷好后，金属型应重新加热到工作温度。

涂料层的厚度一般为 0.1~0.5 mm。浇、冒口部分和铸件的薄壁处，涂料层可适当加厚。厚大部位应相应减薄，铸件的凸台以及两壁交联处，甚至将涂料刮掉，以加快局部冷却。

四、金属型的浇注

在金属型浇注中，需要控制的工艺因素除金属型工作温度、浇注温度外，还有浇注速度和铸件在铸型中的停留时间。

1. 浇注速度

金属型的浇注速度包括两个含义，即液体金属在型腔中的运动速度 (cm/s) 和充填型腔的体积速度 (cm³/s 或 kg/s)。但实际生产中所说的浇注速度，习惯上是以浇注时间来衡量的。

在大多数情况下，特别是一些带有较大金属型芯的大型复杂薄壁铸件，通常希望充填时的体积速度要大，流动线速度要小。前者要求液态金属能在尽可能短的时间内充满型腔，避免流动性的急剧降低；后者为使液态金属流动平稳，避免产生飞溅和涡流，这就要求增加浇注系统的断面尺寸和内浇口的数量。在浇注带有砂芯的铸件时，因砂芯对液态金属的激冷作用较弱，可适当降低浇注速度，以减轻液态金属对砂芯的冲刷。

当浇注系统从铸件的上部引入时，铸件温度分布合理，应采用较小的浇注速度。因为这样有利于铸件自下而上地顺序凝固，并有边浇注边补缩的效果。相反，从铸件下部引入的浇注系统，为避免铸型下部局部过热和保证冒口的补缩效果，应采用较大的浇注速度。对于某些补缩要求较高的铸件，通常在冒口充满 $1/3$ 时，用热金属液直接从冒口进行补浇，以提高冒口中金属液的温度并增强其补缩效果。对于容易氧化燃烧的镁合金，其补浇是通过冒口与直浇道相连的通道在连续浇注中完成。

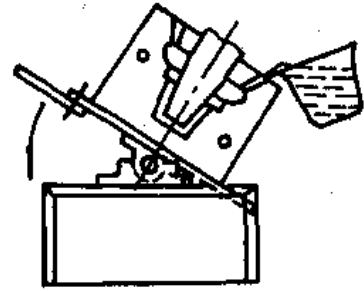


图 8-7 倾斜回转浇注示意图

在铝、镁合金浇注中，有时为降低金属液流的下落高度和排除型腔中的气体，可采用倾斜回转浇注法。即浇注前，将金属型连同浇注台一起倾斜成 45° 角，一边浇注，一边逐渐将铸型回转至水平位置，见图 8-7。

2. 金属型的抽芯及开型时间

由于金属型无退让性，为避免铸件的裂纹、变形以及便于抽芯和取出铸件，通常在铸件凝固后仍处较高温度时，便进行抽芯和开型，即让铸件的一部分固态收缩在型外完成。浇注完毕后，铸件在金属型中的停留时间取决于铸造合金的特性和铸件的大小及结构。铝合金铸件出型时的平均温度一般为 $450\sim 500^\circ\text{C}$ ，镁合金铸件约为 $350\sim 400^\circ\text{C}$ ，铸铁件一般为 $850\sim 950^\circ\text{C}$ 。实际生产中为减小铸件对型芯的包紧力，通常在冒口尚未完全凝固时即可抽芯，冒口全部凝固后即可开型取出铸件。

五、金属型设计简介

金属型设计是一项十分复杂而繁重的工作。这一方面是由于金属型的结构通常较复杂；另一方面是由于它是在常温下加工，高温下使用，其结构设计和配合要求往往不同于一般的机械设计，其中许多设计参数是在经验基础上积累起来的。这就要求金属型设计人员具有丰富的生产和设计经验。

金属型设计的内容很多，这里仅就部分设计内容作一简单介绍，实际设计时可参阅有关资料和设计手册。

1. 金属型型体的设计

金属型的型体基本上与铸件的外廓尺寸相适应，应使型体的壁厚大体上保持均匀。为保证铸型的强度和刚度，型体的背面常设计有水平凸缘和竖筋。为安装稳定和运动平稳，应把运动方向的底边加宽到铸型高度的 1.5 倍。型体背面的形状通常要根据铸型的大小和浇注机的类型进行不同的设计。图 8-8 分别为安装在浇注机的水平滑板和垂直安装板上的型体设计。

对于一些复杂铸型,为加工方便、分散应力和解决排气问题,常设计成组合结构,加工后用定位销定位并用螺钉紧固。

金属型的壁厚,代表了铸型的蓄热能力。铸件的凝固速度在很大程度上取决于金属型的蓄热能力和铸型外壁的散热能力。

有色合金的熔点较低,金属型外壁的温度也较低,型壁向环境的对流和辐射散热较小,铸件的凝固速度主要取决于铸型的蓄热能力。金属型壁厚的减小意味着铸件冷却速度的减小。有色合金铸件的金属型壁厚通常取 18~25 mm 为宜。

对于高熔点金属,金属型外壁温度较高,铸件的凝固速度在很大程度上取决于铸型外壁的散热速度。减小铸型壁厚虽降低了铸型的蓄热能力,但却能使铸型外壁的散热程度加大,从而加速了铸件的凝固。对于高熔点合金铸件,金属型的壁厚应根据铸件的凝固要求而定。

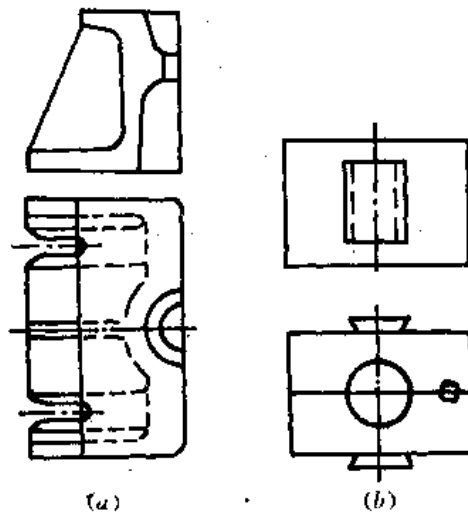


图 8-8 金属型的型体结构
(a) 安装在浇注机的水平滑板上
(b) 安装在浇注机的垂直安装板上

2. 金属型芯的设计

在金属型铸造中,既可使用金属型芯,也可使用砂芯。金属型芯对铸件的冷却速度快,铸件内腔尺寸稳定,表面光洁,生产率高。

金属型芯可分为整体型芯和组合型芯。整体型芯一般是在开型前从铸件中拔出或部分拔出,它只能形成形状简单的内孔,型芯利用芯头定位和导向。为避免抽芯时刮掉型芯上的涂料,芯头的直径应比型芯大 2 mm。垂直型芯的芯头长度通常为直径的 0.3~0.8 倍,水平型芯为 0.5~1.0 倍。当用撬杆手工抽芯时,芯头上应设计出双层凸肩,分别用于型芯的定位和抽芯(见图 8-9)。

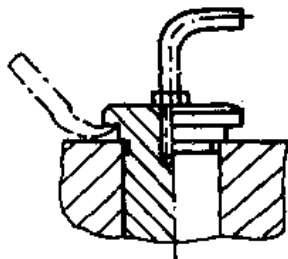


图 8-9 整体金属型芯

当铸件内腔形状阻碍直接抽芯时,可设计成组合金属型芯,各组合件通过芯头或燕尾槽定位。抽芯时先抽中心部分,再按顺序抽出其余部分(或在铸件出型后取出)。

3. 金属型的排气系统设计

金属型材料没有透气性,故在设计金属型时要充分考虑型腔和金属的排气问题。在金属型铸造中除利用浇、冒口和涂料层排气外,往往还需采用专门的措施以排出型腔和金属凝固时析出的气体。

(1) 间隙排气。金属型在加工和装配过程中,在分型面、组合面和导向面(金属型芯芯头、顶杆等)总有一定的间隙,可用于排气。但这些间隙一般很小,为加快排气可在这些界面上加工出专用的排气槽(见图 8-10)。通常槽宽为 5~15 mm,深度为 0.25~0.5 mm(以液态金属不钻入为宜),也可在芯头上加工出深度为 0.6~1 mm 的三角形截面的排气槽。

(2) 排气塞排气。为导出型腔局部凹陷部分和铸件大平面上部的的气体,通常采用装配在贯通孔内的排气塞排气。排气塞的数量取决于排气区域的大小和排气量。目前生产中采用的排

气塞形式很多，图 8-11 为其中的一种。

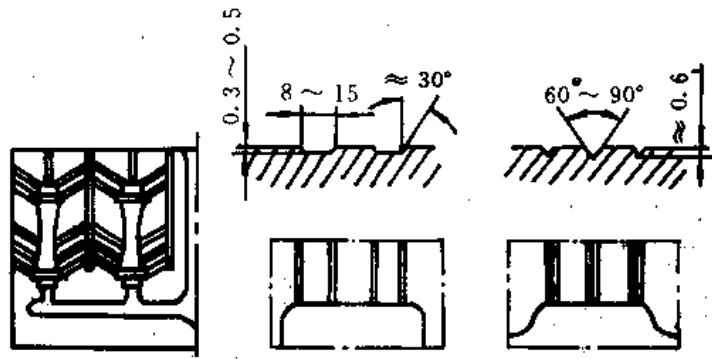


图 8-10 金属型分型面、组合面上的排气槽

(3) 人工抽气。在浇注一些复杂薄壁铸件时，为排除型腔中气体对金属液流的充填阻力，可采用人工抽气的方法，使型内形成负压，以保证薄壁断面的充填。图 8-12 为气冷式发动机气缸头金属型的人工抽气示意图。

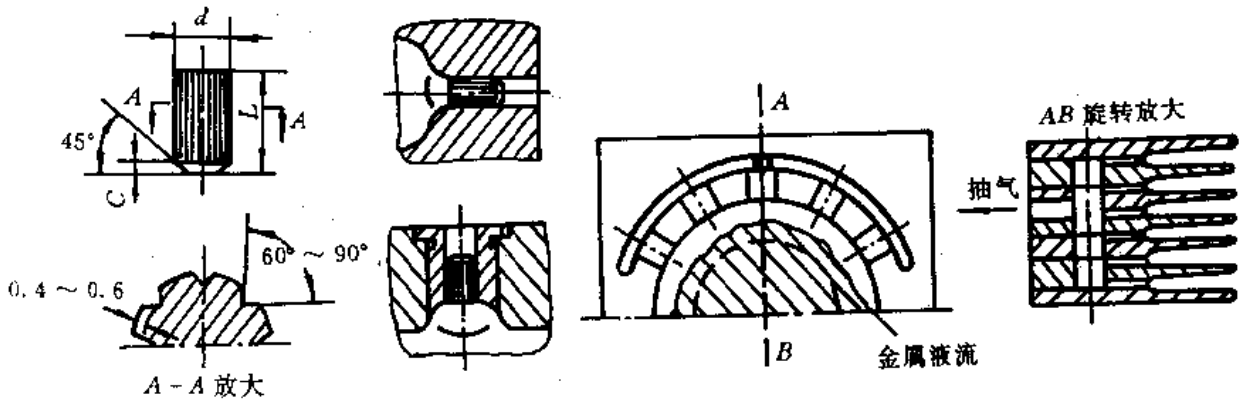


图 8-11 排气塞的形状及安装

图 8-12 金属型的人工抽气

4. 金属型的锁紧与开、合型机构的设计

金属型合型后，必须将两半型锁紧。这一方面为防止液态金属从分型面流出，另一方面是为防止型体的外挠变形（型体沿分型面向两侧张开）。金属型常用的锁紧装置有偏心锁、摩擦锁、螺旋锁等（见图 8-13）。对于高度不大于 250~300 mm 的铸型，每边各设置一个锁紧机构即可，高度更大的铸型，每边则要设置两个锁紧机构。

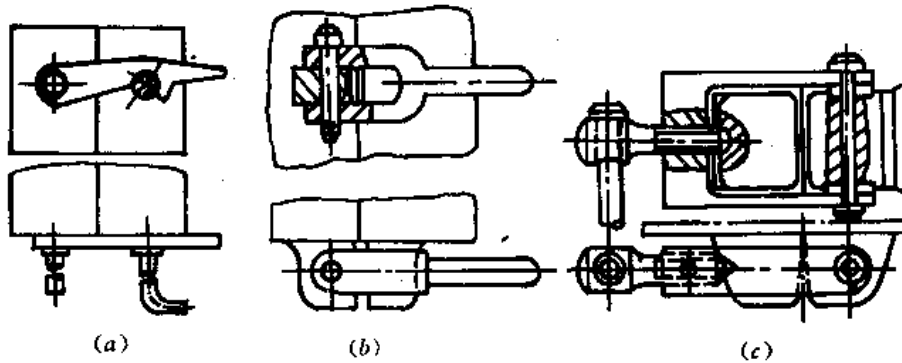


图 8-13 金属型的锁紧机构

(a) 偏心锁 (b) 摩擦锁 (c) 螺旋锁

金属型若安装在通用浇注机上工作，则金属型本身不设计开、合型机构，由浇注机上的气压或液压传动系统完成开、合型动作。为某一两个铸型专用的开、合型机构中，常用的有齿轮齿条机构和螺旋机构，见图 8-14。

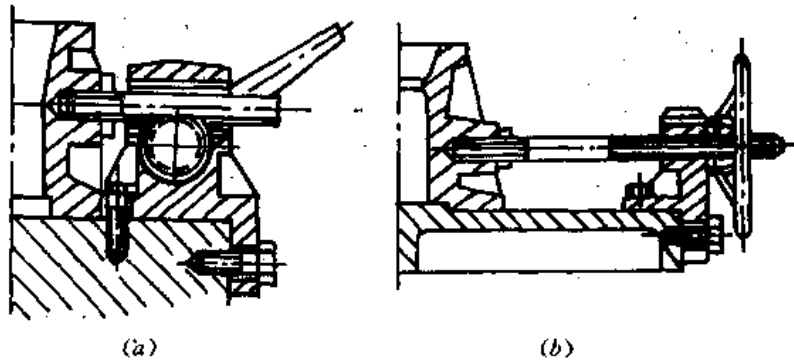


图 8-14 金属型的开合型机构
(a) 齿轮齿条机构 (b) 螺旋机构

第三节 压力铸造

压力铸造是将液态或半液态金属浇入压铸机的压室内，使它在高压和高速下充填铸型，并在高压下结晶凝固而获得铸件的一种铸造方法。它是一种少切削、无切削的铸造工艺，也是机械化程度和生产效率很高的铸造方法。压铸件的尺寸精度可达 HB6103—86 之 CT4~8，表面粗糙度可达 GB 1031—83 之 $\sqrt{3.2} \sim \sqrt{0.9}$ 。

一、压铸机简介

压铸机是压力铸造的基本设备，它可划分为热压室压铸机和冷压室压铸机两大类。

热压室压铸机的压室与合金熔化炉连为一体，并浸泡在液体金属中，其压铸过程原理见图 8-15。当压射冲头 4 上升时，金属液入口 2 打开，金属液进入压室 3，当压射冲头下压时，金属液沿通道 5 上升，经过喷嘴 6 进入压型 7。待铸件凝固后，压射冲头上升，通道中的金属液回流，打开压型，取出铸件。清理铸型后合型即可进行第二个工作循环。

热压室压铸机早期被用于压铸锌、铅、锡等低熔点合金铸件，近年来也用于铝、镁、铜合金铸件的压铸。

目前生产中应用最广泛的是冷压室压铸机。压铸机的压室与熔化炉分开。每次压铸时，要从保温炉中用浇包舀取金属液倒入压室，再进行压铸。冷压室压铸机根据压室与压铸型的相对位置，可分为三种形式。

1. 立式冷压室压铸机

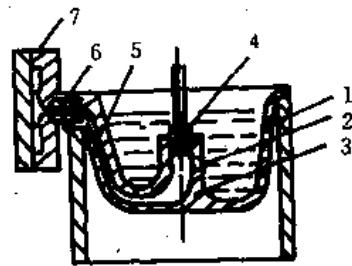


图 8-15 热压室压铸机工作原理图
1—坩埚 2—金属液入口 3—压室
4—压射冲头 5—金属液通道
6—喷嘴 7—压型

立式冷压室压铸机的工作原理见图 8-16。压铸时，压射冲头 1 上升，反料冲头 4 自动上移堵住浇道孔，将金属液浇入压室 2（见图 8-16 (a)）。压射冲头下压时，反料冲头回落，打开浇道孔，将液态金属压入铸型（见图 8-16 (b)）。经过一段时间保压，待铸件凝固后，压射冲头回升，同时反料冲头上升，切断并顶出与铸件 6 相连的余料 5，此后开型并由顶杆 3 顶出铸件（见图 8-16 (c)），即完成了一个工作循环。

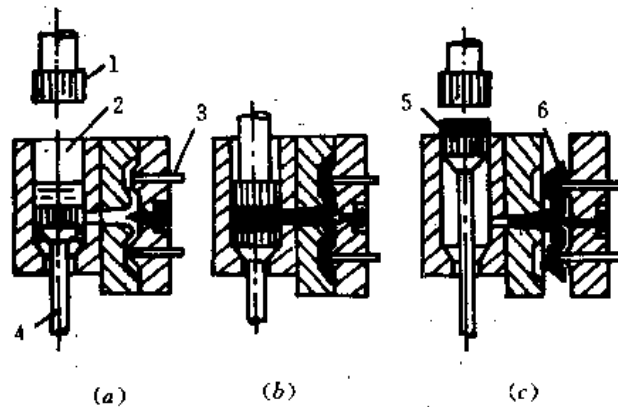


图 8-16 立式冷压室压铸机压铸原理图

(a) 合型浇注 (b) 压射 (c) 开型并顶出铸件

1—压射冲头 2—压室 3—顶杆 4—反料冲头 5—余料 6—铸件

2. 卧式冷压室压铸机

卧式冷压室压铸机的工作原理见图 8-17。压室 4 为水平位置，其末端与静型相连，在压室上方有一浇注孔 7，金属液 6 从浇注孔浇入压室，压射冲头 5 将金属液压入铸型。经过一段时间的保压后开型，铸件 9 同余料 10 一起由动型带走，并在开型过程中完成抽芯和顶出铸件的动作。

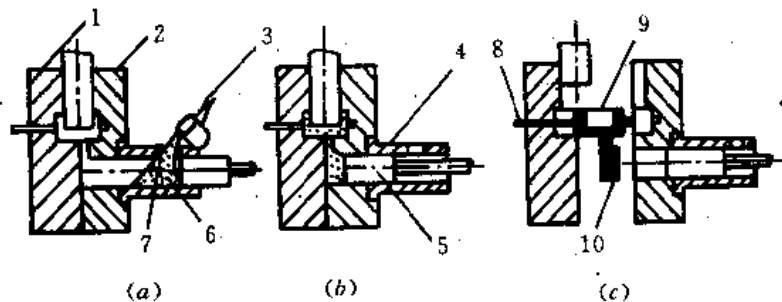


图 8-17 卧式冷压室压铸机压铸原理图

(a) 合型浇注 (b) 压射 (c) 开型并顶出铸件

1—动型 2—静型 3—浇勺 4—压室 5—压射冲头
6—金属液 7—浇注孔 8—顶杆 9—铸件 10—余料

3. 全立式冷压室压铸机

全立式冷压室压铸机（图 8-18）的压室 2 为垂直位置，压射冲头 1 由下而上将经过金属液通道 11、浇注孔 10 进入压室的定量金属液压入铸型。铸型水平分型，动型 5 沿拉杆导柱 7

上下运动以完成开、合型动作。

二、压铸型

1. 压铸型的结构

压铸型是由金属材料经机械加工而成的永久性铸型。一副完整的压铸型，其结构主要由以下几部分组成。

(1) 静型，固定在压铸机压室一方的静型座板上，是金属液首先进入的半型，具有形成铸件的部分型腔，其上的直浇道与机器的喷嘴或压室相联接。

(2) 动型，固定在压铸机的动型座板上，一般抽芯和铸件顶出机构设在该半型上，随动型座板的运动，完成开合型、抽芯和顶出铸件的操作。

(3) 型芯及抽芯机构，压铸型中的型芯主要用于形成复杂铸件的侧面孔穴，由于它影响铸件顶出，通常采用活动型芯。在铸件顶出之前，通过压铸型侧面的抽芯机构完成抽芯动作。

(4) 铸件顶出机构，压铸型的顶出机构通常设置在动型部分，它包括顶杆、复位杆等，一般随动型的运动将铸件从动型中顶出。

压铸型的结构比较复杂，其组成除上述四个基本部分外，在每个部分还可能包括更多的组成。如型体部分除型腔外，还有分流器、浇注系统、集渣排气系统及压铸型的冷却系统等。

2. 压铸型的浇注系统

同金属型类似，压铸型的浇注系统包括直浇道、横浇道和内浇道三个组成单元。图 8-19 (a)、(b) 分别为立式冷压室压铸机和卧式冷压室压铸机压铸型的浇注系统组成图。两者除直浇道的形式有差异外，其余部分基本相同。

(1) 直浇道。立式冷压室压铸机压铸型的直浇道的最小尺寸由压铸机标准浇口套的进口直径来决定，它通常为压室直径的 $1/8$ 。为满足不同压铸件的要求，同一压铸机上配有几种尺寸规格的浇口套，其进口直径多为 $\phi 10$ 、 $\phi 12$ 、 $\phi 14$ 、 $\phi 18$ mm。这种直浇道为锥形，单边斜度为 3° ，以便开型时直浇道随铸件一同脱离静型。为避免由于加工和安装时的偏心误差而造成直浇道卡死的毛病，与浇口套接合处的直浇道直径应比浇口套孔径大 $0.5 \sim 1$ mm，直浇道与横浇道连接处做成 $R=6 \sim 15$ mm 的圆角（见图 8-19 (a)）。

卧式压铸机压铸型的直浇道直径等于压室直径（见图 8-19 (b)）。

(2) 横浇道。在压铸型中，横浇道的作用是把金属液由直浇道引入内浇口，提供铸件补缩所需要的液体金属并传递静压力。为防止内浇口过早凝固，一般横浇道的截面积较内浇口大 3 倍以上。

按压铸件的重量和复杂程度，横浇道的厚度 h 一般为 $4 \sim 6$ mm，个别大、中型压铸件可取 $8 \sim 10$ mm，其宽度 B 与内浇口宽度相适应。横浇道的长度 L 一般取 $30 \sim 40$ mm， L 过大消耗压力，铸件中容易产生缩松。横浇道的截面形状一般为梯形（也有圆弧形等其他形式），梯形两边应倾斜 15° ，底部侧角 $R = \frac{h}{2}$ 。压铸件的浇注系统及横浇道截面形状见图 8-20。

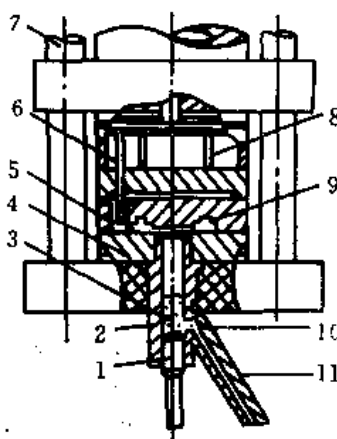


图 8-18 全立式冷压室压铸机

1—压射冲头 2—压室 3—金属液
4—静型 5—动型 6—复位杆
7—拉杆导柱 8—顶杆 9—铸件
10—浇注孔 11—金属液通道

(3) 内浇口。由横浇道到铸件这一段浇道称内浇口(内浇道)。在压铸型中,内浇口是浇注系统中最短的一段浇道。它的作用是将横浇道输送来的金属液转变为高速液流,并以理想的流态和顺序充填型腔。内浇口的尺寸对金属液的充填速度和充填形态有重要影响,因此对铸件质量影响较大。

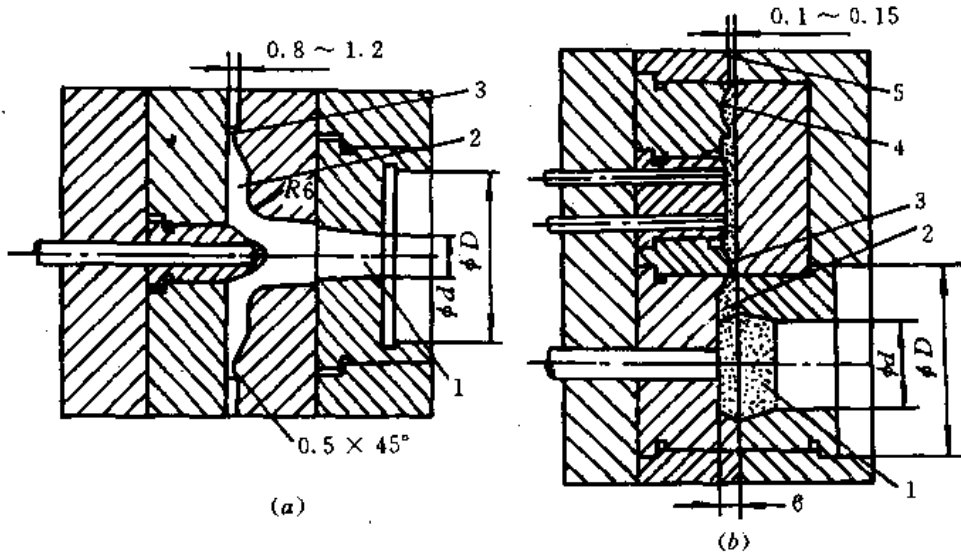


图 8-19 压铸型的浇注系统

(a) 立式冷压室压铸机 (b) 卧式冷压室压铸机

1—直浇道 2—横浇道 3—内浇口 4—集渣槽 5—排气槽

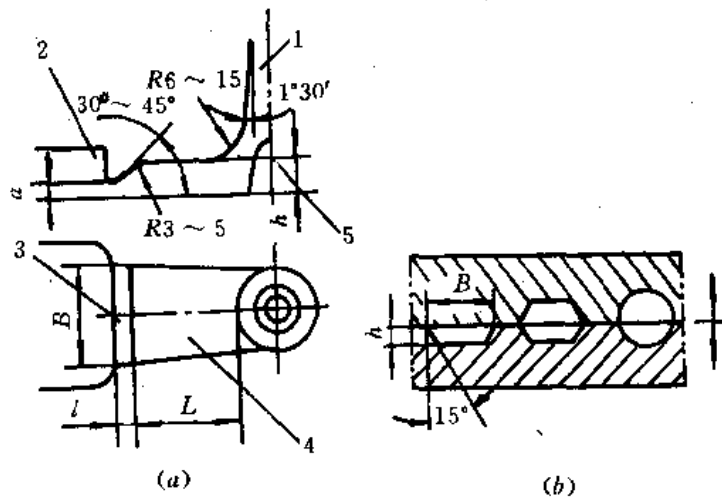


图 8-20 压铸件的浇注系统

(a) 浇注系统 (b) 横浇道截面形状

1—直浇道 2—铸件 3—内浇口 4—横浇道 5—分流器

一般当内浇口较薄时,充填速度提高,有利于薄壁件的压铸。但内浇口太薄时,金属液流呈雾状高速喷入型腔,堵塞排气通道,使铸件内产生气泡,表面形成麻点,并可能产生粘模现象。内浇口较厚时,金属液的充填速度相对降低,有利于排气和静压力传递。但过厚的

