

镁合金薄壁件压铸制程及相关金属学问题研究

摘 要

镁合金压铸制品有诸多性能优点，已逐步取代塑料产品成为3C工业主流的趋势，广泛应用于笔记本外壳、内部支架、手机壳体和结构件，游戏机、投影机组件等。由于压铸制程比较复杂，往往在生产中出现各种问题，这些问题不仅包括铸件的缺陷，如热裂、冷结纹、表面缺陷、顶出变形和爆痘等，而且还有压铸机台附属设备比如坩锅变形开裂等问题。这些问题给生产带来了很大的麻烦，造成了铸件良品率降低，生产成本升高等。本文较为系统深入地研究了压铸生产工艺，并且针对生产中出现的一系列问题利用SEM、TEM和金相显微技术等测试手段进行了分析，得出以下主要结论：

1. P-Q²图提供了压铸机生产优良铸件的条件，并给出了可行的压铸作业区域；镁合金薄壁铸件（壁厚约1mm）的最佳充填时间为34~46ms。

2. 根据重量模拟计算、产品特征以及速度曲线形状，可以将镁液填充型腔的过程分为三个阶段：第一阶段，充满产品阶段；第二阶段，充满 overflow+ vents；第三阶段，补缩阶段。在该过程中，冲头的压力开始由油压泵来提供，然后由油压泵和蓄压器联合提供，虽然冲头压力不断增大，但是阻力增加的更快，使得冲头速度以更快的加速度减小。

3. 多肉的出现对于框架整体结构的力学性能没有明显的负面作用。压铸过程中形成的孔洞很有可能是控制铸件力学性能的主要因素。

4. 异色亮斑的存在是由于先析 α 相和共晶相经过化学转化处理后所

得的化学转化膜的成分差异所导致。铸件中的异常粗大的先析 α 相是由于模具表面局部散热不良所致。

5. 压铸机用镁液坩埚发生破坏的主要原因是坩埚靠近外焰部分奥氏体化过程中存在体积收缩, 使外表面产生了拉应力, 同时在周期性加热和保温过程中, 表面存在脱碳现象, 使强度降低, 这些因素导致表面产生了疲劳裂纹。随着坩埚使用时间的延长, 这些裂纹会向纵深方向扩展, 最终导致坩埚报废。建议坩埚在使用过程中, 底部采取电加热, 使外表面加热温度保持在高于 680°C 的某一适当温度, 不致局部过热, 从而消除组织应力的影响。

关键词: 镁合金, 压铸, 失效分析, 显微组织

INVESTIGATION ON THE DIE-CASTING PROCESSES OF THE THIN-WALL COMPONENTS AND RELATIVE METALLOGRAPH PROBLEMS

ABSTRACT

The magnesium alloy die casting products have many advantages, and in 3C industry they have gradually substituted plastics to be the main manufactures, which include notebook shells, mobile phone frames, playing machine groupware and so on. As the die-casting process is comparatively complex, there are always many problems in the manufacturing. These problems include not only the manufacture's defects, such as hot-crack, cold line, surface pile-out, hard spots and so on, but also the accessorial instrument matters, such as the crucible cracks. These problems cause die casting efficiency low and product cost high. The die casting process, and relative metallograph problems studied by a series of testing means including SEM, TEM, metallograph microscope and so on have systemically been investigated. The main conclusions are drawn as follows:

1. From $P-Q^2$ diagram, it can be got the feasible die-casting operating zone from which a series of parameters were obtained to produce excellent components. The optimal die filling time can also be calculated in a range of 34~46ms, which is suitable for the manufactures of the components with the thickness of 1mm.
2. According to result of calculating simulation, product characteristics

and plunger ejecting diagram, the die filling process is fallen into three stages: the product filled, the overflow plus vents filled and the shrinkage filled. During the process, the plunger pull force is supplied by oil pump firstly, and then by oil pump and accumulator together. Although the plunger pull force is becoming larger, the plunger velocity is decreasing with a higher acceleration due to the filling resistance to be greater than the plunger pull force.

3. The appearance of excess metal, a micro casting defect, has no significant effect on the frame's mechanical performance, which may be possibly controlled by the porosity formed in the die-casting process to a great extent.

4. The appearance of lightspot is attributed to the difference between the primary α phase and the eutectic ($\alpha+\beta$) phase in compositions of the chemical conversion coatings. The primary α phase is induced due to the the inhomogeneous heat distribution on the surface of the die.

5. The reason for the failure of the crucible used in hot chamber is that the outer part has been subjected to higher temperature to be austenized, while the phase of the inner part is still pearlite, then the tensile stress will be present on the surface of the crucible. At the same time, in the cycle of the heating and holding, that the surface loses carbon makes crucible's strength decreased, subsequently the fatigue crack is formed. When the crack extends in depth direction to a great extent, the crucible failed. It is suggested that the crucible should be heated by electric power, which will keep the outer part and inner part be at a same temperature in order to eliminate the microstructure stress.