内浇口可能导致铸件轮廓不清，成型不良。常用的内浇口的厚度可参考表 8-16。

表 8-16 压铸件内浇口厚度的选用数据(mm)

铸件壁厚 复杂程度	0.8~1.5		1.5~3.0		3.0~6.0	
	复杂	简单	复杂	简单	复杂	简单
合金种类						
锌合金	0.4~0.8	0.5	0.6~1.2	0.8~1.5	1.0~2.0	1.5~2.5
铝合金	0.6~1.0	0.6~1.2	0.8~1.5	1.0~1.8	1.5~2.5	1.8~3.0
铜合金	—	0.8~1.2	1.0~1.8	1.0~2.0	1.8~3.0	2.0~4.0

内浇口的形状见图 8-20 (a)，其长度 l 一般取 $2 \sim 2.5$ mm。内浇口的宽度 B 选择适当时，金属流呈片状流入型腔，有利于排气。宽度太大或太小时，金属液直冲型壁，产生旋涡，将液流头部的杂质和空气卷入铸件。通常内浇口宽度 B 与铸件外廓尺寸间的关系为：

- 长方形铸件： $B \approx (0.6 \sim 0.8)$ 铸件边长；
- 圆平板铸件： $B \approx (0.4 \sim 0.6)$ 铸件外径；
- 圆环形铸件： $B \approx (0.25 \sim 0.33)$ 铸件外径。

3. 压铸型的分流器、溢流槽和排气槽

(1) 分流器。在压铸型中，为防止液态金属在高压下直冲型壁，实现从直浇道向横浇道的平稳过渡以及开型时直浇道能够随铸件顺利拉出，通常要在与直浇道相对的动型上设置分流器。通过改变分流器的形状和尺寸，来调整金属液流的方向和浇注系统的截面积。分流器的形状和安装位置见图 8-21。

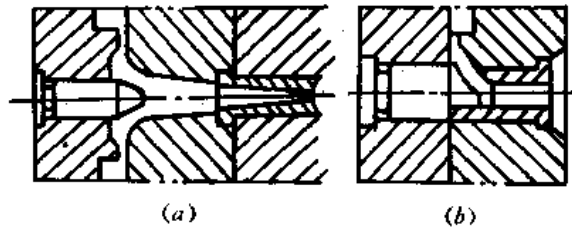


图 8-21 压铸型中的分流器
(a) 用于立式压铸机 (b) 用于卧式压铸机

(2) 溢流槽和排气槽。溢流槽亦称集渣槽，它位于型腔中首股金属液流流程的末端，用以收集液流前端混有涂料残渣及气体的冷污金属，消除金属涡流和排除气体（见图 8-22），铸件出型后，随浇注系统一块去除。溢流槽通常设置在分型面上，其形状尺寸见图 8-23。

同金属型一样，压铸型必须设计排气槽。为充分发挥溢流槽的集渣排气效果，排气槽通常设置在溢流槽处（见图 8-22），其宽度一般为 $6 \sim 20$ mm，深度为 $0.05 \sim 0.1$ mm。

4. 压铸型设计与压铸机的关系

通常，在设计压铸型时，首先应选择合适的压铸机。相反，如果压铸机的型号已经确定，那么所设计的压铸型必须符合压铸机的规格和性能，否则将铸成大错，造成重大的经济损失。

(1) 铸件在分型面上的投影面积、压铸机的比压及合型力之间的关系。为保证压铸时铸型具有足够的合型力，必须满足

$$0.85 Q \geq Fp \quad (8-11)$$

式中 Q ——压铸机的最大合型力；
 F ——铸件（包括浇注系统）在分型面上的垂直投影面积；
 p ——比压；
 0.85 ——安全系数。

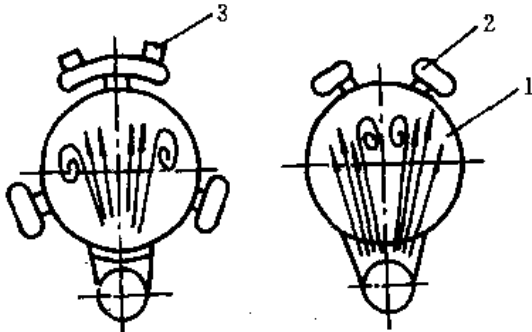


图 8-22 压铸型中的溢流槽和排气槽
 1—铸件 2—溢流槽 3—排气槽

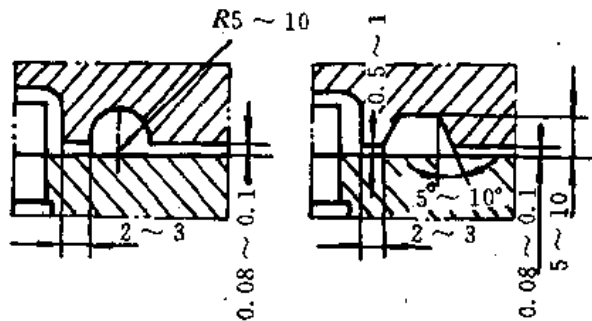


图 8-23 溢流槽的截面形状及尺寸

(2) 铸件重量。压铸件（包括浇注系统）的重量不得超过压铸机技术规格中规定的最大重量。当另行设计压室时，要以规定的铸件最大重量为依据，来计算压室直径。

(3) 压铸机的开型距离与压铸型厚度的关系。铸件厚度、压铸型厚度和压铸机开型距离之间的关系见图 8-24。按图示关系，为保证压铸型正常工作，必须满足

$$L \geq L_1 + L_2 + 10 \quad (8-12)$$

$$H_1 \leq h_1 + h_2 + h_3 \quad (8-13)$$

$$H_2 \geq L + h_1 + h_2 + h_3 \quad (8-14)$$

式中 L ——压铸机的开型距离；

L_1 ——铸件厚度；

L_2 ——铸件的顶出距离；

H_1 ——铸型安装板之最小开档；

H_2 ——铸型安装板之最大开档；

h_1 ——静型、静型安装板厚度之和；

h_2 ——动型、动型安装板厚度之和；

h_3 ——动型型架厚度。

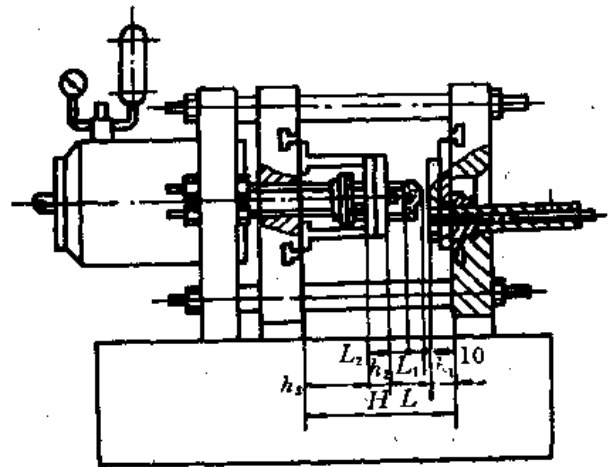


图 8-24 压铸机开型距离与压铸型厚度的关系

(4) 铸件的顶出和压铸型的外廓尺寸。

在压铸型设计中，除考虑上述问题之外，还要考虑铸件的顶出力是否超过压铸机的最大开型力。另外还要估计所设计压铸型的外廓尺寸能够放入压铸机开、合型机构所允许的空间中。

三、压铸工艺

压铸时金属液充填成型的过程，是许多相互矛盾的因素得到统一的过程。在影响此过程的诸多因素中，主要是压铸压力、充填速度、金属液的充填特性、合金浇注温度和压铸型的热平衡。

以上各因素在压铸过程中是相辅相成而又互相制约的。只有正确地控制和调整这些因素之间的关系，才能获得预期的效果。

1. 比压的选择

压铸过程中的压力是由泵产生的，泵借蓄压器通过工作液体将压力传递给压射活塞，然后经压射冲头施加于压室内的金属液上。压铸过程中的压力一般以比压表示。所谓比压是指压射过程中，压室内单位面积上液态金属所受到的静压力，即

$$p = \frac{4P}{\pi d^2} \quad (8-15)$$

式中 p ——比压；

P ——压铸机的压射力；

d ——压室直径。

为提高铸件的致密度，提高比压无疑是有效的。但过高的比压会使铸型受到金属液的强烈冲刷而增大粘模倾向，从而减小了压铸型的使用寿命。而过低的比压又会导致铸件组织的不致密和轮廓不清晰。因此在压铸生产中，应根据压铸合金的种类和铸件的结构选择合适的比压。比压的大小可通过调节机器的压射力或更换不同直径的压室来改变。一般常用比压可参考表 8-17。

表 8-17 各种压铸合金的计算比压 (MPa)

合金	铸件壁厚 复杂程度	铸件壁厚 ≤ 3 mm		铸件壁厚 3~6 mm	
		简单	复杂	简单	复杂
锌合金		30	40	50	60
铝合金		35	45	45	40
镁合金		40	50	50	70
铜合金		50	60	70	80

在压铸过程中，压铸机的结构性能、蓄压器的工作状况、压铸机工作液的性质以及浇注系统的形状和尺寸等因素对比压都有一定的影响，所以液体金属得到的实际比压应等于计算比压乘以压力损失折算系数 K (见表 8-18)。

表 8-18 压力损失折算系数 K

直浇道入口截面积 F_1 与 内浇口截面积 F_2 之比 (F_1/F_2)		>1	1	<1
K 值	立式冷压室压铸机	0.66~0.70	0.72~0.74	0.76~0.78
	卧式冷压室压铸机	0.88		

2. 充填速度

充填速度与压射速度是两个不同的概念。充填速度是指金属液通过压铸型内浇口导入型腔的线速度；压射速度是指压射时压射冲头运动的速度，一般为 0.2~0.3 m/s (可调)。液体

金属的充填速度与压射速度、内浇口截面积和比压有关。

在冷压室压铸机中，压室、浇道和铸型相连，成为一个密闭系统，因而它们之间具有连续方程式

$$\frac{\pi}{4} D^2 v_1 = \frac{\pi}{4} d^2 v_2 = Fu \quad (8-16)$$

式中 D ——压室直径；
 v_1 ——压射速度；
 d ——直浇道入口直径；
 v_2 ——金属液在直浇道入口处的流动速度；
 F ——内浇口截面积；
 u ——充填速度。

因此，只要精确测出压射速度，就可求得充填速度。

根据水力学原理可知，充填速度 u 与比压之间存在如下关系：

$$u = \mu \sqrt{2g \frac{p}{r \times 9.8}} = \mu \sqrt{\frac{2p}{r}} \quad (8-17)$$

式中 μ ——阻力系数；
 g ——重力加速度；
 p ——压射比压；
 r ——金属液密度。

充填速度的高低直接影响到铸件的内部质量和尺寸精度，它的选择应视铸件的结构形状、合金种类、比压高低而异。对简单厚壁铸件，为保证铸件内部组织，应选择高比压、大浇口和低的充填速度。对于复杂薄壁铸件，为更好成型，应采用高比压和高的充填速度。生产中常用的充填速度见表 8-19。

表 8-19 各种压铸合金的充填速度 (m/s)

合金种类	铸件类型	简单厚壁铸件	一般铸件	复杂薄壁铸件
锌合金、铜合金		10~15	15	15~20
镁合金		20~25	25~35	35~40
铝合金		10~15	15~25	25~30

3. 合金的浇注温度

在压铸生产中，合金的浇注温度是指金属液自压室进入型腔时的平均温度。考虑到压室和冲头的激冷作用，要求保温炉内的金属温度比规定的浇注温度高 15~20℃。

由于压铸过程是在高速、高压下充型，金属液本身的流动性对充填过程不起主导作用，所以生产中为减少铸件中的气体、防止铸件厚壁处产生缩孔和缩松以及延长铸型寿命，尽量采用较低的浇注温度，甚至使用“粥状”金属液压铸。但对某些合金，如含硅量高的铝合金，当采用粥状金属浇注时，初生硅大量析出，以游离态存在于铸件内，使铸件加工性能变坏，故浇注温度不宜过低。

各种合金的浇注温度可参考表 8-20。

表 8-20 各种压铸合金的浇注温度 (°C)

合金		铸件结构	铸件壁厚 ≤ 3 mm		铸件壁厚 3~6 mm	
			简单	复杂	简单	复杂
锌合金	含铝的		420~440	430~450	410~430	420~440
	含铜的		526~560	530~550	510~530	520~540
铝合金	含硅的		610~650	640~700	590~630	610~650
	含铜的		620~650	640~720	600~640	620~650
	含镁的		640~680	660~700	620~660	640~680
镁合金			640~680	660~700	620~660	640~680
铜合金	普通黄铜		850~900	870~920	820~860	850~900
	硅黄铜		870~910	880~920	850~900	870~910

4. 压铸型的工作温度

同金属型一样，压铸型在工作前应进行预热，并希望在各压铸周期中保持热平衡。压铸型的工作温度既不应过低，也不宜过高。过高的铸型温度将导致金属液粘模、铸件顶出变形和铸型的局部变形和卡死。当压铸型在工作过程中不能维持热平衡，型温连续上升时，应施行强制冷却，并且冷却液在铸型预热时同时通入。高温时通入冷却液可能引起压铸型产生裂纹甚至完全开裂。

压铸型的工作温度，可按如下经验公式计算：

$$t_{\text{型}} = \frac{1}{3}t_{\text{液}} \pm \Delta t \quad (8 \sim 18)$$

式中 $t_{\text{型}}$ ——压铸型的工作温度；

$t_{\text{液}}$ ——合金的浇注温度；

Δt ——温度控制公差（一般为 25 °C）。

表 8-21 给出了压铸不同合金时的铸型温度。

表 8-21 压铸型工作温度 (°C)

压铸合金		铸件结构	铸件壁厚 ≤ 3 mm		铸件壁厚 3~6 mm	
			简单	复杂	简单	复杂
锌合金			130~180	150~200	100~150	170~180
铝合金			150~200	180~250	120~180	150~200
镁合金			170~250	250~300	140~200	170~250
铜合金			250~350	300~380	200~300	250~380

5. 压铸型涂料

在压铸过程中,为防止粘模和便于铸件成型,并使铸型受摩擦部分(滑块、顶出机构、冲头和压室)在高温下具有润滑性能,通常要使用一些液态润滑材料,并称它们为压铸型涂料。

压铸用涂料要求具有好的高温润滑性能,对铸件、铸型无腐蚀,高温时不析出有害气体,其溶剂能在100~150℃温度范围内尽快挥发。

对压铸型,涂料不可使用太厚太多,以免涂料在型腔的转折、凹角部位堆积,造成铸件轮廓不清晰。同时太厚的涂料其溶剂难于挥发,增加了铸件的气孔倾向,溶剂汽化后产生的反压力,还可能使成型困难。

压铸用涂料种类繁多,使用时可参考表8-22。

表8-22 压铸用涂料

序号	原材料名称	配比(%)	配制方法	适用范围
1	蜂蜡 石墨	70~80 20~30	蜂蜡熔化后加入石墨,搅拌均匀,凝成块状	用于冲头
2	氯化钠 水	3 97	将水加热至70~80℃,加入氯化钠,搅匀	铝合金铸件,防粘模效果好
3	机油 石墨	95 5	将机油与200~300 [#] 石墨搅匀	铝合金、铜合金铸件,压室、冲头及滑动摩擦部分
4	氧化锌 水玻璃 水	5 1~2 93~94	水玻璃加水稀释后加入氧化锌搅匀	大型铝合金、锌合金压铸件
5	胶体石墨(油剂)	100	上海胶体化工厂配方	冲头、压室
6	胶体石墨(水剂)	100	上海胶体化工厂配方	铝合金铸件
7	高压聚乙烯(分子量30500) 煤油	3~5 95~97	将高压聚乙烯小块泡入煤油,加热至80°左右溶化	铝合金、镁合金铸件
8	硅橡胶 汽油 铝粉	3~5 92~96 1~3	硅橡胶在汽油中溶解,使用时加铝粉搅匀	铝合金铸件、型芯
9	二硫化铝 机油	5 95	将二硫化铝加入机油搅匀	镁合金铸件
10	蜂蜡 二硫化铝	70 30	将蜂蜡熔化加入二硫化铝搅匀,凝成块状	铜合金铸件

续表

序号	原材料名称	配比 (%)	配制方法	适用范围
11	无水肥皂 滑石粉 水	0.65~0.70 0.18 余量	将无水肥皂溶于水, 加入粒度为 1~3 μm 的滑石粉搅匀	铝合金铸件
12	叶蜡石 二硫化钼(或石墨) 硅酸乙酯(或水玻璃) 高锰酸钾 酒精 水	10 5 5 0.1 5 余量	将叶蜡石经 800 °C 焙烧 2 h 后, 过 200# 筛。二硫化钼用酒精稀释。然后将上述材料加入水中搅匀	黑色合金铸件

6. 充填时间与持压时间

(1) 充填时间。在压铸过程中金属液充满型腔所需要的时间称为充填时间。一般, 这个时间很短, 对中、小型铝合金压铸件仅为 0.1 s 左右。

当铸件的材料和体积确定后, 充填时间与充填速度和内浇口截面积的乘积成反比。不能孤立地说, 充填速度越大, 其充填时间就越短。另外, 当考虑内浇口截面积对充填时间的影响时, 还要充分考虑内浇口厚度对充填时间的影响。因为对于压铸件, 常采用尽可能低的浇注温度, 如果内浇口截面积虽大但很薄时, 粥状合金粘度很大, 流经很薄内浇口时的阻力很大, 这将会使充填时间延长, 并使过多的压铸压力转换为热能, 引起内浇口过热并可能造成粘模。

(2) 持压时间。为获得组织致密的铸件, 在金属液充满型腔后, 仍需在压力下持续一段时间, 以使压射冲头通过未凝固金属将压力传递给铸件, 这段时间称之为持压时间。

由于在压铸过程中, 铸件的凝固时间很短, 特别是当内浇口凝固后, 压力传递已经中断, 故一般铸件的持压时间仅为 1~2 s。对于结晶温度间隔较大的和壁厚较大(大于 4 mm)的铸件, 持压时间可增至 2~3 s。在这种情况下, 若持压时间不够, 在内浇口还未凝固时就已经泄压, 则可能导致铸件中未凝固金属向浇注系统回抽, 引起铸件缩孔。

四、特殊压铸工艺

虽然压力铸造是一种先进的工艺方法, 其生产率很高, 铸件的尺寸精度和表面质量好, 强度、硬度高, 铸件表层坚实耐磨, 但压铸件也有它本身的缺点。压铸件的主要缺陷是其内部存在许多弥散分布的微小气泡。这主要是由于压铸过程金属液的充填速度很高且凝固很快, 型腔中的气体以及金属凝固析出的气体来不及排出, 而残留在铸件内。这些微细气泡的存在降低了压铸件的气密性和塑性, 特别是延伸率, 因此在动载荷很大或振动工作条件下工作的零件不宜用普通压铸法生产。由于同样的原因, 压铸件不能进行焊接和热处理, 这是因为当加热时, 铸件内部的气体膨胀, 会使压铸件表面产生鼓泡甚至发生变形。因此, 对于那些需经热处理强化的合金, 就不能进行压铸。

为解决压铸件的这一致命缺陷，近几十年来国内外在特殊压铸工艺的研究方面已取得重要进展。目前生产中已经推广应用的特殊压铸工艺主要有真空压铸、充氧压铸和精速密压铸。

1. 真空压铸

所谓真空压铸即在压铸过程中，使压铸型型腔建立真空。其真空度一般在 $(5\sim 8) \times 10^4$ Pa 的范围内，它可直接通过机械泵在极短的时间内获得。

真空压铸显著减少了铸件内的气孔，使铸件的致密度和机械性能有大幅度提高，因此可进行热处理。

型腔中的负压条件提高了铸型的充型能力，可使压铸件的最小壁厚减小到普通压铸件的一半左右。真空压铸可采用较低的比压并能缩短铸件在铸型中的停留时间，可使生产率提高 10~20%。

真空压铸由于压铸型制造费用的增加，会使生产成本提高。对于一些厚大铸件，铸件内部的气孔虽有减少，但缩孔可能变得更加严重。所以目前真空压铸主要用于薄壁长流程的压铸件生产。

2. 充氧压铸

充氧压铸就是在压铸前将氧气充入型腔，以置换出其中的空气，并使残留在型腔中的氧在压铸过程中与铝液反应形成细小的 Al_2O_3 质点，弥散分布在铸件内部，从而消除了普通压铸件中的气孔缺陷。

充氧压铸可使铝合金压铸件的强度提高 10%，延伸率增加 0.5~1 倍。热处理后强度又能提高 30%。

充氧压铸通常在立式压铸机上进行。卧式压铸机充氧后，铝液在压室中与氧气的接触面积大，容易产生大块氧化夹杂而恶化铸件质量。另外，充氧压铸时要求压铸型有较好的排气系统，否则大量氧气的存在不仅使充型困难，而且会产生氧气孔。

3. 精速密压铸

精速密压铸是一种精确、快速而密实的压铸方法，简称 ARD (Accurate, Rapid and Dense) 压铸法，或称套筒双冲头压铸法。该压铸法采用的压铸机比普通压铸机多了一个二次压射机构，其压射冲头的结构见图 8-25。

精速密压铸法的压射冲头由内、外两个冲头组成。当开始压射时，两冲头同步压射，当直浇道外壳凝固外冲头不能继续前进时，内冲头在二次压射机构的作用下，可推动直浇道中心未凝固金属液继续前进 50~150 mm，对铸件起补充压实和补缩的作用。

很显然，为发挥内冲头的补充压实作用，压铸型的内浇口厚度必须足够大（一般为 5~10 mm），才能有效地传递静压力，提高铸件的致密度。

精速密压铸法通常采用较低的压射速度、金属液的充填速度较低，有利于型腔中气体的排除。

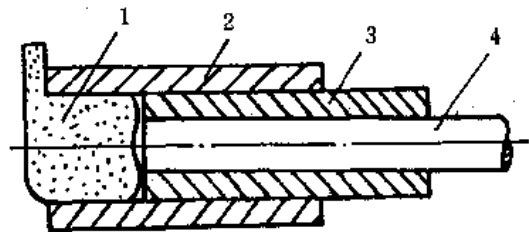


图 8-25 精速密压铸法压射机构示意图

1—余料 2—压室 3—外冲头 4—内冲头

第四节 低压铸造和离心铸造简介

一、低压铸造

低压铸造的充型压力介于普通重力铸造和压力铸造之间，目前广泛用于汽车、拖拉机缸体和缸盖的生产。低压铸造的基本原理见图 8-26，将干燥的压缩空气或惰性气体通入贮有金属液的密封坩埚 3 中，由于金属液面受到气压的作用，液体金属便平稳地沿升液管 5 自下而上进入铸型，并在压力作用下对铸件进行补缩。当铸件凝固后，解除压力，升液管中未凝固金属液在重力作用下回流到坩埚，然后开型取出铸件。

由于低压铸造充型压力低 (0.02~0.07 MPa)，充型速度慢，故铸型材料不受限制，金属型、砂型均可采用。目前国内广泛使用的是金属型，当增加必要的开、合型机构后，可实现机械化操作。

低压铸造的浇注系统通常比较简单，无明冒口，铸件在压力作用下自上而下顺序凝固，并由浇口进行补缩。在低压铸造中，要求将铸件的厚大部位安放在铸型下部；对于那些上下较厚、中间较薄的铸件，可在铸件上部设置暗冒口，以满足上部厚大部位的补缩。

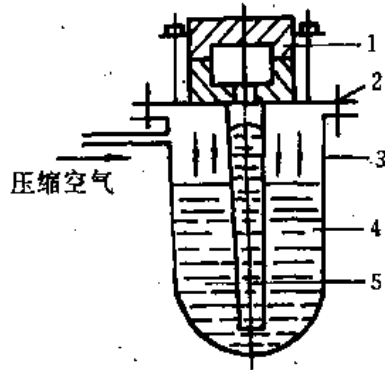


图 8-26 低压铸造原理图

1-铸型 2-密封盖 3-坩埚
4-金属液 5-升液管

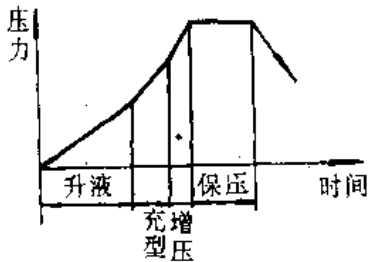


图 8-27 金属型低压铸造
加工工艺规范

当采用金属型低压铸造时，也要考虑铸型的预热、涂料、排气和集渣等问题。低压铸造的加压工艺规范如图 8-27 所示，包括升液、充型、增压和保压四个阶段。在升液阶段，升液压力决定了金属液在升液管中的上升速度。合适的升液速度应使金属液上升时顺利排出升液管中的气体，在浇口处不产生飞溅。充型阶段的压力应保证金属液以适当的充型速度充满型腔，并使型腔中的气体顺利排出。由于金属型冷却速度快，必须在金属液充满型腔后急速增压到凝固压力，然后保压，使液态金属在压力下对铸件进行补缩，以防产生缩松和缩孔。

在低压铸造中，升液管是一个重要的构件。金属液在压力作用下通过升液管完成升液、充型和传递凝固压力等任务。升液管常用材料为铸铁，由于它长期浸泡在金属液中容易受到浸蚀，使用寿命较短，并可能污染金属。目前，一些工厂采用硼硅玻璃、氮化硅、耐热合金铸铁升液管已经收到良好效果。

二、离心铸造

在砂型、金属型和压力铸造中，当液体金属浇注和凝固时，铸型处于静止状态，铸件是在重力或压力作用下成型的。离心铸造是将液体金属浇入高速旋转的铸型中，使其在离心力

作用下充填铸型并形成铸件。

1. 离心铸造的分类

按照铸型旋转轴在空间的位置可将离心铸造分为立式和卧式两大类。

立式离心铸造时，铸型绕垂直轴旋转（见图 8-28 (a)）。当液态金属浇入铸型后，经过一段时间金属液便获得与铸型相同的角速度而处于相对静止状态。在重力作用下，金属液的自由表面呈一旋转抛物面，并与铸件的自由表面完全一致（见图 8-28 (b)），最终形成了上薄下厚的圆筒形铸件。铸件愈高，其上、下壁厚差就愈大。故立式离心铸造机主要用来生产高度小于直径的圆环类铸件（有时也可浇注简单的异形铸件）。

在卧式离心铸造中，铸型绕水平轴旋转（见图 8-29 (a)），金属液的自由表面为圆柱面。由于重力作用，金属液在垂直平面圆中的运动速度是变化的，金属液与铸型之间始终有相对运动。根据水力学连续流原理，可知铸型上部金属液的厚度大于下部，液体金属的自由表面中心与旋转轴心形成了一个偏心度“ e ”（见图 8-29 (b)）。铸型转速愈快，偏心度“ e ”愈小。

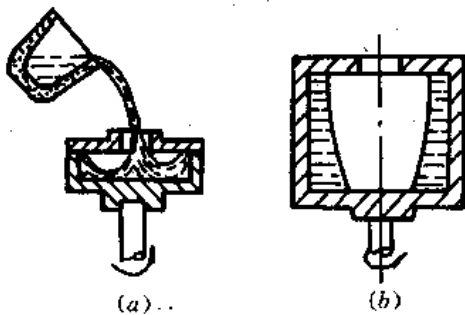


图 8-28 立式离心铸造示意图

(a) 离心铸造过程 (b) 液体金属的自由表面

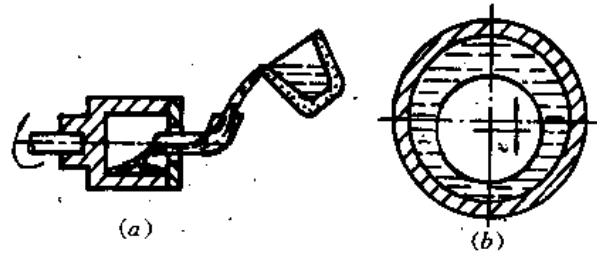


图 8-29 卧式离心铸造示意图

(a) 离心铸造过程 (b) 液体金属的自由表面

尽管凝固初期金属液自由表面中心与铸型轴心发生偏移，但最终铸件的内表面中心与铸型旋转中心是重合的（即 $e=0$ ）。这是由于在铸件凝固过程中，铸型四周的冷却条件相同，每旋转一周，型壁内表面各点均要经过圆周上的所有位置，其机会是相等的。因此随着凝固层从型壁向自由表面的均匀增长，这个偏心度逐渐减小，直到铸件凝固完毕时全部消失，铸件内腔最终具有正确的圆柱形自由表面。卧式离心铸造主要用来生产长度大于直径的套筒类铸件和双金属铸件。

2. 液体金属的离心力和非金属夹杂物的去除

当铸型以一定的转速旋转时，在液体金属中便产生了离心力。作用于单位体积金属液上的离心力为

$$F = 9.8 \times \left(\frac{n\pi}{30}\right)^2 \frac{r}{g} \gamma = 1.1 \left(\frac{n}{10}\right)^2 r \gamma \quad (8-19)$$

式中 F ——离心力；

n ——铸型转速；

r ——液体金属距回转轴的距离；

γ ——液体金属的密度；

g ——重力加速度。

由式(8-19)可以看出,作用于液体金属质点上的离心力与金属液的重度、质点与轴线的距离以及铸型转速的平方成正比。由此可知,当液体金属中含有与其重度不同的杂质质点时,由于所受离心力的不同,杂质质点将沿径向朝内或向外运动。因此,在离心铸造中那些重度小于液体金属的杂质和气体,将以比普通铸造方法大若干倍的力向自由表面运动,从而避免了铸件中含有杂质。当然,当杂质的重度大于液体金属的重度时,如轻合金中氧化夹杂物 Al_2O_3 和 MgO 等,就停留在铸件中。

另外,在考虑杂质去除时,还要考虑铸型的冷却速度。当凝固层向内推进的速度大于在离心力作用下的浮移速度时,杂质就冻结在铸件中。

3. 离心铸造中的金属凝固特点

当铸型高速旋转时,施加在液体金属上的离心力对铸件的凝固过程有着极其重要的影响。这些影响是:

(1) 促进顺序凝固。当铸型的转速足够大时,在离心力的作用下,液体金属中析出的晶体移向型壁,促使铸件由外向内顺序凝固,消除了铸件内的缩孔、缩松和气体缺陷。对于结晶时有膨胀的合金(如过共晶铝硅合金),其结果恰好相反,凝固由内、外两面进行,内表层将产生缩孔和缩松。

(2) 增强补缩。在离心力作用下,金属液的每个质点都具有比普通铸造大得多的“活力”,以克服枝晶间的毛细管阻力而向外运动,而且愈向外移动所受离心力愈大,从而增强了晶间补缩,保证获得致密铸件。

(3) 细化晶粒。在离心铸造中,内外层液体金属间以及液体金属和凝固层的速度差阻碍了树枝晶的发展,使晶粒细化。然而,当金属液获得与铸型相同的转速时,这种细化作用也就停止了。

4. 离心铸造中液体金属的浇注

在离心铸造中,通常采用专门的浇注槽进行定量浇注。由于刚浇入的金属液,不易立即获得与铸型相同的速度,容易产生飞溅。因此浇注时应使金属液从浇注槽流出的方向与铸型内表面的运动方向相切(见图8-30),并要尽可能避免因浇注引起铸型的局部过热。

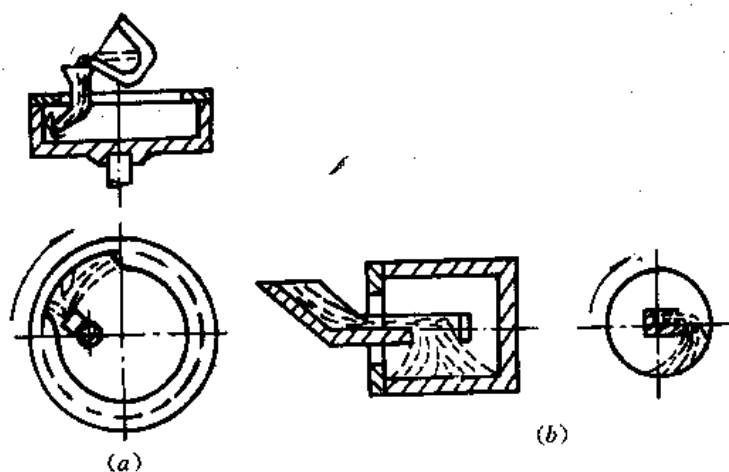


图8-30 离心铸造中金属液的浇注
(a) 立式离心铸造 (b) 卧式离心铸造

思考与练习

1. 试说明熔模铸造用模料有何性能要求?
2. 熔模铸造中常用的耐火材料有哪几类? 它们各适用于何类铸件的生产?
3. 型壳用粘结剂有哪几种? 试分析它们的粘结机理。
4. 硅酸乙酯为何要水解? 叙述硅酸乙酯的水解过程, 并说明应该注意的事项。
5. 硅溶胶、水玻璃、硅酸乙酯粘结剂型壳的干燥和硬化工艺有何本质的区别?
6. 如何才能防止熔模熔失过程中型壳的开裂?
7. 熔模铸造用型壳为什么浇注前必须进行焙烧?
8. 与砂型铸造相比, 金属型铸造有哪些工艺特点?
9. 何谓金属型的热平衡? 在生产过程中如何保证热平衡?
10. 为什么说涂料是金属型铸造工艺规范中的重要工艺因素?
11. 在金属型铸造中, 倾斜回转浇注有何好处? 它适应于哪类铸件的生产?
12. 压力铸造有何特点? 其优、缺点是什么?
13. 在压铸型设计中, 为什么要设置分流器和溢流槽?
14. 在压力铸造中, 金属液的充填速度与哪些因素有关? 如何调整?
15. 普通压铸件为什么不能进行焊接和热处理?
16. 在精速密压铸中, 压铸件的浇注系统与普通压铸件有何不同?
17. 低压铸造有何优点? 金属型低压铸造的加压工艺为什么要分四个阶段?
18. 离心铸造最突出的工艺特点是什么? 简述它的应用范围。
19. 试分析离心铸造中产生如下缺陷的原因:
 - (1) 铸件内、外圆不同心;
 - (2) 铸件外表面有气孔和夹杂缺陷。

参 考 文 献

- [1] 王乐仪等编,《特种铸造工艺》,国防工业出版社,1984年。
- [2] 熔模铸造编写组编,《熔模精密铸造》,国防工业出版社,1981年。
- [3] 王乐仪译,《轻合金铸件浇注系统》,国防工业出版社,1982年。
- [4] 何培之主编,《铸造材料化学》,机械工业出版社,1981年。

第九章 铸造合金熔炼

要获得优质铸件，首先应根据所铸零件的结构特点、使用合金，选择合理的铸造方法，优化工艺设计；同时，还必须熔炼出成分合格、性能好、纯净的合金熔体，方能浇铸出无冶金缺陷的优质铸件。为此，我们必须掌握各类合金的冶金物理、化学特性，结合生产实际，制订出正确的熔铸工艺，以获得优质、低耗、经济的合金熔体。

第一节 铸造铝合金的熔炼

一、铸造铝合金的性能特点

(1) 铝是一种银白色的轻金属，密度 ρ 小（约 2.7 g/cm^3 ）、比强度 (σ_b/γ) 高，故在航空工业上得到广泛应用。交通运输业为降低能源消耗，亦出现了所谓“铝化”、“轻化”现象。

(2) 铝虽是一种相当活泼的金属，但在大气中它的表面会形成一层牢固而致密的氧化膜，保护内部不被氧化，故铝是抗腐蚀的好材料。铝愈纯，抗腐蚀性愈好。

在高温下，大多数铝合金熔体表面均有一层固态的、不溶于铝的、致密的氧化膜。因此铝合金在熔炼时，一般无需采用专门的防氧化措施，加之纯铝的熔点仅为 $660\text{ }^\circ\text{C}$ ，故其熔炼设备亦较简单。

(3) 大部分铸造铝合金均有较小的结晶温度间隔，因此铝合金一般有良好的充型能力，较小的热裂、缩松倾向，易于铸出大型复杂薄壁零件，亦适用于砂型、金属型、压铸等多种铸造方法。

(4) 铝合金的体收缩大，容易在最后凝固处生成大的集中缩孔和缩松，而且铝的密度小，其压头亦小，因此铝铸件需要较高大的冒口，并配合使用冷铁，以保证补缩。一般浇冒口占铸件重量 $50\sim 150\%$ 。

(5) 浇注系统方面，因铝合金密度小，浇注时易产生涡流、飞溅现象而形成夹杂 (Al_2O_3) ，且铝熔体和夹杂的密度差小，夹杂不易从铝熔体中自行排出，因此除中小型金属型铸件外，一般不采用顶注式浇注系统而用扩张式浇注系统。

二、铸造铝合金的分类及用途

为满足各种工程需要，铸造铝合金中大都含有某些合金元素，以获得所需要的性能。常用铸造铝合金按所含基本元素不同可分以下几类：

1. Al-Si类 ($\geq 5\%$ Si)

此类合金具有优良的铸造性能和良好的抗腐蚀性，并兼有一定的综合机械性能，故应用最为广泛。其使用量占铝铸件总产量的 60% 以上。其中以Al-Si-Mg系的ZL101、ZL104，Al-Si-Cu-Mg系的ZL105及Al-Si共晶合金ZL102应用最多。

2. Al-Cu类 ($\geq 4\%$ Cu)

此类合金室温机械性能高，同时具有很好的高温机械性能（适用于 225~300℃ 条件下工作），但铸造性能较差，尤其易产生缩松、热裂。主要作为高强度合金及耐热合金使用。

3. Al-Mg 类 ($\geq 5\%$ Mg)

此类合金具有很高的综合机械性能和优良的抗腐蚀性，切削加工性好，但熔铸工艺较复杂，废品率高，生产成本亦较高，且铸件的机械性能欠稳定、欠均匀。

4. Al-Zn 类

此类合金具有可自行淬火、自然时效的机制，故具有较高的机械性能。但密度大、铸造性能较差，而加入硅及少量镁的 ZL401 合金，其铸造性、焊接性、切削加工性均良好，广泛用于压铸及汽车、坦克等工业上。

常用铸造铝合金的化学成分、性能及用途，综合于表 9-1。

三、铝合金熔炼过程的基本原理

熔炼铝合金的任务是提供化学成分合格、温度适当、均匀纯净的铝熔体，使得铸件有致密的组织和优良的性能。否则在铸件中会产生多种铸造缺陷，如针孔、缩孔、夹杂等。

(一) 铝熔体中的气体和夹杂

铝及其合金在大气中熔炼时，与空气中的氧、氮、水蒸气等气体接触，相互作用如下。

1. 铝熔体与氧的作用

氧是铝的强氧化剂，在一般熔炼条件下，热力学稳定相是氧化铝。即铝熔体表面生成一层不溶于铝的、固态的、致密的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜，其致密度系数 $\alpha > 1$ （纯铝为 1.28），故这层薄膜能阻止铝熔体继续氧化。这一特性决定了铝的熔炼无需采用特殊的防氧化措施（铝-镁合金除外）。但是， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的密度 (3.47 g/cm^3) 与铝接近，颗粒细，比表面积大，混入熔体中不易与熔体分离；同时， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜与熔体接触的内表面结构致密，与大气接触的外表面结构疏松，并有大量的 $\phi(5\sim 10)\times 10^{-10}\text{ m}$ 的小孔，故吸湿性强，即使在通常的熔化温度下， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜上仍吸附有 1~2% 的水，若在熔、铸过程中，将其混入熔体，势必增加熔体中的气体及氧化夹杂。若熔炼温度过高（接近 900℃）或高温下（800℃）长时间静置， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 将转变成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。此时，氧化膜的保护性变差，氧化速率加快。因为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转化为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 时，密度增至 3.97 g/cm^3 ，体积收缩 13%，从而不能在熔体表面形成连续的致密膜。同时，高温会使熔体氧化加剧，夹杂显著增多，熔体粘度加大，流动性降低，熔体吸气倾向明显增加，导致合金的机械性能（特别是延伸率、疲劳强度等）急剧下降，促使铸件在热处理时起泡，在切削加工过程中开裂，并恶化切削加工性。因此，铝合金的熔炼温度一般应控制在 750℃ 左右，个别情况不超过 800℃，熔炼时间亦应尽量缩短，从加料至浇注完毕，最多不超过 8 h。图 9-1 表明熔炼温度及保温时间对铝氧化的影响。

加入合金元素对铝的氧化能力及氧化膜结构有一定影响。铜、锰、锌、铁、硅等合金元素为非表面活性物质，不影响铝的氧化过程。其表面膜变为由上述元素的氧化物在 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 中的固熔体 ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MeO}$ 尖晶石型化合物)，并且能促进体积比 $V_{\text{MeO}}/mV_{\text{Me}} > 1$ ，表面膜仍是致密的，能阻止铝熔体的继续氧化。相反，若加入除铍以外的碱及碱土金属（钾、钠、锂、钙、锶及镁等），所形成的氧化膜疏松多孔，这些元素与氧的亲合力大于铝，表面活性大，蒸气压高，因此，显著地增加了铝合金的氧化性，见图 9-2。

表 9-1 常用铸造铝合金的成分、性能^①及用途

合金代号	主要元素(%)										杂质含量不大于(%)										铸造 ^② 及热处理状态	σ _b (MPa)	σ _s (%)	HB(5/250/30)	铸造性能 ^③			用途						
	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	其他	Al	Fe		Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	Zr	Ti+Zr	Be	Ni					Sn	Pb	其他		杂质总和	S	J ^④	抗缩松倾向	流动性	抗热裂倾向
									S ^⑤	J																								
ZL101	6.5~7.5		0.25~0.45					余量	0.5	0.9		0.2		0.30	0.35			0.15	0.1		0.010	0.05		1.0	1.4	S, T ₅	192	2	60	4	5	5	有较高的韧性,用于承受中等载荷的零件,例如泵壳体、齿轮箱等	
ZL101 A	6.5~7.5		0.25~0.45				0.08~0.20	余量	0.2	0.2		0.1		0.1	0.10						0.010	0.03		0.6	0.6	S, T ₅	231	4	80	4	5	5	机械性能要求较高的飞机、发动机零件,工作温度不超过200℃	
ZL102	10.0~13.0							余量	0.7	1.0		0.30	0.10	0.1	0.50	0.20								2.0	2.2	SB, T ₂	133	4	50	5	5	5	机械性能要求不高的飞机附件,仪表压铸件或形状复杂的薄壁件,工作温度不超过200℃	
ZL104	8.0~10.5		0.17~0.3		0.2~0.5			余量	0.6	0.9		0.11		0.25				0.15			0.010	0.05		1.1	1.4	SB, T ₆	222	2	70	4	5	5	用于200℃以下工作的、承受较大载荷的发动机零件,例如压缩机缸、承力框架、汽缸等	
ZL105	4.5~5.5	1.0~1.5	0.4~0.6					余量	0.6	1.0				0.3	0.5			0.15	0.1		0.010	0.05		1.1	1.4	S, T ₅	212	1	70	4	4	4	用于225℃以下工作的、承受较大载荷的飞机、发动机零件,例如增压器外壳、导气管、燃烧室头等	

续表

合金 代号	主要元素(%)										杂质含量不大于(%)										铸造 ^① 及热 处理 状态	σ _b (MPa)	δ ₅ (%)	HB (5/250 /30)	铸造性能 ^②			用途
	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	其他	Al	Fe		Ti	Zr	Ti + Zr	Be	Ni	Sn	Pb	其他	杂质总和 S J ^③	不低于								
									S ^④	J										抗缩松 倾向					抗流动性 倾向	抗热裂 倾向		
ZL201	4.5 ~ 5.3				0.6 ~ 1.0	0.15 ~ 0.35		余量	0.25 0.3	0.3	0.05	0.2	0.1						1.0	1.0	330	4	90	3	2	2	有良好的综合机械性能,可承受大的动载荷,可用于在300℃以下工作的承受变动载荷的零件	
ZL202	9.0 ~ 11.0						余量	1.0	1.2	1.2	0.3	0.8	0.5	0.5					2.8	3.0	163	—	100	3	3	2		
ZL203	4.5 ~ 5.0						余量	0.8	0.8	1.2	0.05	0.1	0.2	0.1	0.01	0.05			2.1	2.1	212	2	70	2	1	1	用于在225℃以下工作的,承受中等载荷和形状简单的零件,例如:踏板、杠杆、轴衬	
ZL301			9.5 ~ 11.0				余量	0.3	0.3	0.3	0.1	0.15	0.15	0.20	0.07	0.05	0.01		1.0	1.0	280	9	60	1	3	3	用于80℃以下工作的,承受大的冲击载荷和耐腐蚀性要求的零件,例如水上飞机、船舶零件	
ZL303	0.8 ~ 1.3		4.5 ~ 5.5		0.1 ~ 0.4		余量	0.5	0.5		0.2	0.2							0.7	0.7	143	1	55	2	3	3	用于150℃以下工作的,承受中等载荷和耐腐蚀性要求高的飞机零件	

续表

合金代号	主要元素(%)											杂质含量不大于(%)											铸造及热处理状态	σ _b (MPa)	δ ₅ (%)	HB (5/250/30)	铸造性能 ^④			用途					
	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	其他	Al	Fe		I	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	Zr	Ti+Zr	Be	Ni	Sn	Pb					其他	杂质总和 S J ^⑤	σ _b (MPa)		δ ₅ (%)	HB (5/250/30)	抗缩松 倾向	流动性	抗热裂 倾向
	S ^⑥		J	Cu Mg		Zn	Mn	Ti	Zr	Ti+Zr		Be	Ni	Sn	Pb	其他																			
ZL305			7.5~1.0	9.0~1.5		0.1~0.2	Be 0.03~0.1	余量	0.3		0.2	0.1			0.1									0.9	S, T ₁	290	8	90	1	3	2	用于 200℃以下工作的、承受中等载荷和在腐蚀介质下工作的飞机零件			
ZL401	5.0~8.0		0.1~0.3	9.0~13.0				余量	0.7	1.2	0.6			0.5										1.8	S, T ₁	192	2	80	4	5	4	可作压铸合金。工作温度不超过 200℃, 用于汽车、坦克制造业			
ZL402			0.5~0.65	5.0~6.5		0.15~0.25	Cr 0.4~0.6	余量	0.5	0.8	0.3	0.25		0.1									0.05 共 0.15	S, T ₁	222	4	65	2	2	2	可用作高速旋转的密封件及精密仪表零件				

注: ① 铸造铝合金的主要元素、杂质含量及机械性能均按 GB 1173-86 铸造铝合金技术标准
 ② S—砂型, B—变质处理, T₁—人工时效, T₂—退火, T₃—淬火, T₄—淬火不完全时效, T₅—淬火完全时效
 ③ 流动性和抗热裂抗缩松倾向定为五级标准: 5 最优; 4、3、2 逐渐降低; 1 最差
 ④ S, J 分别表示砂型铸造及金属型铸造

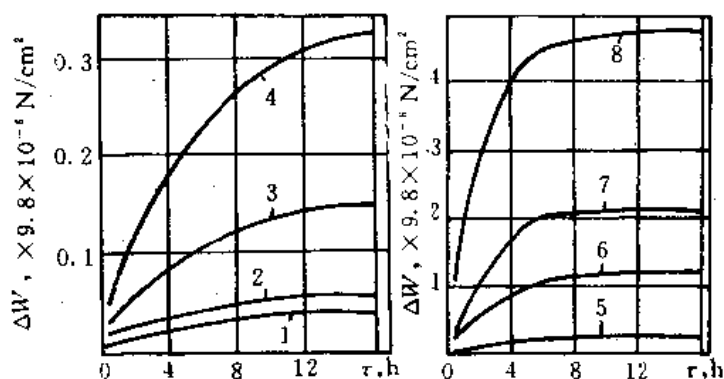


图 9-1 铝试样氧化增重 ΔW 与温度及保温时间 τ 的关系

1—640 °C 2—700 °C 3—750 °C 4, 5—800 °C 6—850 °C
7—900 °C 8—1 000 °C

铍可显著降低铝熔体的氧化速率。如对 Al-Mg 合金添加 0.01% 的铍，其氧化速率可降至与纯铝熔体相当的水平。因为铍是表面活性元素，富集于熔体表面，氧化后生成 BeO，体积为铍的 1.71 倍，能堵塞氧化膜的空隙使之致密，因而提高了合金的抗氧化性。

细化元素钛、锆、硼等，不恶化氧化膜的保护性。

2. 铝与水汽的作用

铝及铝合金中所含气体总量的 70~90% 是氢，因而铝及铝合金的含气量可近似地认为是含氢量。氢主要来源于炉气中的水汽。铝熔体遇水发生如下反应：



在熔炼时， Al_2O_3 成为氧化夹杂物，氢则溶入熔体，增加熔体中气体的含量。图 9-3 的试验证明：炉气中水汽含量越多，熔体与炉气接触时间越长，则铝熔体吸气倾向越大。

尤应指出，铝熔体与水汽的反应比它与氧的反应更剧烈，即使大气中只有少量水汽，也足以与熔体发生式 (9-1) 反应，产生大量的氢。

通常，固态铝表面上的天然氧化膜大多被水化，即除了基本成分为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 外，还含有水化物变体 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 及 AlOOH 。铝及其合金放置在潮湿的地方，表面水化物特别多，形成灰白色的粉末，俗称“铝锈”。在高于 400 °C 条件下，才逐渐分解出 Al_2O_3 和 H_2O ，水与铝又将产生式 (9-1) 反应，生成的氧化铝又成为夹杂，氢溶入熔体中，这是增氢的又一因素，故铝及其合金料应储存在干燥的库房中。

氢的另一来源是燃料中未充分燃烧的碳氢化合物以及混入炉料中的其他有机物。碳氢化合物与熔融铝反应如式 (9-2)，反应生成的氢溶于铝熔体中。

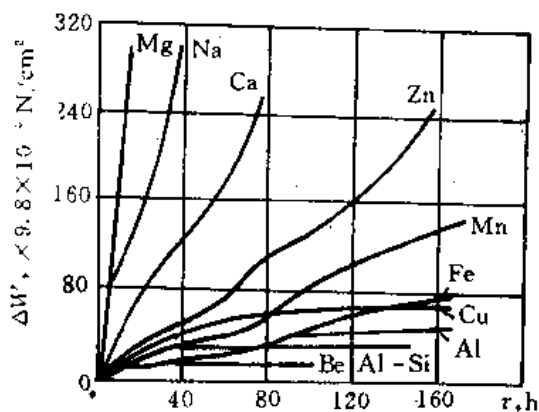


图 9-2 几种元素对铝氧化增重的影响



3. 铝熔体与其他气体的作用

氮几乎不溶于铝熔体中。高温时，氮与铝作用可生成氮化铝，但在 750~800℃ 以下，因氧化铝膜的隔离作用及生成氮化铝的自由能负值较小，铝与空气中的氮几乎不发生反应。

氩、氦等惰性气体不与铝反应，但它们和氮气一样也含有水汽和氧气。即使水汽和氧气的含量很低，但由于氧化铝的分解压极低，铝熔体还是程度不同地被氧化。

铝熔体与二氧化碳作用可生成 Al_2O_3 、 Al_4C_3 、C 等。经热力学计算表明：铝熔体与氧、水汽的反应要比与 CO_2 的反应强烈得多，所以 CO_2 与铝熔体的反应几乎可以不考虑。

4. 铝熔体中的气体与夹杂

铝熔体中的气体以氢为主，此外还有少量的 CO_2 、 N_2 等；非金属夹杂物以氧化铝为主，此外还有 AlN 、 Al_4C_3 等。它们多起源于铝与水的作用，氢大部分以间隙原子溶解于铝中，并为吸热反应。因此，氢在铝中的溶解度的大小与温度及氢的分压有关。氢在铝中的溶解度随温度变化值见表 9-2。由表 9-2 可知，在固态铝中氢的溶解度很小，熔化时则急剧增加，这是由于溶解的氢原子沿空位分布的结果。

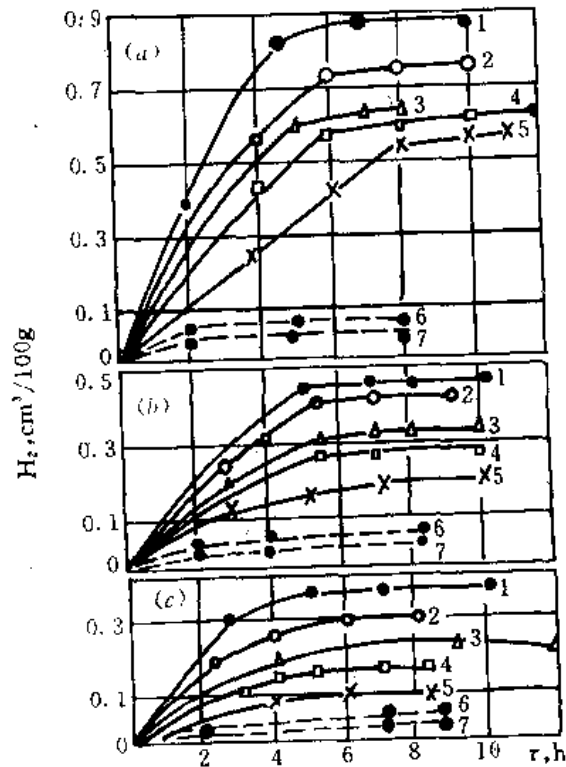


图 9-3 铝熔体中含氢量与炉气温度、接触时间的关系

(a) AMr₆ (b) AK₆ (c) A31
 炉气中水汽含量：1—100~120 g/m³
 2—70~80 g/m³ 3—15~18 g/m³
 4—5.2~6.4 g/m³ 5—1 g/m³
 6—0.3 g/m³ 7—0.016~0.022 g/m³

表 9-2 不同温度下氢在铝中的溶解度

温度 (°C)	300	400	500	600	660 (固)	660 (液)	700	800
溶解度 (cm ³ /100 gAl)	0.001	0.005	0.012	0.026	0.036	0.69	0.92	1.67

熔体凝固时，析出过饱和的氢而产生气泡（针孔）。针孔不仅造成外观缺陷，而且对拉伸、冲击、疲劳、耐压等机械性能以及对抗腐蚀性、抗应力腐蚀、阳极化等化学性能均带来有害影响，并影响导电、导热等物理性能，这些均是造成铝制品中一些主要缺陷的根源。因为铝

从液态到固态，氢的溶解度约减小为 1/18，显而易见，铝铸件中的氢乃是恶化其质量的重要因素。

氢主要以原子状态溶入铝熔体中外，还可以分子态的极细小气泡吸附在氧化夹杂上，与夹杂一起存在于熔体中。大量研究表明：铝熔体中氢含量与氧化物的含量密切相关，如氧化物含量为 0.002% 及 0.02%，则每百克熔体中相应的含氢量为 0.2 cm³ 和 0.35 cm³。实践也证明：熔池底部氧化夹杂的浓度高于上部，则其含气量亦是底部高于上部，故底部的熔体不宜浇注铸件。氧化夹杂与氢往往是共生而共存的。如果只排除铝熔体中的原子态氢，而不排除吸附在夹杂上的分子态的氢（小气泡），则熔体中的含氢量也难以降至较低的水平。

(二) 铝熔体的处理

用于浇注铸锭或铸件的铝熔体，均需进行某些处理，如精炼、细化晶粒（孕育处理）以及铝硅合金的变质处理等，以获得纯净、组织细密的优质铸锭或铸件。

1. 精炼

氢及非金属夹杂是污染铝熔体的主要物质，它们主要来源于铝-水作用。在生产中，水可通过空气中的水蒸气，原材料上的表面膜，熔化、浇注工具以及熔剂等多种途径进入熔体中。熔化温度的高低，工艺操作的好坏均影响熔体中气体及夹杂物的含量。为此，除了严格控制各工艺环节，尽量减少铝-水、铝-氧反应外，必须对铝液作精炼处理，尽量去除熔体中的气体及夹杂。这种除气、除杂质的过程叫精炼。下面对几种常用的精炼方法作一介绍。

(1) 浮游法

多数铸铝车间通常采用浮游法精炼铝熔体。其基本原理是在铝熔体中通入气体（Cl₂、N₂ 等）或加入能产生气体的物质（ZnCl₂、C₂Cl₆ 等），生成气泡。由于气泡中氢的分压 $p_{H_2} = 0$ ，溶于熔体中的氢在压力差的作用下，会自动不断地向气泡内扩散，直至气泡中氢的分压与铝熔体中氢的浓度符合关系式

$[H] = K \sqrt{p_{H_2}}$ 时，才达到平衡。氢以气泡为载体，

浮至熔体表面而逸出。同时，气泡表面还能自动吸

附夹杂物（因铝熔体与氧化夹杂不相润湿，能满足气泡自动吸附夹杂的热力学条件， $\sigma_{夹杂-熔体} + \sigma_{气泡-熔体} > \sigma_{气泡-夹杂}$ ），夹杂物将随气泡一起排至熔体表面，形成熔渣（浮渣），夹杂物表面吸附的小气泡亦逸入大气，扒去熔渣，得到纯净的铝熔体。浮游法精炼原理示意图见图 9-4。

精炼用的气体应满足两个基本条件：① 不溶于铝熔体中；② 不与熔体中的元素发生反应，以免生成不易排除的新的夹杂物。

浮游法精炼常用两类精炼剂：

气体精炼剂：如氯气、氮气、氩气等。

固体精炼剂：如氯化锌、氯化锰、六氯乙烷等，其中六氯乙烷应用最多。

两类精炼剂在铝熔体中产生两种气体：即活性气体及非活性气体。

活性气体包括氯气、氯化氢、三氯化铝等含氯、氟的气体，它们的沸点低（如三氯化铝升华温度为 177.8℃），在铝熔体中均呈气泡，精炼效率高，是非活性气体无法比拟的，但污染环境。

活性气体精炼效果好的原因，是它们不仅以其物理作用对铝熔体精炼；同时，还通过与

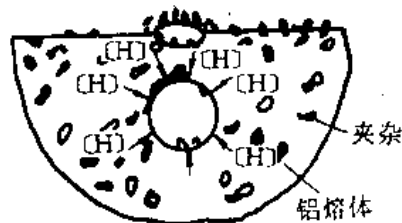
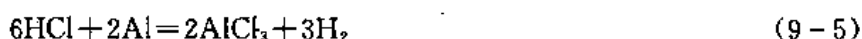


图 9-4 浮游法精炼示意图

铝发生化学反应来排除氢，其反应式如下：



更重要的是氯或氯化物与铝的亲合力强，它们被吸附在覆盖有氧化膜的精炼气泡上（因精炼气体中常含有水汽及氧），能透过氧化膜与铝熔体反应，生成气态的氯化铝，使气泡表面氧化膜破裂，从而大大提高了熔体中的氢向精炼气泡内渗透的渗透率，消弱或抵消精炼气体中水汽和氧的影响。

为提高活性气体对铝熔体的精炼效果，可把六氯乙烷与氟硅酸钠（ Na_2SiF_6 ）、氟锆酸钾（ K_2ZrF_6 ）混合起来使用。氟盐与铝的反应不如氯化物激烈，它们与铝熔体作用产生气态氟化物如 SiF_4 、 BF_3 、 AlF_3 等，其精炼机理除与氯化物相同外，还因氟化物的吸附能力强，它不仅吸附氧分子，还吸附氧化膜表面活化中心吸附着的氧离子，从而在氧化膜表面形成 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{F}_2$ 型氟氧络合物，堵塞了氧及水蒸气通向熔体的孔隙，但氢仍能透过薄氧化膜而扩散出去。

氯化物对铝熔体含氢量的影响，见图 9-5。

气体氯化物和气体氟化物与铝及合金元素发生强烈反应，尤其同表面活性元素镁、钠、锂、锶的反应更剧烈。因此用氯气或六氯乙烷处理含镁的铝合金时，镁将会生成氯化镁而损耗，镁的损耗率，随熔炼工艺条件的不同而变化，可从百分之几至百分之几十。温度高，含镁量多，则损耗率大。对含镁量少，而要求成分波动小的合金，可在精炼后加镁，如 ZL101、ZL104 等。为便于排除精炼过程中形成的氯化镁（熔点 718°C ），精炼温度最好不低于 720°C 。

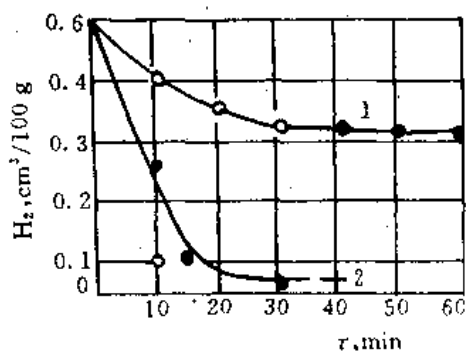


图 9-5 氯化物对铝熔体含氢量的影响
1—无熔剂 2—在坩埚底放 $\text{NaF} + \text{CaF}_2$

非活性气体在铝的一般熔炼温度下，几乎不与铝产生化学反应，故可直接用于精炼铝熔体，但除气速度较慢，精炼效果较差。其原因是它们只有物理精炼作用。此外，它们均程度不同地含有水及氧，故精炼效率的高低与它们自身的纯净程度有关。这类精炼剂的主要优点是不造成环境污染。

下面以六氯乙烷为例，介绍精炼工艺：

六氯乙烷加入铝熔体后，产生式（9-6）反应



反应分解出的氯与铝熔体又产生式（9-3）、（9-4）、（9-5）反应。六氯乙烷不吸潮，其用量与铝合金的成分及纯净程度有关。含镁的 ZL101 合金，六氯乙烷用量约占炉料重量的 0.5~0.7%，不含镁的 ZL102 约占 0.2~0.4%。

精炼温度多取 $700\sim 740^\circ\text{C}$ （ZL102 取中下限、ZL101 取中上限）。

精炼时间一般要求 8~12 min。为减缓六氯乙烷的反应速度，延长其作用时间，应把六氯乙烷压成饼状（压制得越紧越好），分 3~5 次用带孔的钟罩，分批连续压入熔体下部，同时在水平方向缓慢移动。直至反应结束，静置 10 min 后，扒去浮渣，方可浇注。

精炼效果的好坏，除与选用的精炼剂有关外，精炼工艺参数选择是否得当也有重要的

影响。

(2) 熔剂法

铝合金用熔剂一般均由碱金属及碱土金属的卤素盐的混合物组成。其主要成分是氯化钠、氯化钾、氟化钠、氟硅酸钠、冰晶石 (Na_3AlF_6) 等, 在铝的熔化温度下, 呈熔融状态, 故称为熔剂。

熔剂的精炼作用表现在以下几个方面: ① 熔剂能改变熔体表面氧化膜的状态。多数铝熔体表面有一层致密的、坚韧的氧化膜, 氢对这种膜的渗透性极差, 严重地阻碍了氢向熔体外的析出。若在铝熔体表面覆盖一层熔剂, 使氧化膜破碎为细小颗粒, 并将它吸附到熔剂中, 氧化膜不再阻碍氢的外逸, 氢就能顺利地透过液态的熔剂层而逸入大气中; ② 熔剂层的存在能隔绝大气中水汽及氧与铝熔体的接触, 减少氢进入熔体的机会; ③ 熔剂能润湿吸附铝熔体内的非金属夹杂物及夹杂物表面上的小气泡。

氯化钠与氯化钾的共晶混合物 (45%NaCl+55%KCl) 是铝合金熔剂中最基本的成分, 如果再添加少量的氟盐 (1.5%CaF₂ 或 3~5%Na₃AlF₆), 将显著提高熔剂的精炼能力。

熔剂法精炼的特点是去除夹杂的能力强, 故熔剂法精炼多用于铝-镁合金及重熔切屑、废边, 以及小块回炉料。由于在熔剂覆盖下熔化, 亦可减少氧化烧损。

熔剂法精炼操作如下: 将充分干燥的熔剂 (熔剂均吸潮, 必须彻底去除水分) 均匀地撒在熔体表面, 用搅拌器或搅拌勺上下搅拌 5 min, 使熔剂尽量分散地混入熔体中去, 静置 10 min 后, 吸附夹杂的熔剂滴汇集上浮, 扒净表面熔渣。熔剂用量与合金种类有关, 通常为炉料重量的 0.5~1.0%, 铝镁合金为 2.0~4.0%。

(3) 过滤法

过滤精炼是铝熔体流经过滤器进行过滤, 使熔体中弥散细小夹杂物被滤器表面吸附, 较大的夹杂物被滤器机械阻拦, 从而达到净化熔体的目的。目前, 用于清除铝熔体中非金属夹杂物和金属夹杂物的过滤精炼方法有以下几种。

(a) 网状滤器过滤。网状滤器过滤的原理是机械阻拦大于网孔的粗大夹物。网孔尺寸越小, 过滤净化效果亦越好。但在普通过滤条件下, 铝熔体靠重力作用难以通过尺寸小于 0.5 mm×0.5 mm 的孔眼。

根据用途不同, 生产上使用多种材质的网状滤器。型内过滤常用冲有小孔的铁基滤片、层状金属网、纤维过滤网等。

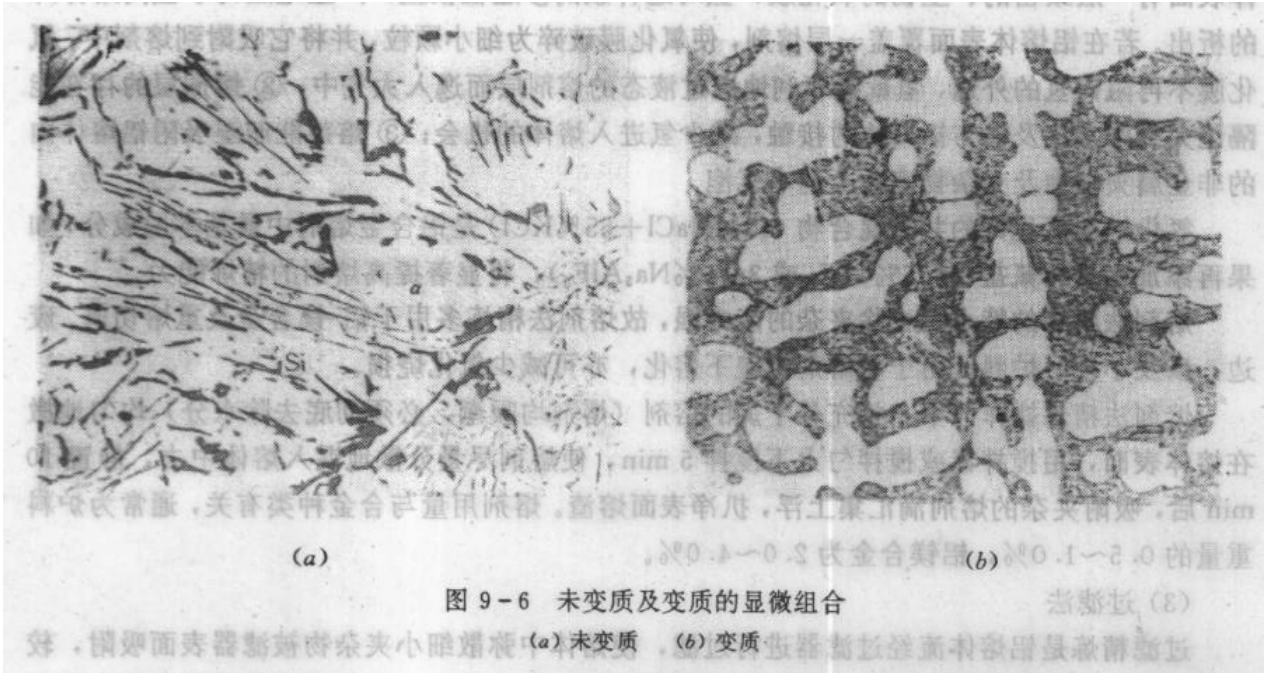
网状过滤器结构简单、价格低廉、使用方便, 可在铸型中任何地方安放, 并对熔体的温度及流动速度影响不大, 安放过滤网后还能使浇口易于切除。

(b) 颗粒床滤器过滤。这种过滤方法常用于连续铸锭和转注金属。铸件生产中很少采用。滤器由大小不同的颗粒状物质组成, 颗粒间形成的通道弯曲、细小, 熔体在重力或金属剩余压力作用下, 以不同的速度流经这些曲折通道时, 由于颗粒与熔体的接触表面积大, 从而起到除渣作用。

(c) 陶瓷介质过滤。这十几年来, 在铸造界引起广泛重视的是泡沫陶瓷过滤器, 它既可用于电解铝从还原槽流至静置炉间的过滤, 熔化炉至静置炉间的过滤, 又可用于熔体注入型腔的过滤。据报导, 这种滤器能捕捉熔体中尺寸为 2 μm 的杂质微粒, 效率可达 99%, 过滤效果显著。对铝-镁合金的延伸率可提高 50% 以上。

2. 变质

铝硅系合金是铸造铝合金中应用最广的一类合金，尤其是铝硅亚共晶型、共晶型合金。这类合金具有优良的铸造性能，但其中的共晶硅常常呈粗大板片状或针状，影响合金的强度，严重恶化塑性。因此，这类合金通常都进行变质处理，使共晶硅变成细小颗粒状，见图 9-6。从断口上看：未变质的为脆性断口，断口上有亮点，为灰色粗晶粒；变质的为塑性断口，银色绒状细晶粒。变质处理后合金的强度，尤其是延伸率，大大提高。故变质处理是提高铝硅合金机械性能的重要途径。



(1) “钠”变质

钠盐是传统的变质剂，应用最广，效果好且稳定。其主要成分为氟化钠，它与铝的反应如下：



被还原出来的钠进入铝熔体中，对共晶硅有良好的变质效果。

由于氟化钠的熔点较高(980℃)，它与铝反应时，还能生成熔点更高的冰晶石(1010℃)。氟化钠与铝界面间生成的冰晶石阻碍两者之间的继续反应，故常加入氯化钠、氯化钾等助熔剂，降低熔点。由氯化钠、氯化钾、氟化钠组成的三元变质剂在变质温度下处于熔融状态，有利于变质反应进行。此外，熔融态的变质剂覆盖后，亦能减少铝的氧化与吸气。

“钠”变质有以下几个主要问题：

(a) 变质有效时间短。“钠”变质有效时间短，仅 30~40 min。这是因为钠沸点低(883℃)，化学性质极活泼，处于铝熔体中的钠会不断挥发及氧化烧损。

(b) 变质使合金的粘度增大，流动性降低，铸件易产生针孔和夹渣的缺陷。

钠的密度为 0.968 g/cm³，熔点 97.8℃，是铝的表面活性元素，易富集于熔体表面，并极易与氧、水汽反应，产生大量的氢及氧化物，导致熔体吸气及氧化。严重时可在铸件断口上可见到“白点”缺陷。

(c) 钠盐变质剂腐蚀铁质坩埚及熔炼工具，导致熔体受铁质污染；具有挥发性的含钠氟

盐、氟盐变质剂，会腐蚀设备，污染环境。

关于钠变质的机理研究十分活跃，迄今尚无完善的定论。但对下述问题的看法基本一致。诸如：通过扫描电镜观察得知，钠能改变共晶硅的生长方式。它一方面抑制硅晶体的板片状生长；另一方面又促使硅晶体分支生长呈水草状（或珊瑚状）。钠不增加共晶硅的结晶核心，变质前后共晶团的数量基本无变化。

下面以三元变质剂（45%NaF+40%NaCl+15%KCl）为例，介绍变质处理的工艺过程：在730~760℃的铝熔体表面上均匀地撒上一层占金属料重量2~3%的变质剂，在此温度下保持10~15min，然后将其打碎压入熔池，适当搅拌2min左右，扒去表面熔渣，即可浇注。为防止变质失效，熔体应当在0.5h左右浇注完毕。变质工序一般在精炼以后进行。

（2）非“钠”变质

由于“钠”变质存在上述种种问题，于是人们研究了非“钠”变质剂锶（Sr）、铋（Sb）、碲（Te）、钡（Ba）、锆（Zr）、稀土元素等。它们以中间合金或盐类形式加入，并已在生产中开始应用。

（3）高硅铝合金的变质

高硅铝合金是指含硅量为共晶或大于共晶成分的铝硅合金，常用的高硅铝合金含硅量为18~24%。此类合金含有较多的硅晶体。它们硬度高（ $HV=9.81\times 10^9\sim 12.75\times 10^9$ Pa），膨胀系数约为铝的1/3。因此合金具有很高的耐磨性和低的膨胀系数，最适于制造活塞。这类合金必须经过变质处理，以细化粗大、多角的块状初生硅及粗针状共晶硅。否则，合金的机械性能很差，尤其是延伸率极低（几乎测不出），切削加工更为困难，以至无法应用。

磷对初生硅的细化最有效，其次为硫、砷等。磷常用磷-铜中间合金形式加入，也可用磷酸盐混合熔剂等形式加入。磷在铝熔体中生成高熔点的AlP化合物，作为初生硅的异质晶核，故磷的加入，对初生硅起细化作用。

3. 细化晶粒（孕育处理）

孕育处理是向铝熔体中添加少量物质，促使熔体内部生核，从而细化铝或铝合金的基体晶粒。这种工艺日益受到人们的重视。晶粒细化不仅能提高合金的机械性能，而且对改善合金的流动性，减小裂纹倾向，以及区域偏析等缺陷，促进补缩，提高铸件的致密度也有良好作用。

影响晶粒大小有两个基本因素：即熔炼工艺和晶粒细化剂。熔炼温度高、持续时间长，晶粒将变粗。这是由于存在于铝熔体中起晶核作用的难熔质点，部分地熔化、聚集、上浮、下沉，致使晶核数减少所致。通常，Al-Cu系、Al-Si系、Al-Mg系合金的熔体温度，应分别不超过800℃，750℃，700℃。生产实践表明：对熔体是否予以充分搅拌，亦直接影响晶粒尺寸。如Al-Cu-Mn系合金用Al-Ti、Al-B、Al-Zr等中间合金作细化处理时，由于这些中间合金比重大、熔点高，若不充分搅拌，浇出的铸件晶粒大小不等，并会形成金属间化合物的偏析，如TiAl₃、ZrAl₃、(TiB)Al₃等，导致合金机械性能下降。

细化元素钛、硼、锆、钒、铋等均对铝及其合金的基体晶粒有细化作用。其中细化效果好，应用最多的是钛。大量事实证明，钛和硼同时加入对晶粒的细化要比单独加钛更好，而且抗细化衰退的能力也强得多。实践证明：Al-5%Ti-1%B的中间合金，具有最佳的细化效果。细化元素的作用机制，一般认为是它们能在铝熔体内形成大量弥散的、难熔的晶核核心它们是TiAl₃、AlB₂、ZrAl₃、(TiB)Al₃等。

晶粒细化的效果取决于细化剂的原始状态及其添加量、细化剂加入熔体的工艺方法、细化处理后熔体的静置时间和温度。

细化剂的形式有中间合金、盐类混合物 (K_2TiF_6 、 KBF_4 等与 $NaCl$ 、 KCl 的混合物)；中间合金棒 (丝) 等。中间合金应用最早，盐类细化剂近年来的应用日益广泛。

四、铸造铝合金的熔炼与浇注

合金的熔炼与浇注是铸造生产中的主要环节之一。严格控制熔炼与浇注的全过程，对防止或减少铸造缺陷，提高成品率起着重要作用。

铝熔体具有吸气 (氢) 倾向大、氧化能力强、易溶解铁三大特点。故在熔炼与浇注过程中必须采取可靠的措施，预防和消除氢、氧化夹杂及铁杂质。

(一) 炉料的准备及质量控制

1. 原材料必须有合格的化学成分及组织

入厂的合金锭除分析主要成分及杂质含量外，尚应检查低倍组织及断口。断口上不应有缩孔或气孔；针孔应在二级以内，局部不应超过三级 (不超过受检面积的 25%)。

2. 炉料的保管及处理

炉料应贮存在温度变化不大、干燥的仓库内。各种炉料应按种类、成分及品级做出标记，分别存放，专人管理。每批炉料必须附有成分化验单。

炉料使用前应经吹砂处理，以去除表面的锈蚀、油脂、砂粒等污物。表面较干净的铝合金锭及金属型炉料可不经吹砂，但应清除铁质过滤网及镶嵌件等。所有炉料入炉前均应预热，以去除水分，缩短熔炼时间，减少合金吸气，预热温度为 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 左右，时间 3 h 以上。

(二) 坩埚及熔炼工具的准备

熔炼铸造铝合金常用铁质的坩埚及熔炼工具，使用前必须吹砂去除铁锈、加热、烧除附着的水分及可燃物。然后，在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 左右喷涂防护性涂料，再升温彻底烘干，方可使用。

(三) 熔炼温度及熔炼时间的控制

熔炼温度过低，不利于合金元素的溶解以及气体和夹杂物的排除；增加形成偏析、冷隔、欠铸的倾向；亦不利于冒口的补缩。有资料指出，所有铝合金的熔炼温度至少要达到 $705\text{ }^\circ\text{C}$ ，并应进行搅拌。熔炼温度过高，不仅浪费能源，更严重的是导致吸氢量增加，晶粒粗大，溶铁量增多，铝及合金元素氧化、烧损严重。从而降低合金的机械性能、铸造性能，恶化切削加工性，削弱变质处理的效果，降低铸件的气密性。同时，在工艺操作上应尽量缩短铝熔体在炉内的停留时间，做到快速熔炼。

生产实践证明，把合金液快速升温至较高的温度，进行合理搅拌，以促进所有合金元素的溶解 (特别是难熔金属元素)。扒除浮渣后，迅速降温浇注。这样，偏析程度最小，溶解的氢亦少，有利于获得均匀、致密、机械性能高的合金组织。

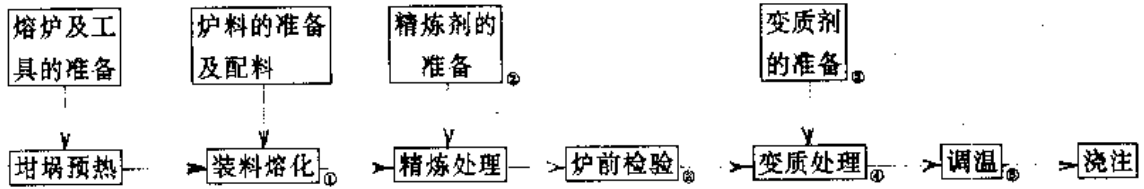
(四) 铝熔体的浇注

尽管铝熔体表面上的氧化膜可防止其继续氧化，但这种氧化膜与铝熔体的密度差小，将其搅入熔体中，浮沉速度慢，难以从熔体中排除，致使铸件中形成气孔、夹杂。所以，转送、浇注铝熔体的关键是尽量减少熔融金属的搅动，尽量减少熔体与空气的接触。采用倾转式坩埚炉转注熔体时，应将浇包尽量靠近炉嘴，并倾斜放置，使熔体沿着浇包的侧壁下流，不致直接冲击浇包底部，从而避免翻动和飞溅。在浇注时，浇包口与浇口杯的距离应尽可能接近，

液流应保持平稳，不能中断，不能直冲浇口杯的底孔，浇口杯自始至终应充满，液面不得翻滚。距坩埚底部 50~100 mm 以下的铝熔体，不宜浇注铸件。

(五) 典型铸造铝合金的熔炼

1. 铸造铝合金的熔炼工艺流程



下面以 ZL 104 合金 (8~10.5% Si, 0.17~0.3% Mg, 0.2~0.5% Mn, 其余为 Al) 为例, 对上述工艺流程加以说明:

① 装料顺序。坩埚加热至暗红色 (500~600 °C) 后, 先装入预热过的回炉料, 再按次序加 Al-Si 中间合金、纯铝锭, 待全部熔化后升温至 690~710 °C, 加入经预热的 Al-Mn 中间合金, 并轻轻搅动熔体, 加速其溶解, 使各处成分均匀, 然后在 680~700 °C 将镁块迅速压入铝熔体内 (温度高, 则镁的烧损大)。

② 精炼剂和变质剂的准备。它指的是要充分去除水分、碾碎、混合均匀后并保持干燥, 潮湿不仅会增加合金中的气体、夹杂, 甚至会引起铝液的飞溅, 而发生事故。

③ 炉前检验。它是指要浇注含气量试样及成分分析试样。如果超过规定, 则必须重新精炼及调整成分。

④ 变质处理。这不是各种合金均需此道工序。变质后一般亦应观察试样断口, 检验变质效果。

⑤ 调温。它是把金属温度调整到浇注温度。

2. 典型铸造铝合金的熔炼要点

铸造铝合金的牌号很多, 下面举出三种有代表性的铸造铝合金的熔炼工艺要点。

(1) ZL104 合金的熔炼要点

ZL104 合金的熔炼要点为: 控制合金元素镁的含量及限制杂质铁的含量。

镁因熔点低、易氧化, 不同的熔炼工艺, 可使镁的烧损量变化很大, 而镁量的少许变化就会明显地影响合金的机械性能。由此可见, 熔炼 ZL104 合金的关键之一是控制好镁的含量。镁的烧损量与加镁方式、熔炼温度、保温时间等工艺因素有关。加镁时如合金液的温度高 (700 °C 以上), 精炼温度高且时间长, 并用氯或氟化物精炼, 则镁的烧损量就大。在生产中只有工艺稳定, 使镁的损耗率稳定, 才能控制所需的镁含量。

另一个需要严加控制的是铁的含量。铁对大多数铝合金是极有害的杂质, 尤其对铝硅系合金危害更大。铁易溶于铝熔体中, 但在固态铝中的溶解度极微 (最大溶解度为 0.04%), 在铝硅系合金中通常形成粗大针状的硬脆 β 相 ($Al_3Fe_2Si_2$ 化合物)。 β 相能穿过 α (Al) 的晶粒, 大大削弱基体, 恶化合金的机械性能 (尤其塑性)。此外, β 相比 α (Al) 相的电极电位高, 两者电位差大, 易发生电化学腐蚀, 因而铁也降低了合金的抗腐蚀性。

合金中的铁通常来自炉料、坩埚及熔炼工具。在熔炼过程中, 铁质坩埚及工具会不断溶入铝熔体中, 因此对炉料中的含铁量要加以限制, 一般应不大于 0.45%。经过熔炼, 含铁量

应不大于技术条件的规定(砂型铸造、金属型铸造、压铸,分别不大于0.6%、0.9%、1.0%)。

(2) ZL201合金的熔炼要点

ZL201合金为Al-Cu系合金,化学成分为4.5~5.3%Cu、0.6~1.0%Mn、0.15~0.35%Ti,余量为Al。杂质 $Fe \geq 0.3\%$ 、 $Si \geq 0.3\%$ 、 $Mg \geq 0.05\%$ 、 $Zn \geq 0.2\%$ 、 $Ni \geq 0.1\%$ 。

生产实践指出,此合金配料成分最好为:5%Cu、0.8%Mn、0.3%Ti、余量为Al。这样能保证有良好的机械性能。

ZL201合金的熔炼主要应掌握以下三点:

第一,控制好钛量,加速钛的溶解,防止钛的偏析;第二,严格限制铁、硅等杂质;第三,加强搅拌。

因为该合金以加钛形成 $TiAl_3$ 作为结晶核心,使晶粒细化。但 $TiAl_3$ 的密度(3.37 g/cm³)比铝大,当铝熔体中含钛量较高(大于0.24%),静置时间较长(超过20 min)时, $TiAl_3$ 化合物会聚集、长大、下沉,而减少合金中的含钛量。其严重后果是降低合金的机械性能(尤其是塑性大大下降),影响合金的流动性,使铸件易产生热裂、缩松等一系列缺陷。

铁、硅减少了铜、锰在 α (Al)中的溶解度,并与锰、铜形成不溶性的 $Al_{10}Mn_2Si$ 粗大脆性相及CuMnFe化合物,使ZL201合金的室温及高温机械性能均急剧下降。

必须严格控制炉料质量,纯铝应用牌号为Al99.7,回炉料的加入量不大于60%,铜、锰、钛以Al-50%Cu、Al-10%Mn、Al-3%Ti的中间合金形式加入。最好在感应炉中熔炼,使其有电磁搅拌作用;使用石墨坩埚及石墨棒搅拌,对减少铁杂质含量最为有利。

(3) ZL301合金的熔炼要点

ZL301合金为Al-Mg系合金,成分为9.5~11.5%Mg,其余为铝,对铁、硅杂质限制严格,均不大于0.3%。

熔炼ZL301合金务必注意以下几点。

第一,必须采取有效措施防止镁的氧化燃烧;第二,准确地控制温度,严防超温;第三,对铁硅杂质要严加限制。

由于ZL301合金含镁量高,熔体表面形成以MgO为主的疏松氧化膜,不能阻止镁的氧化燃烧,故熔炼ZL301合金必须采用防护措施。目前采用两种防护性熔炼方法:一是在以光卤石为基的保护熔剂下熔炼;二是加钛、铍并采用精炼熔剂熔炼。

ZL301合金对熔炼温度非常敏感,温度过高不仅增加氧化、吸气,而且使晶粒变粗,铸件缩松严重,机械性能下降。所以在熔炼和浇注过程中应准确控制温度,不许超过700℃,熔炼时间要尽可能短,从炉料开始熔化至浇完最多不超过5 h。

ZL301合金铸件易产生“黑色断口”的缺陷,使机械性能急剧下降,而造成铸件大量报废。这种缺陷多出现在铸件的厚大部位。它与熔炼温度过高、时间过长、合金液严重氧化以及精炼效果不好有关。实践证明,对厚大铸件,应在降温趋势下达到规定的浇注温度时进行浇注较为合理(特别是我国北方的冬季)。否则,铸件表面以下3 mm深度范围内几乎全是黑色断口,表面缩松明显。

铁和硅在ZL301合金中分别形成不溶于 α (Al)的 $FeAl_3$ 及 Mg_2Si 化合物,显著降低合金的机械性能。铁还降低合金的抗腐蚀性。因此,炉料应用Al 99.7牌号的纯铝锭,特别应防止与铝硅类合金混料。镁可用Mg 99.8的牌号。回炉料一般不多于50~55%。在配料计算时,对炉料中铁、硅含量应进行校核。根据生产经验,在正常情况下,合金每熔炼一次,铁量约

增加 0.08%，硅量基本不变。因此，在配料时，通常铁应限制在 0.2% 以下。此合金不能在粘土及粘土石墨坩埚中熔炼，因坩埚中的二氧化硅与铝、镁反应，还原出来的硅会污染合金。

第二节 铸铁的熔炼

铸铁是含碳量大于 2.11% (通常 2.8~3.5%) 的铁碳合金。工业上使用的铸铁是以铁、碳、硅为主(硫、磷为杂质)的多元合金。铸铁的成分范围一般为: 2.4~4.0% C, 0.6~3.0% Si, 0.2~1.2% Mn, 0.2~1.2% P, 0.08~0.15% S。由于铸铁的生产成本低, 铸造性能好, 便于切削加工, 减振性及耐磨性好, 缺口敏感性低, 故在机器制造业中得到广泛应用。铸铁件通常占机器设备总重量 50% 以上, 是极其重要的铸造合金。

铸铁的种类较多, 有不同的分类方法。根据碳在铸铁中存在的形式不同, 可分为:

(1) 白口铸铁

断面呈银白色, 其中碳除微溶于铁素体外, 全部以 Fe_3C 形式存在。这种组织非常硬脆, 难以机械加工, 故很少应用。

(2) 灰口铸铁

断面呈灰色, 其中碳除微溶于铁素体外, 全部或大部以石墨形式存在。它在工业中应用最广。

(3) 麻口铸铁

断面有黑白相间的麻点, 其组织中既有石墨, 又有莱氏体, 故也很硬脆, 难以机械加工, 很少直接用于制造零件。

根据铸铁中石墨形态的不同, 灰口铸铁又可分为: 普通灰口铸铁 (简称灰铸铁), 其石墨呈片状; 可锻铸铁, 其石墨呈团絮状; 球墨铸铁, 其石墨呈球状; 蠕墨铸铁, 其石墨呈蠕虫状。

根据化学成分, 铸铁可分为普通铸铁和合金铸铁。后者是指含硅量大于 4%、含锰量大于 2%, 或含有钛、钒、钼、铬、铜等元素的铸铁, 它们常具有或耐蚀或耐磨或耐热等性能。

一、铸铁的性能

(一) 灰铸铁

它在机械制造中占有重要地位, 其产量占各类铸铁总产量 80% 以上。

1. 灰铸铁的组织 and 性能

灰铸铁的显微组织是由金属基体 (珠光体、铁素体及珠光体加铁素体) 和片状石墨组成。此外有少量非金属夹杂物, 如硫化物 ($Fe-FeS-Fe_3C$ 三元共晶、 MnS)、磷化物 ($Fe-Fe_3P$ 二元共晶、 $Fe-Fe_3P-Fe_3C$ 三元共晶) 等, 它们常位于晶界上, 降低了机械性能。

与铸造碳钢相比, 灰铸铁的使用性能有以下特点:

(1) 机械性能。灰铸铁的抗拉强度和弹性模量比钢低得多, 通常仅 120~250 MPa, 而塑性和韧性近于零, 属脆性材料。这主要是由石墨的存在而造成的。铸铁中的石墨与天然石墨没有什么区别, 其强度极低 ($\sigma_b < 20$ MPa, $HB \approx 3$, δ 近于零), 密度小 (约 2.25 g/cm³, 为铁的 1/3), 因此, 铸铁中占重量 3% 左右的游离碳就可形成占体积 10% 左右的石墨。所以, 可将灰铸铁视为布满裂纹的钢。由于石墨一方面使基体承载的有效截面积减少; 另一方面, 更

重要的是石墨片的尖端边缘处形成了缺口，造成应力集中，促使材料从局部开裂，并迅速扩展，形成脆性断裂。前者称为石墨的缩减作用，后者称为石墨的切割作用。这就是铸铁强度性能低，基体强度利用率仅 30~50%、脆性大的原因。

灰铸铁的机械性能与其石墨的数量、大小、形状和分布密切相关。石墨愈多、愈粗大、分布愈不均或呈方向性，其机械性能愈差。需要注意，石墨对灰铸铁的抗压强度影响不大，所以它的抗压强度与铸钢相近，一般达 600~800 MPa。

(2) 其他性能。石墨的存在使铸铁具有特殊优良的性能，如低的缺口敏感性，好的减震性及耐磨性；良好的切削加工性和优良的铸造性能（良好的流动性，线收缩值较小，热裂倾向、内应力和变形均较小）。

2. 影响铸铁组织和性能的因素

铸铁的性能取决于组织，而组织又取决于碳存在的形式。灰铸铁中的碳由两部分组成，即 $C_{总} = C_{石墨} + C_{化合}$ 。若化合碳为 0.8% 时，为珠光体灰口铁；化合碳 < 0.8% 时，为珠光体-铁素体灰铸铁；若全部碳都以石墨状态存在时，则为铁素体灰铸铁。因此，控制铸铁的组织性能，必须从控制铸铁的石墨化程度着手。影响铸铁石墨化的主要因素是化学成分和冷却速度。

(1) 化学成分

碳是形成石墨的元素。含碳量愈高，析出的石墨就愈多，愈粗大，而基体中铁素体的含量就愈多，珠光体的含量相对减少。反之，石墨析出量减少，而且细化。

硅是强烈促进石墨化的元素。硅量增加，石墨显著增多。

调整碳、硅含量，可得到不同的组织。图 9-7 是碳、硅含量与铸铁组织的关系图。I 为白口铸铁区；I₁ 为麻口铸铁区；II 为珠光体灰铸铁区；II₁ 为珠光体-铁素体灰铸铁区；III 为铁素体灰铸铁区。由图可见，碳、硅含量改变，铸铁的组织随之改变。碳、硅含量过高，生成强度、硬度很低的铁素体灰铸铁。反之，碳、硅含量过低，则容易出现硬、脆，难以加工的白口组织，并给熔化和铸造增加困难。

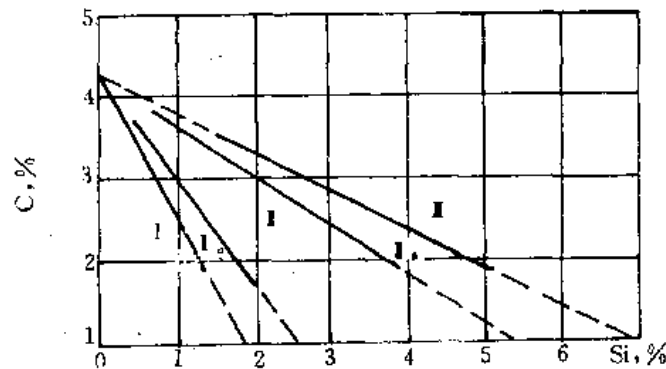


图 9-7 铸铁组织图(铸件壁厚 50 mm, 砂型铸造)

灰铸铁的碳、硅含量范围是：2.7~3.9% C, 1.1~2.6% Si。由于近共晶成分铸铁最容易获得，故以 3~3.5% C, 1.4~2.4% Si 最为常见。

硫是妨碍石墨化的元素。硫在铸铁中形成低熔点共晶体 (985 °C, FeS-Fe)，分布在晶界上，造成铸铁的热脆性，增加铸件的热裂倾向。此外，硫会降低铸铁的流动性，增加凝固收

缩率。因此，硫在铸铁中是非常有害的元素，一般控制在 0.15% 以下。

锰虽是阻碍石墨化的元素，但影响不大。在铸铁中，锰与硫形成 MnS 浮入熔渣，从而降低了硫的有害作用。此外，锰能提高基体的强度。铸铁中的含锰量通常为 0.6~1.4%。

磷对石墨化影响不大，但可降低铁水粘度而提高其流动性。当含磷量超过 0.3% 时，形成以 Fe_3P 为主的低熔点共晶，多分布在晶界。磷共晶硬而脆，提高了铸铁的耐磨性。磷过多时，磷共晶呈网状分布，增加铸铁的冷脆倾向。因此，一般来说，磷属有害元素，其含量控制在 0.3% 以下。

(2) 冷却速度

相同化学成分的铸铁，若冷却速度不同，其组织和性能也不同。从 9-8 所示三角试样断口可以看出：下部尖端处，冷却快，呈银白色，属白口组织；上部冷却慢，呈暗灰色，属灰口组织；在灰口和白口交界处属麻口组织。这是由于缓慢冷却，石墨得以顺利析出；反之，石墨析出受到抑制。为了确保铸件的组织性能，必须考虑冷却速度对铸铁组织和性能的影响。铸件的冷却速度主要取决于铸型材料和铸件的壁厚。

在铸型材料相同的条件下，不同壁厚的铸件因冷却速度的差异，铸铁的组织性能也随之而变，因此，必须按照铸件的壁厚选定铸铁的化学成分和牌号。

3. 灰铸铁的孕育处理

普通灰铸铁的最大弱点是强度低，组织性能受冷却速度的影响大。对灰铸铁进行孕育处理，是改善上述情况的有效措施。孕育处理是在出炉铁水浇注之前，加入一种能在铸铁凝固时成为石墨结晶核心的物质，增加石墨的结晶核心，使石墨化作用骤然提高，因此石墨细小分布均匀，并获得珠光体基体，从而提高了机械性能。用这种方法获得的铸铁称为孕育铸铁。所加入的物质称孕育剂。常用的孕育剂是硅铁 (75%Si)，加入量为铁水重量的 0.25~0.6% (厚壁铸件取下限)。孕育处理时，将硅铁均匀地加入到出铁槽中，由出炉的高温铁水冲入铁水包中，经搅拌扒渣后即可浇注。

为取得好的孕育效果，要求原始铁水中的碳、硅含量低 (一般 2.7~3.3%C, 1~2%Si)，这种铁水若不经孕育直接浇注，将形成白口或麻口组织。如若原始铁水中碳、硅含量高，则孕育处理后强度不仅未提高，反而有所降低。由于孕育处理过程中铁水温度要降低，故出炉铁水温度必须高达 1400~1450℃。

4. 灰铸铁的生产特点及其牌号

灰铸铁一般在冲天炉内熔炼，大多不需炉前处理，即可直接浇注。灰铸铁具有优良的铸造性能，可铸出薄壁、复杂铸件，一般无需冒口和冷铁，铸造工艺亦简便。由于灰铸铁浇注温度较低，因而对型砂的耐火度要求比铸钢低，中、小件多采用经济、简便的湿型铸造。灰铸铁件一般不需进行热处理，或仅需时效处理。

灰铸铁的牌号以其机械性能来表示。“HT”表示灰铸铁，其后数字为最低抗拉强度值。表 9-3 列出各牌号灰铸铁的性能和用途举例。

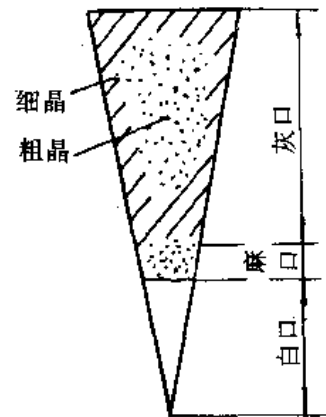


图 9-8 冷却速度对铸铁组织的影响

表 9-3 灰铸铁的牌号、性能和用途

类别	牌 号	铸件壁厚 (mm)	抗拉强度 (MPa)	硬 度 (HB)	组 织	用 途 举 例
普通灰铸铁	HT100	几乎所 有尺寸	100	87~140	铁素体+片 状石墨	负荷很轻, 不重要零件, 如 防护罩、盖板等
	HT150	15~30	150	110~179	铁素体-珠光 体+片状石墨	承受中等负荷的零件, 如机 床体、皮带轮, 法兰、泵体等
	HT200	15~30	200	134~222	珠光体+片 状石墨	承受中等负荷的零件, 如汽 缸、齿轮、机床床身、刀架、中 等压力阀阀体等
孕育铸铁	HT250	15~30	250	157~247	珠光体+片 状石墨	气缸、床身、齿轮、凸轮、飞 轮、轴座、衬套等
	HT300	15~30	300	168~272	珠光体+片 状石墨	承受高负荷、耐磨和高气密 性重要零件, 如活塞环, 液压 件, 重型机床床身等
	HT350	15~30	350	182~298	珠光体+片 状石墨	

(二) 球墨铸铁、可锻铸铁及蠕墨铸铁

1. 球墨铸铁

球墨铸铁是向出炉铁水中加入球化剂和孕育剂而得到的球状石墨铸铁。

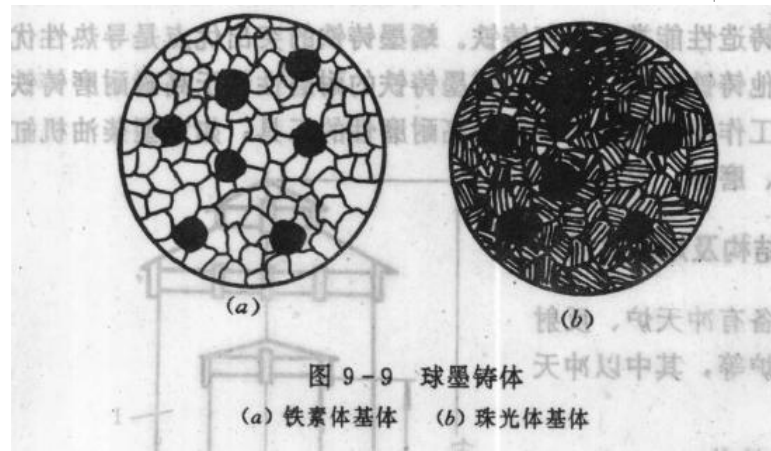
球墨铸铁随化学成分、冷却速度和热处理方法的不同, 可获得不同的组织。按基体组织可分为珠光体、铁素体两类球铁(图 9-9)。珠光体球铁强度、硬度高, 铁素体球铁塑性、韧性好。表 9-4 所示为球墨铸铁的牌号、性能和用途。

表 9-4 球墨铸铁的牌号、机械性能和用途举例 (GB 1348-78)

牌 号	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	a_k (J/cm ²)	HB	基 体	用 途 举 例
QT 400-17	400	250	17	60	≤179	F	汽车、拖拉机底盘零件
QT 420-10	420	270	10	30	≤207	F	阀体、阀盖
QT 500-5	500	350	5	—	147~241	F+P	机油泵齿轮
QT 600-2	600	420	2	—	229~302	P	柴油机和汽油机曲轴
QT 700-2	700	490	2	—	229~302	P	缸体、缸套
QT 800-2	800	560	2	—	241~321	P	
QT 1200-1	1 200	840	1	30	HRC38	B _T	汽车、拖拉机传动齿轮

球墨铸铁由于石墨呈球状, 对基体的割裂作用和应力集中现象大大减轻, 因此其机械性能要比灰铸铁高得多。通常球铁的抗拉强度与钢大体相当。球铁的塑性、韧性比灰铸铁大为

提高,其延伸率一般为2~10%,但冲击韧性比钢低。同时球铁仍具有灰铸铁的许多优良性能,如耐磨性、减振性和低缺口敏感性等。



球铁的工艺性能也较好。如铸造性能优于铸钢,可焊性优于灰铸铁。铸造工艺比铸钢简便,生产成本较铸钢低,投产快,一般铸造车间均可生产。目前,球铁已成功地取代了许多可锻铸铁和铸钢件,也取代了部分负载较重但受冲击不大的锻件。

2. 可锻铸铁

可锻铸铁又名玛钢,它是将白口铸铁经石墨化退火而成的一种铸铁。因其石墨呈团絮状,大大减轻了对基体的割裂作用,故抗拉强度显著提高(可达300~400 MPa)。尤为可贵的是它有着相当高的塑性与韧性($\delta \leq 12\%$, $\alpha_k \leq 30 \text{ J/cm}^2$),可锻铸铁就此而得名,其实它不能用于锻造。

可锻铸铁按照退火方法不同可分为黑心可锻铸铁(基体为铁素体)、珠光体可锻铸铁和白心可锻铸铁(我国尚极少采用)三种。黑心可锻铸铁的性能特性是塑性、韧性好,耐腐蚀性较高。珠光体可锻铸铁的强度较高,并可通过淬火等热处理进行强化。表9-5列出了常用可锻铸铁的牌号、性能和用途。

表 9-5 常用可锻铸铁的牌号、机械性能和用途举例 (GB 5679-85)

类别	牌 号	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	硬 度 (HB)	应 用 举 例
黑心可锻铸铁	HTH 300-06	300	6	≤ 150	水暖管件(如三通、弯头、阀门),机床扳手,汽车、拖拉机,转向机构,后桥壳,农机件,线路金属用具
	KTH 330-08	330	8		
	KTH 350-10	350	10		
	KTH 370-12	370	12		
珠光体可锻铸铁	KTZ 450-06	450	6	150~200	曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、万向接头、棘轮、扳手、线路金属用具
	KTZ 550-04	550	4	180~250	
	KTZ 650-02	650	2	210~260	
	KTZ 700-02	700	2	240~290	

注:试样直径为 $\phi 12$ 或 $\phi 15 \text{ mm}$ 。

3. 蠕虫状石墨铸铁

蠕墨铸铁是近年来发展起来的一种新铸铁，填补了灰铸铁与球墨铸铁之间的空白。其机械性能 $\sigma_b=360\sim440\text{ MPa}$ ， $\delta=1.5\sim4\%$ 。介于基体相同的灰铸铁和球墨铸铁之间，较接近于球铁。蠕墨铸铁的铸造性能类似于灰铸铁。蠕墨铸铁的突出优点是导热性优于球铁，且抗生长和抗氧化性较其他铸铁均高。此外，蠕墨铸铁的耐磨性优于高磷耐磨铸铁及孕育铸铁。故蠕墨铸铁用于制造工作温度较高的零件及高耐磨性的工具，如大型柴油机缸盖、制动盘、钢锭模、球磨机内衬、磨球、农具等。

二、冲天炉的结构及熔炼过程

熔炼铸铁的设备有冲天炉、反射炉、电弧炉、工频炉等，其中以冲天炉应用最广。

(一) 冲天炉的结构

冲天炉的结构见图 9-10。冲天炉一般由以下几部分组成。

1. 炉底和炉基

它们是炉子的基础，对整座炉子和炉内料柱起支承作用。

2. 炉体和前炉

炉体是冲天炉的基本组成部分。它包括炉身和炉缸。炉体的外部是钢板制成的炉壳，内部砌以耐火材料。炉身是冲天炉的主要工作区，上自加料口下缘，下至第一排风口中心线。鼓风机鼓出的空气经风带、风口而进入炉内，供焦炭燃烧之用。在风口以上 $0.6\sim1\text{ m}$ 处为熔化区。风口以下称为炉缸，其作用是保护炉底，汇聚铁水和炉渣进入前炉。炉缸底侧有一通道与前炉相接，熔化的铁水和炉渣都从此通道流入前炉。该通道称为过桥。前炉的作用是贮存铁水，并使铁水的成分、温度均匀，前炉的下部有出铁口，侧上方有一出渣孔。

3. 烟囱和除尘装置

烟囱的作用是利用充满其中的热气体所产生的几何压头，引导冲天炉炉气向上流动，经炉顶排出炉外。除尘装置的作用是消除或减少冲天炉废气中的烟尘与有害气体组分。

4. 送风系统

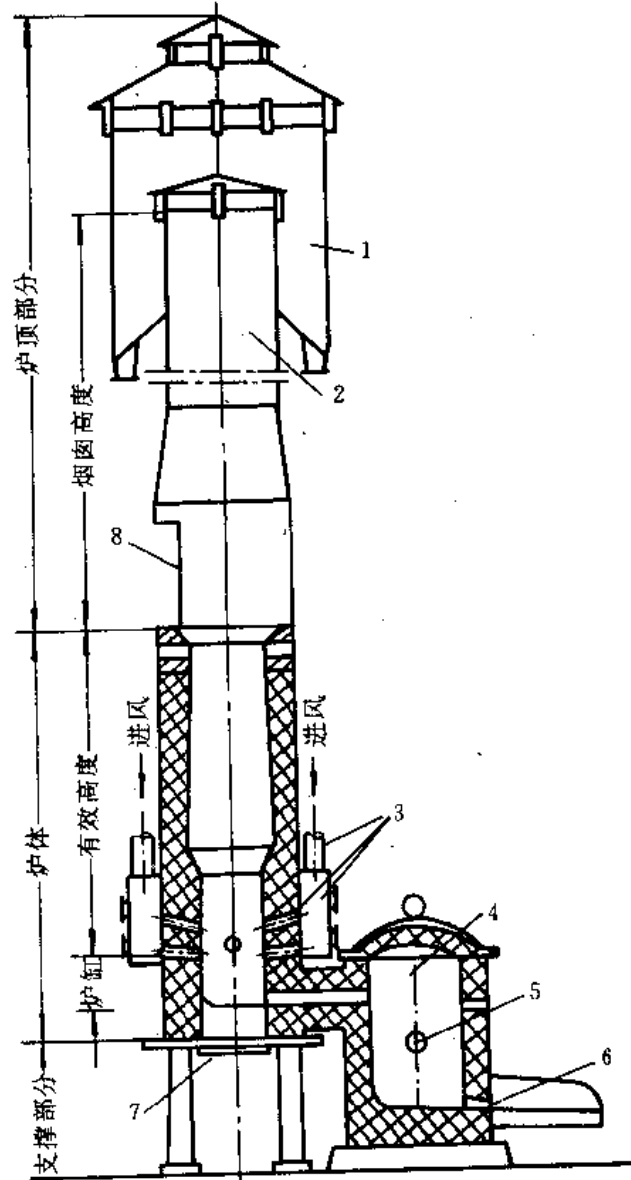


图 9-10 冲天炉

- 1—除尘器 2—烟囱 3—送风系统
4—前炉 5—出渣口 6—出铁口
7—炉底板 8—加料口

送风系统是指自鼓风机出口开始，至风口出口处为止的整个系统。

5. 热风装置

热风装置的作用是加热供底焦燃烧的空气，以强化冲天炉底焦的燃烧。

(二) 冲天炉的熔炼过程

冲天炉采用焦炭为燃料；金属炉料有铸造生铁锭、回炉铁（浇冒口、废机件）、废钢、铁合金（硅铁、锰铁）等；熔剂为石灰石，有时加入些萤石。

在冲天炉熔炼过程中，高温的炉气不断上升，炉料不断下降，在两者逆向运动中产生以下过程：底焦燃烧；金属炉料被预热、熔化和过热；冶金反应使铁水成分发生变化。因此，金属在冲天炉内为一熔炼过程，并非为简单的熔化过程。

1. 底焦的燃烧

冲天炉开风后，经风口进入炉内的空气与风口以上的底焦发生完全燃烧，产生 CO_2 、放出大量的热。炉气沿着底焦上升，剩余的 O_2 与焦炭继续燃烧，使 CO_2 不断增多，而 O_2 逐渐减少直到消失。从风口至炉气中 O_2 完全消失的区域，称为氧化带。炉气温度亦随 CO_2 浓度的升高而上升。氧化带最上层 CO_2 的浓度最大，故为炉温最高区，约 $1600\sim 1700\text{ }^\circ\text{C}$ 。

含有大量 CO_2 的高温炉气，在继续上升过程中与焦炭发生还原反应，生成 CO ，并吸收大量的热，因而使炉气中的 CO_2 减少、 CO 增多，炉温下降。当炉温降至 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 左右， CO_2 的还原反应不再进行。从氧化带最上层至还原反应停止的区域称作还原带。还原带最上层至加料口为预热带（区）。在预热带中既无氧气，炉温又低，仅起预热炉料的作用，故炉气成分基本不变。

风口以下的炉缸区，因无炉气流动，焦炭不燃烧。

冲天炉内炉气及温度的变化如图 9-11 所示。由图 9-11 看出，燃烧反应主要是在风口以上的底焦中进行。层焦的作用是补充底焦的消耗，以保持底焦的高度不变。

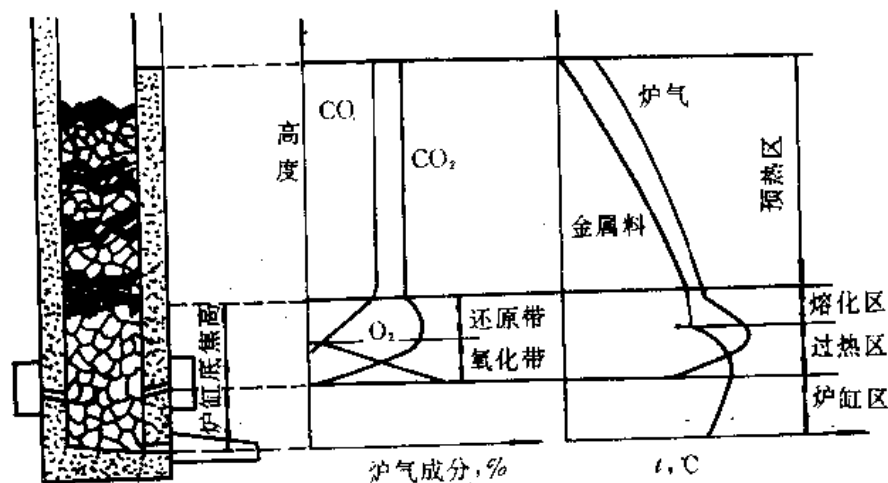


图 9-11 冲天炉内炉气成分及温度的变化

2. 炉料的熔化

金属炉料自装料口装入后，迎着上升的高温炉气下降，并被逐步加热至熔化温度，使底焦面上第一批金属炉料熔化。熔化后的铁滴，在底焦层内下落的过程中，被高温炉气和炽热

焦炭进一步过热，最后经炉缸和过桥进入前炉。随着底焦的燃烧损耗和金属炉料的熔化，料层逐渐下降，由层焦和批料不断加以补充，使熔化过程得以连续进行。

在炉气的热作用下，炉料中的石灰石在 700°C 左右分解成石灰与 CO_2 。前者是碱性氧化物，可与焦炭中的灰分和被浸蚀的炉衬材料等酸性氧化物结合成熔点较低、重度小的液态炉渣，这种炉渣较易与铁水分离、排出炉外。

三、冲天炉熔炼的控制

冲天炉熔炼的基本任务是获得成分和温度合乎要求的铁水，故冲天炉熔炼的控制是指在冲天炉正常工作的前提下，控制铁水的化学成分和温度。

(一) 铁水温度的控制

在冲天炉内存在着金属炉料与炉气，铁水与炉气，铁水与炽热焦炭之间的热交换。在冲天炉的结构不变的条件下，影响上述热交换的主要因素有送风、焦炭、炉料和底焦高度。只有控制好这几个因素，才能提高炉气温度，扩大高温区域（氧化带），缩小冷却区域（还原带），强化热交换，获得高温铁水。

1. 送风的控制

与送风有关的因素包括风量、风速、风温、风中氧的浓度。

(1) 风量

风量的大小，是指参与焦炭反应的空气量的多少，即参与燃烧反应的氧气量的多少。风量加大有两方面的影响：第一，强化焦炭的燃烧，提高炉气最高温度，扩大高温区，改善炉气与温度的分布（见图 9-12）。因此，强化炉内热交换，有利于铁水的过热；第二，提高燃烧速度，加快料层的下移，易于造成炉料预热不足，熔化区下降，过热区高度缩短，从而不利于铁水过热。上述两种截然相反的作用结果表明，冲天炉应有一个适宜的风量（最惠送风量）。在此风量下，铁水的温度最高。在其他条件一定时，最惠风量主要取决于铁焦比（熔化 100 kg 铁料与所消耗焦炭的比，例如铁焦比为 $10:1$ ，则焦耗量为 10 kg 焦/ 100 kg 铁）。焦耗量愈大（铁焦比愈小），最惠风强度愈高，铁水温度也愈高，见图 9-13。

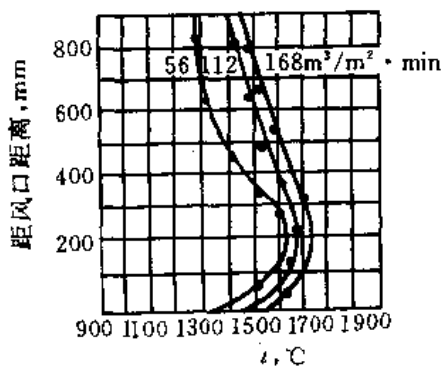


图 9-12 风量对炉气温度分布的影响

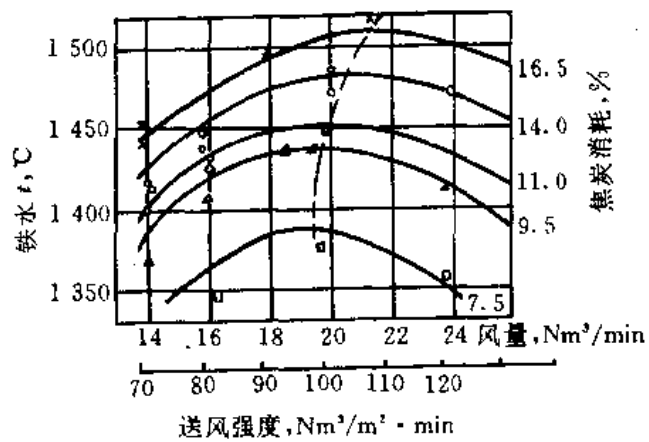


图 9-13 铁水温度与焦耗和风量的关系

(2) 风速

风速是指风口出口处空气的平均流速。在风量一定时，可改变风口截面积的大小，来调节风速。

较大的风速一方面可清除焦炭表面阻碍燃烧的灰渣，强化燃烧，提高炉气最高温度；一方面高速空气流易于深入炉子中心，改善炉气与温度的分布，这两种作用均强化热交换，利于铁水过热。

若风速过高，空气的冷却作用增加，恶化燃烧，并加大元素烧损。

因此，冲天炉应有一个合适的进风速度。合适的风速主要取决于焦炭含灰量与块度。含灰量高、块度小的焦炭，应采用较高的风速。我国小风口冲天炉的进风速度一般为40~80 m/s。

(3) 风温

提高风温，等于增加炉内的热源，加快燃烧速度和炉气最高温度，同时，有利于CO₂的还原反应，扩大还原区，缩小氧化区（高温区），由图9-14看出，当风温由20℃增至400℃时，炉气最高温度由1720℃增至1800℃，高温区由200mm降至120mm，但炉气总体温度提高，仍显著提高铁水温度。所以预热送风是获得高温的优质铁水、提高熔化率、降低熔炼损耗的有效措施。若利用冲天炉废气预热空气，还可提高炉子的热效率。

(4) 风中氧气的浓度

采用富氧送风，提高风中氧的浓度，可加速燃烧反应，缩短氧化带，扩大还原带，提高炉气最高温度，有利于铁水的熔化和过热。

富氧送风的作用相当于预热送风，提高风中氧含量3%，可达到400℃热风的效果，但原因不同，富氧送风的作用主要是降低了空气带入的氮气量，从而减少了用于加热氮气所消耗的热量。

2. 焦炭的控制

焦炭是烟煤粉碎后，经干馏得到的固体产物，是冲天炉熔炼铸铁的热源。我国铸造用焦炭一般有三种：焦化厂生产的铸造用焦、冶金焦化厂生产的冶金焦以及土焦。

对铸造用焦的要求是：发热值高（固定碳量高——焦炭中单质自由碳），一般固定碳80%；较低的灰分及挥发物；硫、磷杂质少；足够的强度、适当的块度；较低的反应性（即焦炭还原CO₂的能力）和较小的气孔率。

国内外实践证明，采用含灰量低的高碳焦炭，是提高冲天炉铁水温度的重要途径。焦炭中灰分，一方面阻碍碳的燃烧反应，一方面灰分形成渣，影响铁水与焦炭间的传导给热。

焦炭的块度适当加大，有利于铁水过热。因为，随着焦炭的块度增大，CO₂最高浓度区域上移，氧化带伸长，还原带缩短，从而扩大了高温区。若焦炭块度过小，由于炉内单位容积内的反应表面积过大，燃烧反应加速，氧化带缩短，还原带扩大，同时由于氧化带内还原反应发展较快，致使高温区域短，炉气最高温度降低。此外，小块焦炭增大送风阻力，空气难于深入炉子中心，致使炉气与温度分布不均匀，这些均对铁水过热不利。

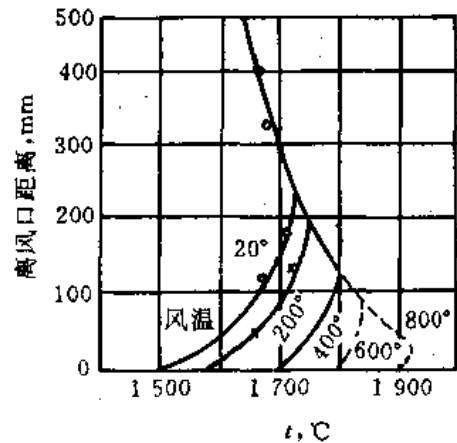


图9-14 风温对底焦层中炉气温度分布的影响

3. 金属炉料的控制

金属炉料的控制包括块度及纯洁度的控制。

块度大小要适宜。块度越大，其受热面积比越小，所需预热和熔化时间越长，从而使熔化区位置下降，过热区高度缩短，不利于铁水过热。并且块料过大，易造成卡料。故减小块度是提高铁水温度与热效率的有力措施。但块度过小，阻塞气流通，或造成严重氧化，碎铁工作量大，在经济上也不合算。

此外，金属料表面的铁锈和泥沙均阻碍料块受热，并形成熔渣，消耗热量，对铁水温度和质量均无益，应尽力避免。

4. 底焦高度的控制

合适的底焦高度是确保冲天炉进行正常热交换的基础，也是决定炉内各区位置的基本因素。因此，在熔炼过程中，必须严格控制底焦的高低，保证熔化区位于还原带的下层。因为此区的炉气氧化性弱，铁料在此熔化可以减少金属元素的烧损，同时，熔化的铁滴通过过热区被充分过热，出炉的铁水温度高。如若底焦高度过低，金属熔化部分已进入氧化带，金属熔化虽快，但氧化损耗加剧，过热区缩短，铁水温度低；底焦过高，金属炉料位于低温区，要待多出的底焦消耗到正常高度才熔化，因此熔化效率低，耗炭量大。

冲天炉底焦的正常高度随炉子类型、炉料状况和供风条件而异，大致变动在 700~2 000 mm 以上。炉子愈大，底焦高度也愈高。目前还没有计算底焦高度的一般公式。在开风后 5~7 min 内，在第一排风口处看到有铁滴下落，表示底焦高度基本合适。

铁水温度会随底焦高度的下降而降低，所以在生产中，当铁水温度下降不多时，可适当增加层焦量，逐步补充底焦，当铁水温度已显著下降，则必须追加补焦，并适当减小风量。

(三) 铁水化学成分的控制

冲天炉在熔化过程中，铁料与氧化性的炉气、炽热的焦炭、一定酸碱度的炉渣直接接触，将会产生某些冶金物理化学反应，致使铁料的化学成分产生某些变化。只有了解这些变化，才能控制铁水化学成分。

1. 含碳量的变化与控制

(1) 增碳与脱碳

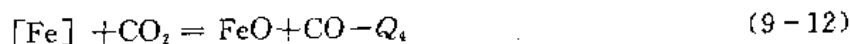
在冲天炉内存在着增碳与脱碳两种过程，铁水含碳量的变化是它们综合作用的结果。

增碳：冲天炉内铸铁的增碳，主要发生在铁水与炽热的焦炭直接接触过程中，焦炭中的碳不断溶入铁水，并在其中扩散，增碳过程可用式 (9-8) 表示



温度愈高或铁水原始含碳量愈低，铁水与焦炭的接触面积愈大，则碳在铁水中的溶解量愈多；扩散愈快，增碳量也愈多。由上分析可知，增碳作用主要在炉缸区及过热区中进行。

脱碳：冲天炉内铁水的脱碳，是由于炉气中 O_2 与 CO_2 作用下的直接脱碳和炉气通过 FeO 间接脱碳两种作用的结果，分别见式 (9-9) ~ (9-13)。



由脱碳的化学反应式看出，脱碳多为吸热反应。因此，温度高，炉气氧化性强，则脱碳反应就强烈。故脱碳作用在过热区进行得最强烈。

(2) 碳量的控制

炉料成分控制：铁水含碳量变化总是趋向于共晶含碳量（即饱和含碳量）。当所配铁料含碳量低于3.6%时，将以增碳为主；高于3.6%时，则以脱碳为主。鉴于铁料的含碳量一般低于3.6%，故多为增碳。必须明确，共晶含碳量只是在熔炼时，铁水含碳量变化的趋势。由于冲天炉内铁水含碳量的变化过程往往达不到共晶平衡状态，实际上，铁料含碳量低，铁水含碳量也较低。所以在制造孕育铸铁、可锻铸铁等低碳铸铁时，必须在铁料中配入一定比例的废钢。

其他条件控制：铁水的增碳主要来源于焦炭，故采用固定含碳量高的焦炭，提高底焦高度，采用块度小的焦炭有利于增碳。在焦耗一定的条件下提高风量，扩大了氧化带，炉气氧化性增强，炉子熔化效率提高，铁水下降速度快，利于脱碳。富氧送风或热风，使炉内温度升高的同时，缩短了氧化带，扩大了还原带，减弱了炉气的氧化性，有利于增碳。适当提高炉渣碱度，有助于清除阻碍增碳的焦炭表面上的酸性膜（ Fe_2SiO_4 等），有利于铁水增碳。

2. 硅、锰的氧化烧损与控制

(1) 硅、锰的氧化烧损

冲天炉炉气中总含有 O_2 及 CO_2 呈氧化性，硅、锰、铁等与氧的亲合力较大，在冲天炉熔炼过程中，都会被氧化烧损。氧化烧损有以下两种方式。

其一，直接氧化烧损。以硅为例，其反应如式（9-14）、式（9-15）。锰也有类似的反应。



其二，间接氧化烧损。铸铁中硅、锰含量相对于铁较低，主要以此方式烧损。



应当明确，金属元素的氧化烧损，主要发生在熔化区与过热区。

(2) 硅、锰量的控制

金属元素的氧化多数为放热反应，提高温度能抑制氧化烧损。炉气中 O_2 与 CO_2 的含量愈多，在炉内分布的高度愈大，炉气的氧化性就愈强，加重了氧化烧损，故熔化区应处于氧化性最弱的气氛中。金属料锰铁、硅铁中锰、硅含量愈高，元素与氧接触的几率就愈大，其绝对烧损量愈大。金属料块过大，熔化区会下移，铁水温度将下降，氧化烧损加大；若块料细薄，氧化表面积大，则在预热区内就严重氧化。此外，炉渣的酸碱度对硅、锰的氧化也会产生影响。通常，冲天炉是酸性炉衬，造酸性渣，锰的烧损比硅大，金属元素的相对烧损量大致为：Si 10~20%；Mn 15~25%；Fe 0.2~1.0%。

3. 铁水中含碳量的变化与控制

(1) 焦炭的增硫作用

焦炭中一般含1%左右的硫，是铁水增硫的主要来源。在一般酸性冲天炉中熔炼后，可使铸铁增加50%左右的硫。增硫作用主要通过以下两条途径。

其一，金属料与炉气中的 SO_2 作用增硫。





其中式(9-19)的反应更剧烈。

其二,铁水与炉气,焦炭接触直接增硫。

焦炭中的硫可直接溶入铁水中,铁水与炉气中的 SO_2 也发生式(9-18)反应,它们是增硫的主要途径,尤以前者作用最大。故焦炭含硫量愈高,块度愈小,增硫作用就愈大。

(2) 炉渣的脱硫作用

硫在铁水与炉渣中主要以 $[\text{FeS}]$ 和 (CaS) 形式存在,它们各含硫36.5%、44.4%。硫在炉渣与铁水中是按一定比例分配的,用分配指数 L_s 表示

$$L_s = \frac{(\text{S})}{[\text{S}]} = \frac{44.4}{36.5} \frac{(\text{CaS})}{[\text{FeS}]} = 1.22 \frac{(\text{CaS})}{[\text{FeS}]} \quad (9-20)$$

炉渣的碱度对 L_s 有决定性影响,渣中 CaO 按下式反应对铁水脱流:



式(2-21)的平衡常数 K

$$K = \frac{(\text{CaS})(\text{FeO})}{(\text{CaO})[\text{FeS}]} \quad \frac{(\text{CaS})}{[\text{FeS}]} = K \frac{(\text{CaO})}{(\text{FeO})}$$

$$L_s = 1.22K \frac{(\text{CaO})}{(\text{FeO})} \quad (9-22)$$

由式(9-22)看出,炉渣中 CaO 含量愈高或 FeO 含量愈低,则 L_s 就愈大,铁水含硫量就愈低。通常冲天炉为酸性炉衬,造碱性渣对炉衬侵蚀急剧,炉渣碱度不可太高,故限制了脱硫效果。

(3) 降低铁水含硫量的主要措施

精选原材料:采用块度合适的低硫焦炭,或用废石墨电极代替焦炭;金属料纯净(FeO 含量低)等。

正确控制熔炼工艺:降低焦耗;强化燃烧,提高温度,提高还原性气氛;强化熔炼,增高熔化率,以缩短铁水与焦炭的接触时间等。

炉内加电石($2\text{CaC}_2 + 5\text{O}_2 = 2\text{CaO} + 4\text{CO}_2 + \text{Q}$),或加 CaO 作熔剂造碱性渣脱硫,还可以在炉外铁水中加脱硫剂(Ce 、 Mg 、 Ca 、 Mn 等金属或苏打、电石等)。

4. 铁水中含磷量的变化与控制

磷在金属料中含量低,它与氧的结合能力也小于碳、硅、锰,铁,故熔炼中烧损很小。而焦炭基本上不含磷,增磷作用也小。在冲天炉熔炼过程中,磷的含量基本不变。控制含磷量主要控制原材料即可。

四、可锻铸铁、球墨铸铁及蠕虫状石墨铸铁的生产特点

(一) 可锻铸铁的生产特点

可锻铸铁的生产过程可分为两个步骤。第一,必须制造出低碳、低硅的白口铸铁毛坯。通常碳、硅含量分别在2.4~2.8%和0.4~1.4%的范围。第二,毛坯石墨化退火。这是制造可锻铸铁的主要一步。即先将清洁的白口毛坯叠放在退火箱中,将盖用泥封好后,送入退火炉中,缓慢加热升温到920~960℃,保温10~20h后,按铁素体可锻铸铁(黑心可锻铸铁)或

珠光体可锻铸铁的冷却规范，冷至室温。石墨化退火的总周期一般为 40~70 h。图 9-15 为可锻铸铁的退火工艺曲线及组织转变示意图。由图看出，加热和保温，使组织由珠光体加莱氏体转变成奥氏体加团状石墨；不同的冷却规范则可得到团絮状石墨加铁素体组织或团絮状石墨加珠光体的组织。图 9-15 退火工艺曲线得到的是铁素体可锻铸铁。若从图中 2 点随炉冷至 820~880 °C 即出炉空冷，得到的是珠光体可锻铸铁。

(二) 球墨铸铁的生产特点

1. 对铁水的要求

成分：制造球墨铸铁所用铁水成分与灰口铸铁的不同点，是“高碳”，“低硅”，“低硫、磷”（有时要求锰也低）。高碳（3.6~4.0% C）可改善铸造性能和球化效果；低硅、硫、磷（一般 $P < 0.1\%$ ； $S < 0.08 \sim 0.07\%$ ）可提高塑性和韧性。同时，硫易与球化剂作用，形成硫化物夹杂，消耗球化剂，影响球化效果，并使铸件易产生皮下气孔等缺陷。

温度：球墨铸铁是铁水先后经球化处理及孕育处理制成，处理后，铁水温度要降低 50~100 °C。为保证一定的浇注温度，出炉铁水温度必须在 1400 °C 以上。

3. 球化处理

用球化剂处理铁水，使石墨呈球状析出。

(1) 球化剂

球化剂的种类很多，我国广泛采用稀土硅铁镁合金作球化剂。国外稀土资源缺乏，多采用镁合金或纯镁等镁系球化剂。镁的球化作用较稀土强，而稀土较镁有更强的脱硫、脱氧的能力，它又能细化组织，改善铸造性能。加之镁密度小（ 1.74 g/cm^3 ），沸点低（ 1120 °C ），若直接加入铁水即不安全，回收率又很低。稀土硅铁镁合金（其中稀土和镁的含量均小于 10%，其余为铁、硅）综合了稀土和镁的优点，用它处理铁水，作用平稳，还能改善球铁的质量。球化剂的加入量，视铁水的化学成分（含硫量）、温度和铸件大小而定，一般为铁水重量的 1.3~1.8%。

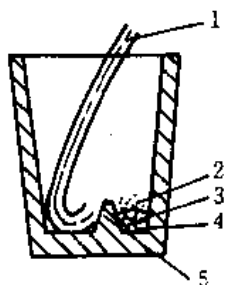


图 9-16 冲入法球化处理

- 1—铁水 2—草木灰
- 3—铁屑 4—球化剂
- 5—堤坝

(2) 球化处理工艺方法

球化处理的工艺方法很多，其中以冲入法最为普遍。如图 9-16，将球化剂放入堤坝内，上面铺盖铁屑和草木灰，用以防止球化剂上浮，并可延缓铁水与球化剂反应的时间，使其作用缓和。球化处理时，先将铁水包容量 2/3 左右的铁水冲入包底，铁水漫过坝后，球化剂与铁水充分反应，而后进行孕育处理。

型内球化处理是在铸型的浇注系统中设置反应室，使球化剂与浇注时流经的铁水反应而制得球墨铸铁。型内球化处理可改善组织和性能，减少球化剂用量，克服球化衰退和孕育衰

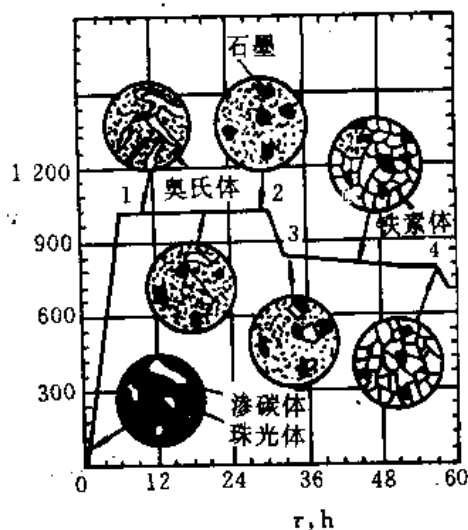


图 9-15 可锻铸铁退火曲线及组织示意图

退，改善工作条件。

4. 孕育处理

球化处理后的铁水，白口倾向较大（因为镁为强碳化物形成元素），必须经过孕育处理。孕育处理是在铁水中加入孕育剂（促进石墨化元素硅、铝、钙等），形成大量结晶核心，降低了过冷度，从而降低白口倾向，细化结晶组织。

(1) 孕育处理的作用：第一，消除白口倾向；第二，细化石墨球，改善石墨的球化率，提高石墨球的圆整度；第三，细化共晶团，提高球铁的塑性和韧性。

(2) 孕育处理工艺方法

孕育剂多用 75 Si-Fe，加入量为铁水重量的 0.4~1.0%。孕育处理方法是將孕育剂放在冲天炉出铁槽内，用球化处理剩余的 1/3 包铁水将其冲入包内，进行孕育。处理后的铁水应及时浇注，以防止孕育作用的衰退。除上述方法外，还有采用多次孕育，瞬时孕育（包外孕育、浇口杯孕育，型内孕育等）等方法。以减少孕育剂的用量，防止孕育衰退。

5. 球墨铸铁的炉前控制

将球化处理及孕育处理过的铁水，浇三角试样，凝固冷却至暗红色，淬火激冷，观察断口。若呈银白色，细晶粒，中心有缩松，则表明球化良好；若银白色断口中央有分散的小黑点，则表明球化不良；若呈灰色断口，则说明仍为灰铸铁，石墨未球化；若断口呈麻口或白色断口，且有放射性结构，表明球化效果尚可，但孕育效果很差，应补充孕育。这种方法迅速、简便、可靠。

6. 球墨铸铁的热处理

球铁铸件多数要进行热处理，以保证其应有的机械性能。铸态球铁多为珠光体-铁素体混合组织，有时还有自由渗碳体及复杂铸件的残余内应力，故常用热处理退火和正火，获得所需的组织及性能，消除应力。退火是为获得铁素体基体，提高球铁的塑性与韧性，常用于 QT420-10、QT400-17 等牌号。正火是为获得珠光体基体，以提高球铁的强度和硬度，常用于 QT600-2 以上牌号（球墨铸铁的牌号、机械性能请参看 GB1348-78）。

(三) 蠕虫状石墨铸铁的生产特点

制造蠕虫状石墨铸铁的原铁水的成分、温度和炉前处理类似于球墨铸铁。蠕化处理时，先加蠕化剂进行蠕化处理，而后，加入孕育剂作孕育处理。蠕化剂一般采用稀土镁钛合金、稀土镁钙合金或镁钛合金，加入量为铁水重量的 1~2%。孕育处理的方法与球墨铸铁、孕育铸铁相同。

第三节 铸钢及高温合金的熔炼

铸钢是一种重要的铸造合金，其年产量仅次于灰口铸铁。铸钢具有良好的综合机械性能和物理化学性能。与铸铁比较，铸钢具有较高的强度、塑性、韧性和良好的焊接性；如果在钢中加入某些合金元素，还可获得如耐磨、耐腐蚀、耐热、无磁等特殊性能。因此，铸钢在机械制造业中应用很广，在国防工业中，亦占有重要地位。

一、铸钢及高温合金的类别和性能

按照化学成分，铸钢可分为铸造碳钢和铸造合金钢两大类。其中，碳钢应用最广，约占

铸钢总产量的80%以上。按用途，铸钢可分为结构钢、工具钢、不锈钢、耐热钢、耐磨钢等。

(一) 铸造碳钢

按含碳量，铸造碳钢分为：低碳钢($C < 0.25\%$)，中碳钢($C = 0.25 \sim 0.55\%$)，高碳钢($C > 0.55\%$)。铸造常用中碳钢。因为低碳钢熔点高、流动性差、易氧化和热裂，通常仅用于制造软磁性零件和电机零件；高碳钢虽然熔点较低，但塑性差、易冷裂，仅用于制造某些耐磨件。

由于含碳量的不同，各种碳钢具有不同的机械性能，如图9-17所示。钢的抗拉强度、屈服强度和硬度随含碳量的增加而增加，而钢的冲击韧性、延伸率、断面收缩率则随含碳量的增加而减小。钢中含碳量愈多，则珠光体和渗碳体愈多，从而造成上述的结果。

常用铸造碳钢的牌号、成分、机械性能和用途举例，见表9-6。由表看出，铸钢的综合机械性能高于各类铸铁。铸钢较球墨铸铁性能稳定，质量较易控制，这个优点在大断面铸件和薄壁铸件生产中尤为明显。

表 9-6 铸造碳钢的牌号、成分、机械性能和用途举例 (GB 979-67)

钢号	化学成分 (%)			机械性能				用途举例
	C	Mn	Si	σ_s (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	a_k (J/cm ²)	
ZG25	0.22~0.32	0.5~0.8	0.20~0.45	450	240	19	40	机座、箱体、锤座、 车轮、轴架
ZG35	0.32~0.42	0.5~0.8	0.20~0.45	500	280	15	35	飞轮、机架、齿轮、 蒸汽锤和水压机工 作缸
ZG45	0.42~0.52	0.5~0.8	0.20~0.45	550	320	12	30	联轴器、齿轮、齿 轮圈、重负荷机架
ZG55	0.52~0.60	0.5~0.8	0.20~0.45	650	350	10	20	起重机齿轮、联轴 器、轧辊

注：1. ZG 表示铸钢，后面两组数字表示平均含碳量的百分数；

2. 表中所列为正火状态的机械性能。

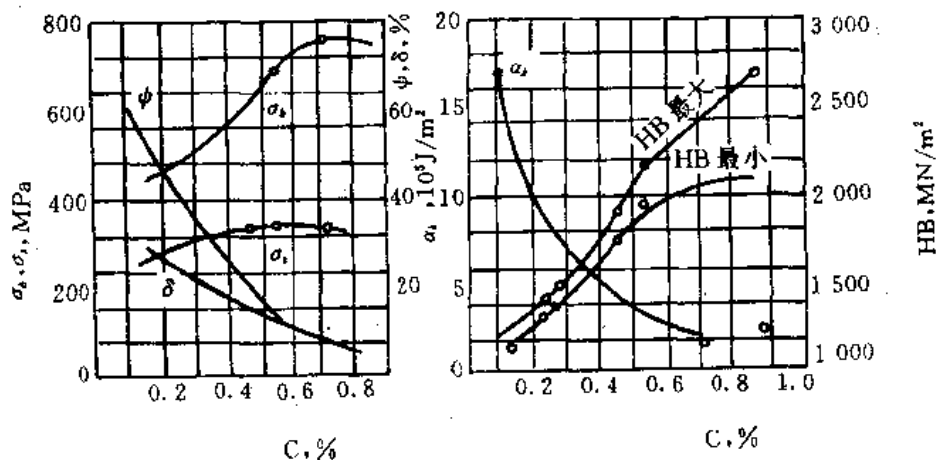


图 9-17 碳对碳钢(退火)机械性能的影响

碳钢中除碳之外,还含有少量的锰、硅、磷、硫或其他合金元素。它们对钢的组织 and 性能也有一定影响。应特别指出,硫和磷是钢中最有害的杂质。当钢中含锰量低时,硫和铁化合生成 FeS。当钢液冷凝时,FeS 与 Fe 形成低熔点 (985 °C) 共晶体 (Fe-FeS),沿晶界分布,使钢呈热脆性。当钢液脱氧不良,FeO 含量高时,则形成熔点更低 (940 °C) 的三元共晶体 (Fe-FeS-FeO),危害性更大。磷可固溶于铁素体中,提高钢的强度和硬度。钢中的磷主要以 Fe₃P 形式存在,而它与 Fe 形成低熔点共晶体,沿晶界析出,降低钢的塑性和韧性,特别在低温时,钢的脆性急剧增加,这种现象叫冷脆。所以硫和磷的含量越少越好,两者的总量一般不超过 0.1%。硅和锰在钢中是有益的元素。硅的主要作用是使钢液脱氧和镇静;锰对铸造碳钢的主要作用除脱氧外,还可减小硫的有害影响,防止铸件产生热裂等缺陷。在铸造碳钢中,硅与锰在所规定的含量范围内 (0.20~0.45%, 0.5~0.8%),对钢的机械性能影响不大。

(二) 铸造低合金钢

为了提高钢的综合机械性能,铸造受力较大的结构零件,在碳钢的基础上,加入少量 (<3.5%) 合金元素,如 Mn、Si、Cr、Mo、Ni、Ti、V 等,所制成的铸造合金,称为铸造低合金钢。合金钢的种类很多,通常有硅钢、锰钢、铬钢、硅锰钢、铬镍钢、铬锰钢等。在航空工业中使用较广泛的铸造低合金钢有 ZG16Cr2MnTi、ZG35CrMnSi、ZG27CrMnSiNi、ZG22CrMnMo 等。它们的化学成分、机械性能和应用范围列于表 9-7。

表 9-7 几种常用低合金铸钢化学成分和机械性能

牌 号	化 学 成 分 (%)							机 械 性 能					应 用 范 围
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Mo	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ (%)	ψ (%)	a_k (J/cm ²)	
ZG35CrMnSi	0.32 ~0.40	0.90 ~1.20	0.6 ~0.9	0.7 ~1.00	—	—	—	1 000	850	7	15	20	承受重 载薄零 件
ZG27CrMnSiNi	0.24 ~0.30	0.90 ~1.20	0.50 ~0.80	0.70 ~1.00	1.40 ~1.8	—	—	1 500	1 200	5	12	16	承受重 载高 强度零 件如 压气机 叶片等
ZG16Cr2MnTi	0.13 ~0.18	1.00 ~1.30	0.17 ~0.37	1.50 ~1.80	—	0.06 ~0.12	—	900	600	6	15	25	属渗碳 钢,表面 高硬度, 中心 高韧性
ZG22CrMnMo	0.19 ~0.24	0.70 ~1.00	0.17 ~0.45	1.00 ~1.30	—	—	0.50 ~0.70	1 200	850	10	35	50	可代替 ZG35CrMnSi

(三) 铸造耐热不锈钢

在冶金、化工、石油、航空等工业中,不少零件必须在一定的腐蚀性介质中和一定的高温下工作,这就要求合金材料不仅应具有一定的机械性能,更重要的要求合金必须具有相当好的抗蚀性和耐热性。通常,抗蚀性是指合金抵抗电化学腐蚀的能力,具有抗蚀能力的钢称为不锈钢。而耐热性是指合金抵抗化学腐蚀的能力,并具有耐热能力的钢称为耐热钢。根据化学成分,不锈钢和耐热钢可分为铬钢、高铬钢、铬镍钢、铬锰氮钢等。按照合金的基体组织,不锈钢和耐热钢可分为铁素体钢、马氏体钢、奥氏体钢等。航空工业中常用的几种铸

造不锈钢、耐热钢的牌号、化学成分列于表 9-8, 它们的机械性能与应用列于表 9-9。

表 9-8 几种典型铸造耐热不锈钢的成分

合金牌号	化 学 成 分 (%)					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	其 他
GH34	0.16~0.24	≥0.4	0.25~0.6	2.4~3.3	≤0.5	Mo=0.35~0.55, Fe 基
ZGCr17Ni2	0.11~0.17	≤0.8	≤0.8	16~18	1.5~2.5	Fe 基
ZGCr18Ni9Ti	≤0.12	≤0.8	≤2.0	17~20	8~11	Ti≤0.8, Fe 基
ZG22-11-2.5	0.1~0.25	0.6~1.5	0.6~1.2	20~23	10.5~12.5	W=2.4~3.0 Fe 基
ZG1Cr11Ni2WMoV	0.10~0.17	0.2~0.8	0.2~0.8	10.5~12	1.7~2.5	W=0.7~1.4, Mo=0.7~1.4, V=0.15~0.3, Fe 基

表 9-9 几种典型铸造耐热不锈钢的性能和用途

合金牌号	机 械 性 能					用 途
	室 温 瞬 时		700 °C 高 温 瞬 时		持 久 强 度	
	σ_6 (MPa)	δ (%)	σ_6 (MPa)	δ (%)	σ_6^t (MPa)	
GH34	900	12			$\sigma_{100}^{500^\circ\text{C}} = 620$	在一定温度下承受载荷,如发动机涡轮盘及压气机转子
ZGCr17Ni2	1 050	10			$\sigma_{100}^{550^\circ\text{C}} = 600$	抗腐蚀性好,用作压气机叶片,涡轮盘等
ZGCr18Ni9Ti	500	30	280	26	$\sigma_{100}^{700^\circ\text{C}} = 100$ $\sigma_{100}^{515^\circ\text{C}} = 44$	在 800~900 °C 的空气及燃气介质中抗氧化,可做发动机排气管、点火器壳体等
ZG22-11-2.5	500	12	250	20	$\sigma_{100}^{700^\circ\text{C}} = 120$	抗氧化性强,可做涡轮外壳、导向叶片等
ZG1Cr11Ni2WMoV	1 100	≥6	700	550 °C 12	$\sigma_{100}^{550^\circ\text{C}} = 450\sigma_6 \sim 490$	适用于 550 °C 以下整流器叶片及其他结构件

(四) 高温合金

飞机发动机的某些零件，需在比较高的温度下工作，而且还要承受燃气的氧化、腐蚀及高温机械作用。因此，要求应用于这些条件下的金属材料应具特殊性能，尤其是高温机械性能。例如：航空发动机的导向叶片、涡轮叶片和涡轮盘及其他高温零件，它们的工作温度通常在 800℃ 以上，承受较大的应力。能够在较高温度下工作的合金称为高温合金或热强合金。高温合金的基体通常有铁基、镍基和钴基三种。常用而主要的是镍基高温合金。铁基高温合金是在耐热钢的基础上发展起来的。如在 18 铬-8 镍的基础上，加入钨、钼、铝、钛等强化元素，锻造合金 GH135 (15Cr35NiW2Mo2.5Al2.3Ti)，可作为 750℃ 以下使用的涡轮盘。在 900℃ 以下工作的涡轮叶片，必须提高合金中镍和其他合金元素的含量，如 K-14 合金。镍基高温合金是在 80 镍 20 铬的基础上添加一定量的钴、钨、钼、铌、铝、钛、硼、锶等元素。一般情况下，镍基高温合金的性能比铁基高。可以看出，铸造高温合金的成分比较复杂，通常含 10 种左右的合金元素，并且还要严格控制合金中的杂质元素。航空发动机的涡轮叶片，过去主要采用变形合金制造。由于熔模铸造技术的发展，以及叶片形状复杂，尺寸精度要求高，目前已逐步采用铸造高温合金来制造。例如 K-3、K-17 等。航空工业中常用的几种铸造高温合金的牌号、化学成分及机械性能、应用范围分别列于表 9-10、表 9-11。

表 9-10 几种典型高温合金的成分

合金 牌号	化 学 成 分 (%)					
	C	Mo	W	Cr	Ni	其 他
K-17	0.13~0.22	2.5~3.5	—	8.5~9.5	Ni 基	Co=14~16, Ti=4.7~5.3, Al=4.8~5.1, B=0.01~0.02
K3	0.11~0.18	3.8~4.5	4.8~5.5	10~12	Ni 基	Ti=2.5~2.9, Al=5.3~5.9, Co=4~5, B=0.02, Ce=0.015
K14	≤0.01	—	6.5~8.0	13.0	40~45	Al=1.8~2.5, Ti=4.2~5.2, B=0.07~0.15, Fe 余量

(五) 铸钢的铸造工艺特性

铸钢的铸造工艺性较差，如钢的熔点高、密度大、流动性差、钢水易吸气和氧化，同时，其体收缩率为铸铁的 3 倍，因此铸造较困难，容易产生粘砂、浇不足、气孔、缩孔、缩松、热裂及挠曲变形等缺陷。要获得优质铸钢件，除应在铸件设计上认真对待外，必须在工艺上采取相应的措施，正确制订造型工艺和浇注规范。

铸钢用型砂应具有高的耐火度和抗粘砂性，以及高的强度、透气性和退让性。为此，要采用颗粒大而均匀的石英砂作型砂，型腔表面要涂以石英粉或锆砂粉涂料。为降低铸型材料的发气性，提高强度，改善充填条件，大件多采用干型或水玻璃砂快干型。此外，型砂中还常加入糖浆、糊精或木屑等，以提高强度和退让性。

在熔模精铸中，制壳用的涂料和型砂亦应具有较高的耐火度和透气性，使用的石英砂中 SiO₂ 含量应大于 96%，型壳必须焙烧至 900℃ 以上，以去除水分、气体和增加型壳强度，同

时常采用热型浇注，以避免产生浇不足、冷隔等缺陷。

表 9-11 几种典型高温合金的性能及用途

合金牌号	机械性能				用途	
	室温瞬时		700℃高温瞬时			持久强度
	σ_b (MPa)	δ (%)	σ_b (MPa)	δ (%)		σ_t^c (MPa)
K-17					$\sigma_{100}^{800^\circ\text{C}} = 560$, $\sigma_{100}^{700^\circ\text{C}} = 320$, $\sigma_{100}^{1000^\circ\text{C}} = 150$	是铸造空心涡轮叶片较好的热强合金
K3					$\sigma_{100}^{800^\circ\text{C}} = 520$, $\sigma_{100}^{700^\circ\text{C}} = 320$, $\sigma_{100}^{1000^\circ\text{C}} = 150$	是典型热强合金，在 1150℃ 以下抗氧化性好，用于导向叶片
K14	1150	5	1150	8	$\sigma_{>100}^{850^\circ\text{C}} = 250$	900℃ 以下的导向叶片

铸钢件浇注系统和冒口的设置对铸件质量有重大影响，必须使之既能防止缩孔、缩松，又能防止裂纹。对于壁厚差别不大的薄壁铸件，可以采用同时凝固的原则，内浇口应开在铸件壁薄处，尽量减少铸件的热节点，使铸件各部位的冷却速度趋向一致，便可减小收缩应力及形成裂纹的倾向；对大部分壁厚不均匀的铸钢件都采用顺序凝固的原则，并加强补缩作用。熔模精铸多利用内浇道和直浇道起补缩作用，而不另外安放冒口。

(六) 铸钢件的热处理

热处理是生产铸钢件的必要工序。因为铸态钢件晶粒粗大，组织不均匀，且常存有残余内应力，致使铸件的强度，特别是塑性和韧性不够高。为克服上述缺点，铸钢件必须进行正火或退火。

二、铸钢及高温合金的熔炼

铸钢的熔炼必须采用炼钢炉。在一般铸钢车间里，广泛采用三相电弧炉，在航空工厂的铸造车间，特别是精铸车间，为保证所熔炼合金中气体和夹杂的含量较少，大多采用感应电炉、真空感应电炉和电渣炉来熔化铸钢及高温合金。

(一) 三相电弧炉炼钢

电弧炉是借助于电极与金属炉料间形成的高温电弧来加热和熔化金属的，是冶金工业及铸钢车间广泛应用的熔炼设备，精铸车间很少采用。三相电弧炉的容量多为 1~5 t，每炼一炉钢约 2~4 h。电弧炉熔炼有许多优点：开炉、停炉方便；对炉料的要求不像感应炉、真空炉那样严格，电弧炉中很容易造成还原性气氛，保证钢中的硫、氧含量低；可以方便地调整合金成分。因此，在电弧炉内可以冶炼一般的碳素钢、各种合金钢、不锈钢、耐热钢以及熔制某高温合金的母合金料。

1. 三相电弧炉结构简介

图 9-18 是三相电弧炉的结构示意图。其主要结构由炉体、炉盖、装料机构、电极升降与夹持机构、倾炉机构、炉体开出机构或炉盖旋转机构、电气装置和水冷装置等部分构成。炉体分为炉底、炉墙和炉顶三部分。整个炉体的外部由铁壳制成，在铁壳内装以耐火材料。除炉底的一部分由耐火材料打结而成外，其余是用耐火砖砌成的。炉体上装有炉门和出钢槽，三根石墨电极用电极夹持器夹住，借助一套液压升降装置可上、下移动，以调节电极的高度。炉用变压器和塞流线圈，用来供给电弧炉足够的电能。

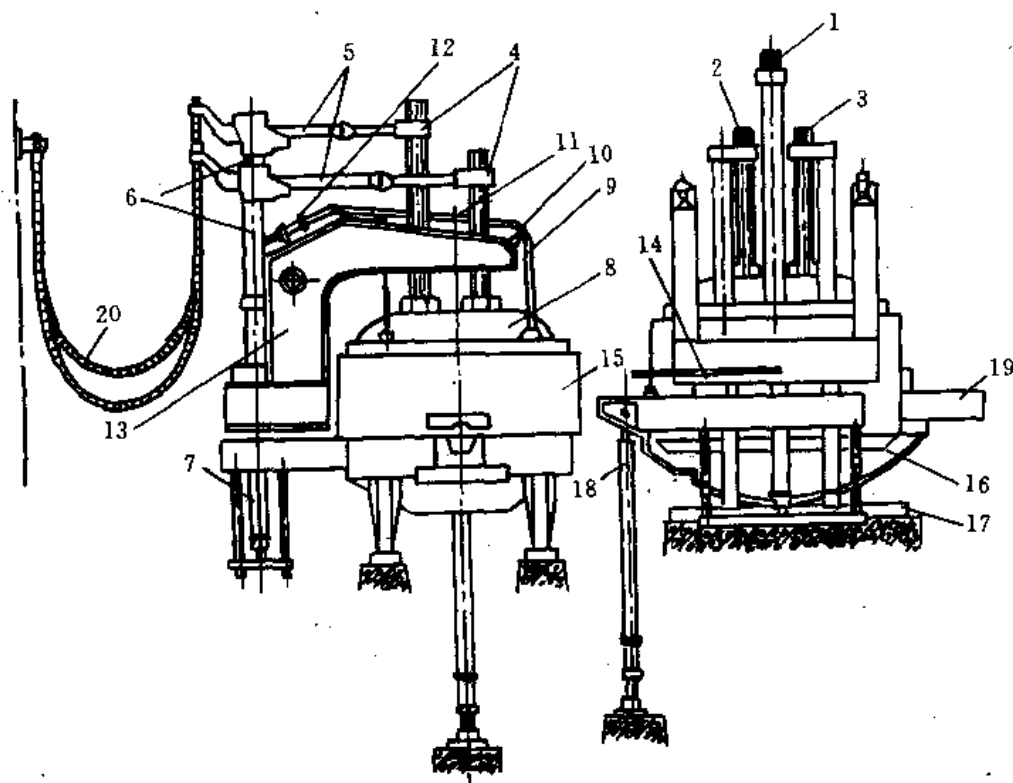


图 9-18 HGX-15 型三相电弧炉结构简图

- 1, 2, 3—电极 4—电极夹持器 5—电极支承横臂 6—升降电极立柱 7—升降电极液压缸
 8—炉盖 9—提升炉盖链条 10—滑轮 11—拉杆 12—提升炉盖液压缸 13—提升炉盖支承臂
 14—转动炉盖机械 15—炉体 16—月牙板 17—支承轨道 18—倾炉液压缸
 19—出钢槽 20—电缆

2. 碱性电弧炉氧化法熔炼工艺过程

炉体内的耐火材料按其化学性质可分为碱性、酸性和中性三种。碱性耐火材料通常是镁砖和铬镁砖，其主要成分是 MgO 。酸性耐火材料通常是硅砖、半硅砖，主要成分是 SiO_2 。中性耐火材料一般是高铝砖等，主要成分是 Al_2O_3 。炉体内由碱性耐火材料筑成的电弧炉称碱性电弧炉。

碱性电弧炉氧化法熔炼工艺过程包括扒补炉、装料、熔化期、氧化期、还原期和出钢浇注几个阶段。

(1) 扒补炉。在熔化过程中，由于高温作用，炉体有时被腐蚀和损坏。在下一炉熔炼之前，必须予以修补。修补前必须把熔炼后残留的炉渣和钢液扒出，否则镁砂与炉衬无法烧结在一

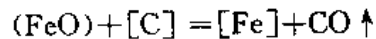
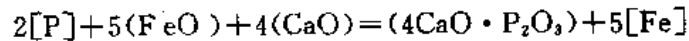
起。要求快扒、扒净，随后快速薄补，以便耐火材料在较高温度下良好烧结。

(2) 装料。炉料的块度必须满足一定的要求。根据电炉的容量不同，大、中、小块料要合理搭配。炉料按照一定次序和位置放入炉内。

(3) 熔化期。熔化期是将固体炉料变成为均匀的钢液。熔化期的时间占整个熔炼时间的一半以上。炉料的熔化过程可分为四个阶段。首先，下降电极，通电引弧。引弧后，炉料开始熔化，在三根电极之下形成三个“井洞”。其次，当电弧埋入炉料中时，为了加速熔化，可采用最大功率送电。随着炉料不断熔化，钢液液面不断上升，直到电弧暴露于外面，此时仍采用高电压送电。最后，炉料大部分熔化，而靠近炉墙处还有少量未熔化的炉料，为了减少电弧和熔池对炉墙辐射热量，应降低副边电压，直至全部炉料化清为止。

在熔化过程中，必须加入石灰、铁矿石和萤石等造渣材料，其目的是防止钢液被氧化和从空气中吸收气体，防止热量的散失和去除钢中的夹杂物。炉料熔化完毕后，取样分析碳、磷等元素。

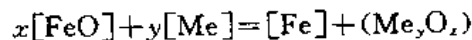
(4) 氧化期。氧化期的任务是将钢中的磷含量降低到规定的限度；去除钢中的气体——氮和氢以及非金属夹杂物；使熔池温度均匀，并提高到高于出钢温度；控制氧化末期碳的含量小于规格下限 0.03~0.1%。冶金反应如下：



在 CO 气泡上浮过程中，钢液中的氢和氮不断扩散进入 CO 气泡内，使气泡增大，随之上浮排出钢液。与此同时，碳氧反应在一定条件下，会引起钢液的沸腾，这就是沸腾除气。同时使钢液中的非金属夹杂物相互碰撞，结合成易熔的化合物颗粒，上浮到钢渣界面而除去。

在氧化期，要分批加入石灰和铁矿石，使钢液产生猛烈沸腾。

(5) 还原期。还原期的任务是脱氧、除硫、调整化学成分和钢液的温度。由于钢液在氧化期溶解了较多的氧，而过多的氧将会给铸件带来气孔、缩松、热裂等缺陷，同时使钢的机械性能下降，所以必须降低钢中的含氧量。通常加入还原剂，例如 Mn-Fe、Si-Fe、Al 等，其反应如下：



还原期的另一项任务是除硫，其反应见式 (9-21)。

还原期在用锰铁预脱氧后，还要造还原渣，将渣中 FeO 和 MnO 还原。还原渣有白渣和电石渣两种。白渣成分，开始时按石灰：萤石：焦炭粉=8：2：1 加入，其总量为炉的 4~7%；当炉渣由黑变灰后，按石灰：萤石：焦炭粉：硅铁粉=4：1：1：1 加入，渣将由灰色变到白色。白渣脱氧的时间约 1 h 左右。渣中 FeO 能去掉 90%，钢液中 FeO 能去掉 65%，增碳 0.02~0.04%（每小时）。作为还原剂加入硅铁粉约只有 50% 用于还原，其余将溶入钢液，因此总的硅铁粉用量不宜过多，以防硅超出规格。白渣适用于含 C<0.35% 的结构钢。

(6) 出钢浇注。钢液经过充分还原后，调整化学成分到合格的范围，并在达到浇注温度时，用铝终脱氧，即可出钢浇注。

(二) 感应电炉熔炼

1. 感应电炉

感应电炉的工作原理如图 9-19 所示。当交流电通过感应线圈时，在其内部空间产生交变

磁通。在交变磁通的作用下，坩埚中金属导体内部引起感应电动势，具有一定感应电动势的感应电流在金属炉料中形成涡流，依靠金属自身的电阻产生热量，用以熔化金属。由此可见，感应电炉产生热的必要条件是：通入感应线圈中的电流必须是交流电；被加热的物体必须是导体，如金属和石墨等。

感应电炉与电弧炉熔炼比较，有许多优点：由于没有石墨电极，合金液不会增碳，所以能熔炼出含碳量很低的钢或合金；由于不采用电弧加热，合金元素烧损少，合金中的气体含量低；由于电磁搅拌作用，合金液的化学成分和温度均匀；熔化速度快，热效率高；熔炼可在真空中或惰性气体中进行；感应电炉的容量适应范围大，可由几十克到几十吨。

感应电炉的主要缺点是炉渣温度较低（只能靠合金液加热），不能充分发挥炉渣在冶炼过程中的作用。

感应电炉熔炼具有上述特点，故应用很广。许多工厂、研究单位和高等学校，尤其是国防工厂的精铸车间，大都用它来熔炼各种铸钢及高温合金。

无芯感应电炉主要由变频装置和炉体两部分组成。炉体又包括感应器和坩埚两个部分。感应电炉根据通入感应线圈的电流频率不同可分为三种。

(1) 高频感应电炉

电流频率在 10 000 Hz 以上，坩埚容量多在 50 kg 以下。其特点是熔化速度快，多用来生产易氧化的高温合金铸件，也常用于实验室。高频感应电炉一般采用电子管振荡装置来变频的。这种装置容易发生故障，维护条件苛刻。此外，电路中电压较高；必须十分注意操作安全。

(2) 中频感应电炉

中频感应电炉的电流频率在 500~10 000 Hz，一般为 2 500 Hz，坩埚容量在 50~500 kg。变频装置一般有两种：一种是电动机—发电机变频，这种设备较容易维护，但噪声大，是目前铸造车间使用比较广泛的一种；另一种是可控硅中频电源，这是近年来广泛采用的一种。

中频感应电炉通常熔炼碳素钢、低合金钢，也可熔炼不锈钢及高温合金。航空工业的精铸车间，碳钢及合金钢铸件大都采用中频感应电炉进行熔化，再用浇包浇注。某些高温合金铸件大都在感应炉中熔制成具有一定化学成分的母合金，然后在高频翻转炉上进行重熔和浇注，以避免含有较多易氧化元素铝、钛等的高温合金，由于产生大量的氧化皮而使铸件合格率下降。

(3) 工频感应电炉

工频感应电炉是直接使用 50 Hz 的工业频率电流，它适用于容量较大的炉子。由于频率低，而坩埚内的金属液电磁搅动较剧烈，致使所熔化的合金含气量和夹杂物都较多，航空工业的精铸车间一般不宜采用。

2. 坩埚的制作

(1) 坩埚材料的选择

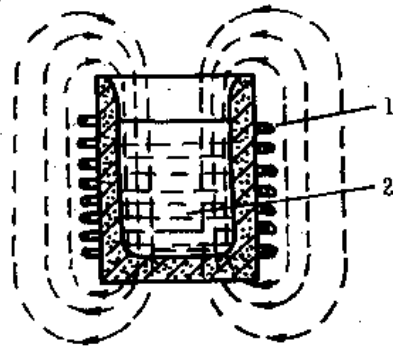


图 9-19 无芯感应电炉工作原理
1—感应器 2—炉料

感应电炉的坩埚是用耐火材料直接在炉内打结而成的。制作坩埚的耐火材料也可分为酸性和碱性两种：酸性常用石英砂；碱性常用镁砂或铬镁砖砂。一般碳素钢、低合金钢及高硅钢等，采用价格较便宜、坩埚寿命高的酸性炉衬。当锰或铝、钛或铬、镍元素含量较高，并要求合金的硫、磷含量较低时，必须使用碱性炉衬，为脱硫去磷创造高碱度条件。

硼酸是很好的烧结剂。硼酸在加热后逐步脱水，最后变成硼酐 B_2O_3 。在高温下，硼酐和镁砂烧结成釉状的整体。

(2) 坩埚材料的成分配制

酸性材料：石英砂 (20/40) 40%；石英砂 (50/100) 60%；硼酸 1.5~2.0% (外加)；水 3% (外加)。

碱性材料：镁砂 (过 4×4 mm 筛孔) 95.5~96.5%；耐火粘土 (过 100 号筛) 2~2.5%；硼酸 (过 40 号筛) 1.5~2.0%；水 3~4% (外加)。

镁砂和石英砂使用前应进行磁选，除去其中的氧化铁，以免在熔炼时由于坩埚材料中的铁磁性物质引弧而击穿坩埚。再将硼酸加入并混合均匀。

(3) 坩埚的搪制和烧结

准备：检查感应器无漏水后，在感应器各圈之间的缝隙内涂敷绝缘材料 (成分为：石英 50%，石棉粉 30%，耐火粘土 20%)，并经自然干燥或低温 (200~400℃) 烘烤。

搪制：先在感应器内壁和底部放置石棉板，然后将混合好的炉衬材料分批填入感应器内，每批厚 30~40 mm，用尖锤捣实。打结时应保证各处紧实度一致，无分层现象，坩埚务必在中心位置，四周壁厚相同。

干燥：打结好的坩埚自然干燥一昼夜后，用电热器烘烤 8~10 h。

烧结：在坩埚内装石墨电极或金属材料，分级通电加热，直至金属熔化，利用金属液的热量对坩埚进行烧结。

3. 感应电炉熔炼工艺

(1) 炉料及熔剂

在铸造车间，感应电炉熔炼用的金属炉料一般有三种：一种是废钢、回炉料、纯铁、碳钢和合金钢锭或圆钢，它们是本材料；一种是纯金属：如镍、铬、钨、钼、钛、钒、硅、锰等；一种是铁合金。它们都必须符合一定的技术条件标准，并要有明确的牌号和准确的全分析成分。炉料应清洁、无锈、干燥无水。炉料的计算 (包括合金元素的烧损率) 和称量要精确，块度大小搭配要合适，以便装料坚实，利于快速熔化。

为了使高温金属液与空气隔开，在熔炼过程中要加入熔剂，均匀覆盖在钢液表面。熔剂也分为酸性和碱性两种。坩埚和熔剂两者的酸碱性必须相同。常用的酸性熔剂有石英砂和碎玻璃；碱性熔剂有石灰、镁砂、萤石和三氧化二铝。

(2) 装料和熔化

为了加速炉料熔化，提高电效率，必须注意装料的位置、紧实度和次序。一般地说，将大块及难熔的炉料装在靠近坩埚壁处和坩埚底部的高温区，炉料装得尽量紧实，以减少漏磁损失。

炉料熔化是从热损失最小的坩埚底部开始。若上部炉料互相卡住或熔焊住而不能顺利下落，则形成“架桥”，从而延长熔化时间，使坩埚底部金属过热，甚至造成事故。为防止“架桥”现象的产生：坩埚上部炉料装得不要过紧；装料高度不能超过感应器高度；长棒形炉料

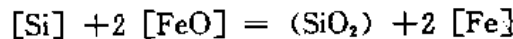
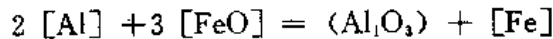
应竖直装入坩埚；在熔化过程中及时向下捅料。

装料时先在坩埚底装入占炉料重量1%的熔剂，当炉料一开始熔化，金属液就处在熔剂覆盖下，以防止氧化吸气。炉料开始熔化后，亦应及时撒上熔剂。待炉料全部熔化，达到所需温度后，扒去熔渣。

(3) 脱氧

在熔化过程中，金属溶解了空气中的氧。钢液中的氧是以 FeO 形式存在的。铸件冷却过程中，钢中的氧将随溶解度的降低而析出，在铸件内形成气泡。因此，必须进行钢的脱氧。

脱氧的原理是向钢液中加入铝、硅、锰等元素，它们对钢液中的 FeO 起还原作用，生成的脱氧产物如 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 等不溶解于钢液，上浮至熔渣中而被除去。脱氧反应式如下：



因此，用于脱氧的元素必须满足三点要求：① 元素与氧的亲合力比铁与氧的亲合力大；② 脱氧产物不溶解于钢液，可以上浮去除；③ 元素对钢的性能没有坏的影响。最常用的脱氧剂是硅铁、锰铁、铝以及硅钙等。

脱氧的方法有两种：一是把块状脱氧剂直接加入到钢液中进行脱氧，称为沉淀脱氧；一是把脱氧剂粉末放在熔渣中进行脱氧，称为扩散脱氧。

当全部炉料熔化完毕，扒去初期渣后，立即造新渣。在新渣中混入粉状的脱氧剂，造成还原性渣，进行钢的扩散脱氧。有时直接往熔池中加入块状的脱氧剂，进行沉淀脱氧。由于感应电炉的电磁搅拌作用，钢液的翻动有利于脱氧反应的进行，也有利于脱氧产物的聚集和上浮。

(4) 合金成分的调整

钢中的合金元素是根据它们的氧化性和熔点等特性在熔炼过程的不同时间加入的。一般地说，不易氧化的高熔点的元素如镍、铬，要在装料时及早加入，而易氧化的合金元素，如铝、钒、钛、硼等，往往要在熔化后或脱氧后才加入到熔池中。往钢中添加的合金元素大都制成铁合金，以减少元素的氧化损失，使钢的成分比较稳定。这些铁合金在加入熔池以前必须经过预热干燥，以免引起钢液飞溅。

(5) 炉前检验和浇注

用快速分析法检验钢水的碳、锰等几个主要成分。合格后，用光学高温计或热电偶测定钢水温度。当达到出钢要求时，用铝最终脱氧后出钢。如果用浇包浇注，往往把最终脱氧的铝加入到浇包中。浇包要预热到 $700^\circ C$ 左右。在钢液倒入预热的浇包后，先清除熔渣，然后将钢液迅速而平稳地浇入铸型中。精铸高温合金铸件，常采用翻转浇注如图 9-20。这

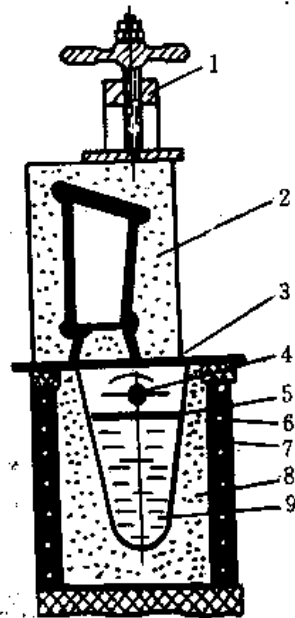


图 9-20 翻转浇注示意图

- 1—合金液 2—炉衬
- 3—绝缘材料 4—感应圈
- 5—炉渣 6—炉子转轴
- 7—石棉垫 8—铸型 9—夹紧机构

种浇注方式，可有效地减轻合金液的氧化，减少夹杂的产生，准确地控制合金的浇注温度。

(6) 感应电炉熔炼实例——ZG35CrMnSi 的熔炼

ZG35CrMnSi 可以用酸性炉，也可用碱性炉熔炼。后者采用 80% 石灰、10% 萤石和 10% 镁砂组成的熔剂；前者采用 80% 石英砂和 20% 碎玻璃组成的熔剂。在不同性质的坩埚中熔炼，锰和硅的烧损量差别很大。在酸性坩埚中，硅的烧损量较小（有时反而有所增加），锰的烧损量却很大。但在碱性坩埚中，硅的烧损量要比酸性坩埚中大得多。因此，采用不同性质的熔炼方法，其配料亦应采取不同的炉料计算成分，如表 9-12 所列。

表 9-12 ZG35CrMnSi 化学成分及炉料计算成分

合金元素	C	Cr	Mn	Si	Ni	W	Mo	V	P	S
技术要求%	0.30 ~0.40	0.70 ~0.95	0.90 ~1.20	0.60 ~0.90	—	≤0.40	≤0.20	≤0.20	≤0.035	≤0.035
炉料(酸性炉)%	0.40 ~0.43	0.80 ~0.95	1.50 ~1.80	0.75 ~0.85	<0.40	≤0.40	≤0.20	≤0.20	≤0.035	≤0.035
炉料(碱性炉)%	0.40 ~0.43	0.80 ~0.95	1.40 ~1.50	1.10 ~1.30	<0.40	≤0.40	≤0.20	≤0.20	≤0.035	≤0.035

ZG35CrMnSi 的熔炼工艺过程是：先在坩埚底撒上厚度为 10~20 mm 的一层熔剂，并装入部分小块料，然后装入铬铁和碎电极（增碳剂），最后紧密地装入回炉料及新钢料。通电熔化，当出现钢液时，立即添撒熔剂覆盖。熔化中应不断向下捅料，并把未装完的炉料陆续加入。炉

料全部熔化后加入钼铁。升温至 1520~1530℃，推开熔渣加入预热的锰铁和硅铁（合金化），搅拌后覆盖上熔剂。继续升温至 1560℃，换渣并进行预脱氧，先加 0.15~0.20% Mn-Fe，后加 0.05~0.10% Si-Fe。继续升温至 1580~1590℃，加 0.10~0.20% Si-Ca 或 0.08~0.10% Al 进行终脱氧。脱氧之后即断电，在 2~3 min 内扒除熔渣，出钢浇注。

(三) 真空感应电炉熔炼

在航空发动机制造中，普遍采用真空感应电炉熔炼各种高温合金。大多数铸造高温合金，由于易氧化的合金元素的含量比较多，如果在大气下熔炼，其机械性能显著降低。这些合金必须在真空下熔铸，才能满足技术要求。采用真空感应炉熔炼，由于炉内气相压力低（一般为 $1.33 \sim 1.33 \times 10^{-2}$ Pa），减少了熔融金属与空气的接触；能充分脱去钢液中的氧（还可脱掉夹杂物如 SiO_2 、 Al_2O_3 、 CaO 中的氧）；很容易排除溶解在金属液中的氢和氮；蒸发去除对热强性极不利的低熔点元素如铅、铋、铍等，从而比较有效地去除合金中的有害杂质和气体，准确控制了合金成分，因而提高了合金的机械性能、抗氧化和抗腐蚀性，以及其他的特殊性能，提高了铸件的合格率和昂贵的高温合金材料的利用率。也正是采用了真空感应电炉熔炼，使得含更高铝、钛的超级热强镍基高温合金的生产成为可能，从而在一定程度上促进了喷气飞行技术的发展。

国产的真空感应电炉的型号有 ZG25、ZG200 等多种，ZG25 是容量为 25 kg 的立式、非连续生产类型的真空中频感应电炉，在熔模精铸车间使用较广泛，该设备示意图见图 9-21。

它主要由炉体和真空系统两部分组成。

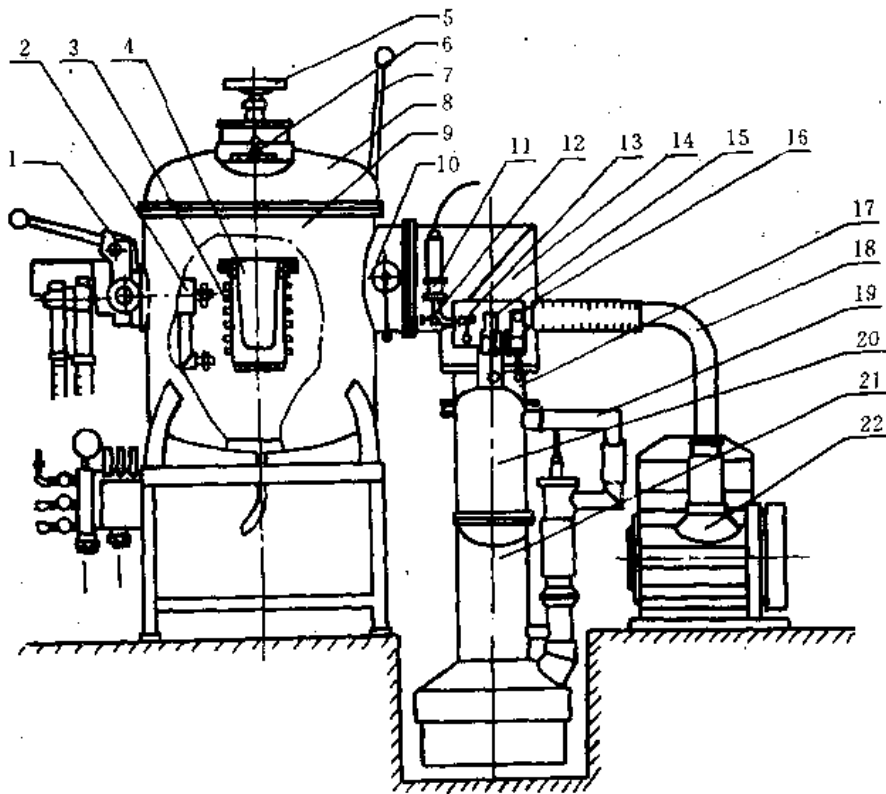


图 9-21 ZG25 真空中频感应电炉

- 1—真空密封旋转轴承 2—电极装置 3—感应线圈 4—炉衬 5—加料器 6—观察窗
7—加料翻斗 8—炉盖 9—炉壳 10—测温装置 11—真空计接头 12—保护气体控制阀
13—放气阀 14—大阀门 15—高真空控制阀 16—低真空控制阀 17—捕集器
18, 19—真空管道 20—真空容器 21—增压泵 22—机械真空泵

真空感应电炉的炉体与非真空感应电炉相比，无根本差别。只是前者的炉体必须置于一个真空室内，真空度的建立是由抽真空系统来完成。真空系统一般由机械泵（旋片式转动真空泵、滑阀式真空泵、罗茨真空泵）和油扩散泵组成，以满足抽气时间、极限真空度和在一定工作真空度下的抽气速度等要求。

真空感应电炉的坩埚材料通常采用碱性耐火材料——电熔镁砂，添加少量的硼酸，干法打成。在真空熔炼的条件下，合金中的铝和钛会与 SiO_2 坩埚反应，故不能用 SiO_2 坩埚。 ZrO_2 坩埚较为理想，但价格昂贵，未广泛采用。

对真空感应电炉用的金属炉料的要求，比非真空下要严得多，要求表面干净、无粘砂和泥土，干燥无水，化学成分合格。在精铸车间，采用化学成分合格的真空母合金，通常要剥去表皮。

在真空感应炉熔炼时，金属料一次装入坩埚。一般真空母合金锭不少于 30%，纯净的回炉料不多于 70%。型壳造型（干法）后，按工艺规程加热焙烧，在装入真空炉内时型壳温度应不低于 950°C 。炉料和铸型装放好以后，扣上炉盖，依次开启低真空及高真空阀门抽真空。为了避免合金氧化，确保合金成分均匀，减少气体及夹杂，在熔化过程中，炉内真空度应不

低于 0.133 Pa。

炉内真空度达到要求后，送电加热，并按照一定的工艺曲线进行，如图 9-22 所示，以最大功率至全部熔化。当温度升到相当于浇注温度时，降低功率，进行去除氧化膜处理，即借助于电磁感应的作用将大部分氧化膜推向坩埚四周，粘在坩埚壁上或溶解于钢液中，去膜处理后即停电，静置除气并测温。当达到浇注温度时，再次送电并倾转坩埚，带电进行浇注。带电浇注可以借助磁力线作用将坩埚表面的氧化膜和熔渣等推向坩埚壁。浇注完毕立即停电，依高、低顺序关闭真空阀门。一般要在铸件完全凝固后方可破真空取型，叶片模组大约在浇注后 5 min 即可取型，接着进行下一炉次的熔化。

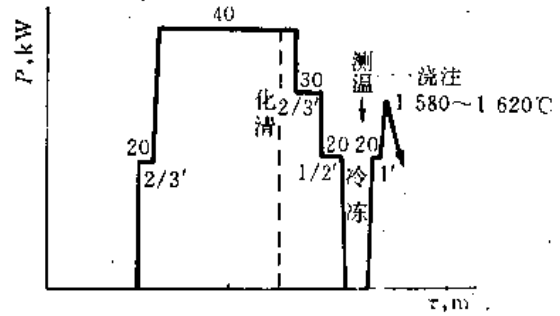


图 9-22 真空重熔 K-3 合金浇注导向叶片工艺曲线

以上介绍的是目前我国工厂的精铸车间应用最广泛的真空感应炉，它是非连续性生产的。

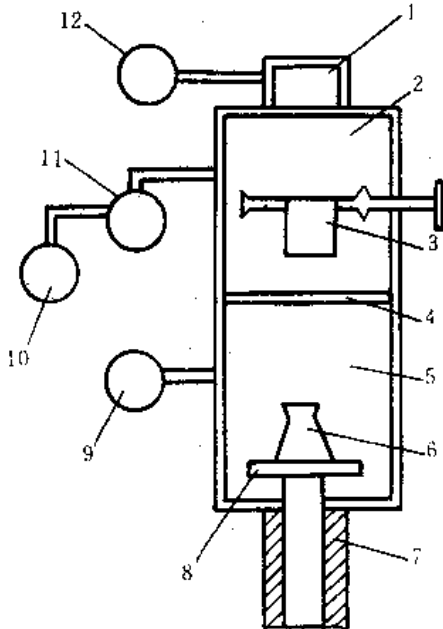


图 9-23 双室真空铸造炉示意图

- 1—加料斗 2—熔化室 3—坩埚
- 4—隔门 5—铸型室 6—铸型
- 7—气缸 8—铸型板 9, 10—旋转真空泵
- 11—扩散泵 12—真空泵

为了缩短生产周期，提高质量及生产率，应采用双室半连续真空炉。图 9-23 所示的双室真空炉，是由带有加料漏斗的熔化室和铸型室所组成。两室通过一个气动隔门隔开。这种结构可使熔化室连续地保持真空。其典型的生产周期如下：

- (1) 抽真空，合金料通过加料漏斗添加到熔化坩埚内，随后送电。
- (2) 当熔化室保持 1.33~0.133 Pa 真空度时，将预热的铸型放在铸型室的平台上，关上门，将铸型室抽到 1.33 Pa 真空度。
- (3) 熔化完毕，打开两室间的隔门，平台上升到熔化室内的浇注位置上。
- (4) 迅速浇注，铸型退回到铸型室内，关闭隔门，重新向坩埚内加料。
- (5) 打开铸型室，取出铸型，为下个生产循环作准备。

70 年代发展起来的定向凝固真空炉，可以生产出平行于零件主应力方向的柱状晶，它主要用于制造航空发动机的涡轮叶片和导向叶片。研究表明，这种方法制作的零件可以大幅度地提高合金的性能。图 9-24 是这种方法的原理图。

(四) 电渣炉熔炼

电渣熔炼是以单相或三相电焊变压器为电源，使用的是低电压 (15~60 V) 和大电流 (几百~几万 A)。电渣熔炼是利用炉渣在液态具有一定的导电性，因而在液态熔渣中插入电极并接通电源时，熔渣就会导电，产生一定的电流，同时，放出电阻热，使渣池温度升高。若

所用的电极为自耗电电极，则插入渣池中的电极末端将逐渐熔化，以液滴形式落下。这样来获得金属液的方法称为电渣熔炼。电渣熔炼的原理可由图 9-25 表示。

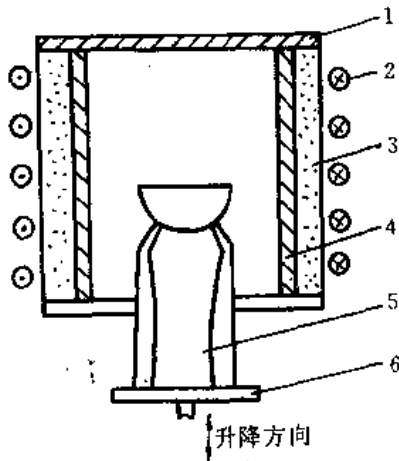


图 9-24 定向凝固装置示意图

1—石墨盖 2—感应线圈 3—绝缘层
4—石墨套 5—型壳 6—水冷铜板

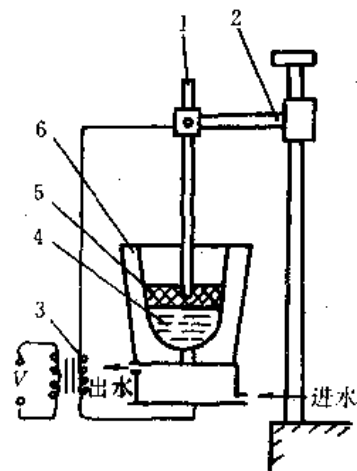


图 9-25 电渣熔炼示意图

1—自耗电电极 2—电极夹持器 3—变压器
4—金属熔池 5—熔渣 6—坩埚

采用的自耗电电极多用锻造或铸造而成，电极的成分与所浇注的铸件合金成分基本相同，只考虑少量的熔炼烧损。电极由电极夹持器夹住，利用电动机带动的丝杆可上下运动。熔炼在镁砂坩埚或水冷铜坩埚中进行。熔炼开始以前，先在坩埚底放置起弧的引料，较好的引弧剂其组成是：50%TiO₂；50%CaF₂。下降电极送电引弧的同时，向坩埚内加固体的渣料。当渣料被电弧熔化形成一定厚度的液体渣层后，插入熔渣中的电极便开始无弧的电渣熔炼。由于熔渣具有一定的电阻，电流流过产生热量，可以使电极下的熔渣温度达到 2 000 ℃左右。电极不断熔化，熔化的金属液滴滴落到坩埚中。滴落在水冷铜坩埚中的金属液，不断凝固而形成金属锭；若坩埚用镁砂打制的，则金属液在坩埚中达到一定量时，便停止熔炼，提出电极，扒去坩埚内的熔渣，当钢液温度满足要求后，便可浇注铸件。

由上可知，电渣熔炼与电弧熔炼不同，其所需热量来源于渣池的电阻热，是一个无弧过程。它与感应熔炼也不同，电渣熔炼时熔渣温度比金属温度高，而且熔渣对金属液起净化作用。所以在电渣熔炼中，无论在熔炼方面，还是在保证合金质量方面，熔渣都起着重要的作用。

与感应电炉熔炼相比，电渣熔炼的主要优点是：合金中的非金属夹杂、气体和硫含量显著减少，合金的纯度增高，因而合金的机械性能得到改善；生产率高；设备简单。但电渣熔炼也存在一些缺点，主要是：合金成分容易波动；合金液的温度不易控制；熔渣的粉尘和高温使劳动条件恶化。

电渣熔炼应用较广，归纳起来有以下几方面：

1. 金属重熔提纯

用性能较差的钢或合金作自耗电电极进行电渣重熔，同时在水冷结晶器内凝固成锭。此法多用于熔炼轴承钢、合金钢、不锈钢、耐热钢和高温合金等。

2. 熔铸异形铸件

在异形水冷结晶器内进行电渣重熔，直接生产异形铸件。例如熔铸航空发动机涡轮盘、飞

机起落架、航空厚壁管、抽油等。由于金属纯洁，组织致密，故可以铸代锻。这可节约金属，缩短生产周期。

3. 有衬电渣熔炼铸件

在有衬电渣熔炼炉内进行电渣熔炼，然后浇注铸件。这种方法在许多工厂的熔模精铸车间得到应用。首先是由于电渣熔炼设备简单，可以自制，许多工厂用它来代替价格昂贵的感应电炉来熔炼铸钢。此外，电渣熔炼可以放宽对原材料含硫量及夹杂物的要求，改善铸件质量，提高铸件合格率。例如某厂电渣重熔K-12合金，翻转浇注导向叶片，代替原来的高频感应熔化和翻转浇注工艺，消除了氧化斑疤和夹杂等缺陷，使叶片的合格率大大提高。

思考与练习

1. 铸造铝合金有哪些主要的合金元素？形成哪几类铸造合金？其中应用最多的是哪一类？为什么？
2. 污染铝熔体纯净性的主要物质是什么？它们是如何形成与产生的？应该如何预防？
3. 为什么铝合金铸件最容易产生针孔？应如何解决？
4. 铝硅类合金为什么常常要经变质处理？变质与不变质的铝硅合金，在各方面有何不同？是否所有铝硅合金都必须变质？为什么？
5. 什么是铝熔体固有的三个特性？产生什么影响？举例说明在熔炼某牌号的合金时，如何防止、削弱由这些特性造成的危害。
6. 石墨的存在如何影响灰铸铁的机械性能和其他性能特征？灰铸铁最适于制造哪类铸件？
7. 影响铸铁石墨化的主要因素是什么？为什么铸铁牌号不用化学成分来表示？
8. 列表比较各种铸铁（包括灰铸铁、球墨铸铁、蠕墨铸铁、可锻铸铁）的石墨形态、机械性能（包括 σ_b 、 δ 、 α_k ）、制作过程（铁水成分、炉前处理、热处理）、适用范围。
9. 用简图表示冲天炉的主体结构，并简述冲天炉熔炼铸铁的过程。
10. 冲天炉熔炼铸铁时加入废钢、硅铁、锰铁的作用是什么？若采用单一的生铁锭或回炉铸铁为原料，铸出的产品质量如何？若采用单一的废钢来熔化，铸出的属什么材质（钢、灰铸铁、白口铸铁）？为什么？
11. 高温铁水对铸铁件生产有何实际意义？在冲天炉结构一定的条件下，如何获得高温铁水？
12. 在冲天炉熔炼过程中，铸铁中的五大元素将会如何变化？为什么？
13. 铸钢与灰铸铁相比，其机械性能和铸造性能有哪些不同？为什么？
14. 下列铸件宜选用哪类铸造合金？为什么？
车床床身、火车车轮、摩托发动机、压气机叶片、耐酸泵、喷气发动机蜗轮叶片。
15. 比较电弧炉炼钢、感应电炉炼钢和电渣炉炼钢的特点及应用范围。
16. 以三相电弧炉为例，说明炼钢中如何排除气体、非金属夹杂，除磷，脱氧，脱硫。
17. 与感应电炉比较，真空感应电炉熔化高温合金有何优缺点？其应用范围如何？

384787

参 考 文 献



- [1] 邓文英主编,《金属工艺学》(第三版)上册,高等教育出版社,1990年。
- [2] 陆文华主编,《铸铁及其熔炼》,机械工业出版社,1983年。
- [3] 胡忠、张启勋、高以熹,《铝镁合金铸造工艺及质量控制》,航空工业出版社,1990年。
- [4] 陆树荪等,《有色铸造合金及熔炼》,国防工业出版社,1983年。
- [5] 《铸造概论》编写组,《铸造概论》,西北工业大学,1988年。