KEY WORDS: magnesium alloy, die-cast, failure analysis, microstructure

声 明

U

本人郑重声明：所呈交的学位论文，是本人在指导教师的指导下，独立进行研究所取得的成果。除文中已经注明引用的内容外，本论文不包含其他个人或集体已经发表或撰写过的科研成果。对本文的研究做出重要贡献的个人和集体，均已在文中以明确方式标明。本声明的法律责任由本人承担。

论文作者签名： 焦少阳 日期： 2006. 5. 19

关于学位论文使用权的说明

本人完全了解太原理工大学有关保管、使用学位论文的规定，其中包括：①学校有权保管、并向有关部门送交学位论文的原件与复印件；②学校可以采用影印、缩印或其它复制手段复制并保存学位论文；③学校可允许学位论文被查阅或借阅；④学校可以学术交流为目的，复制赠送和交换学位论文；⑤学校可以公布学位论文的全部或部分内
容（保密学位论文在解密后遵守此规定）。

签 名： 焦少阳 日期： 2006. 5. 19

导师签名： _____ 日期： _____

第一章 文献综述

1.1 镁及镁合金

目前,许多产业对镁合金的需求量日益增加,而镁是地球上储量非常丰富的元素,除地壳表层金属矿的含量为2.3%外,在盐湖及海洋中的含量也十分可观。因此在很多金属趋于枯竭的今天,加速开发镁金属材料是实现可持续发展的重要措施之一。同时Mg合金产品对环境污染小,可回收利用,开发利用Mg合金产品已成为当今世界发展的潮流^[1~3]。

1.1.1 镁的性质

镁的原子序数为 12,在元素周期表中位于第 3 周期第 2 主族。电子结构为 $1S^22S^22P^63S^2$ 。镁的晶体结构为密排六方。25℃时的晶格常数为 $a=0.3202\text{nm}$, $c=0.5199\text{nm}$ 。镁的一些重要物理参数见表 1-1。镁最大的特点是低的密度,它是常用结构材料中最轻的金属。

镁及镁合金的可铸性、可焊性和延展性好,导热导电能力强,尺寸稳定性高,对震动、噪音的缓冲能力强,对晶间腐蚀和应力腐蚀性破裂的敏感度较低。

1.1.2 镁合金的性质及分类

由于纯镁的室温强度很低,不能直接用作结构材料,而主要用于配置镁合金及其他合金。镁合金是目前最广泛使用的镁基材料,它不仅在纯镁的性能基础上大幅度改善了力学性能,而且还保留和发挥了纯镁的主要优点^[4]:(1)轻量化:密度仅为铝的 2/3,钢的 1/4;(2)比强度高,刚性好;(3)吸震性好,耐冲击;(4)电磁屏蔽性好;(5)铸造性能良好;(6)热传导性优良,散热性好;(7)切削性能良好;(8)是一种绿色金属,可再生。除上述特性外,镁合金还具有抗疲劳、无毒和优良的生物协调性等特点。

表 1-1 纯镁的一些物理参数

Tab1-1 The physical parameters of pure magnesium

熔点	沸点	燃烧热	熔化热
(°C)	(°C)	(KJ·Kg ⁻¹)	(KJ·Kg ⁻¹)
650	1130	25020	368
密度	比热	热导率	热膨胀率
(g·cm ⁻³)	(J·Kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	[W·(m·K) ⁻¹]	(10 ⁻⁶ K ⁻¹)
1.738	1025	155	25.0

镁合金的分类有多种方法，主要有以下几种。

按照制造工艺来分，镁合金可分为铸造镁合金和变形镁合金。铸造镁合金可分为压力铸造镁合金和重力铸造镁合金；变形镁合金可以分为锻造成形镁合金和挤压成形镁合金。

根据镁合金的组成成分来分类，即其中的主要合金元素含量，镁合金可以分为 Mg-Al 系合金、Mg-Zn 系合金、Mg-RE-Zr 系合金、Mg-Th-Zr 系合金和 Mg-Ag 等合金。

Mg-Al 系合金可细分为 Mg-Al-Zn 合金、Mg-Al-Mn 合金和 Mg-Al-Si 铸造合金 3 种类型。这一系列合金具备良好的力学性能、物理性能、盐雾腐蚀性能和加工性能。在温度达到 175°C，Mg-Al-Si 铸造合金的蠕变强度要高于前两种合金。

Mg-Zn 系铸造合金是一种含锌量很高的镁合金。可细分为 Mg-Zn-Zr 合金，Mg-Zn-Cu 合金和 Mg-Zn-RE 合金。在铸造合金中此系列合金的拉伸强度和屈服强度最高。

Mg-RE-Zr 系铸造合金，高温性能好。适合用于温度在 175~260°C 之间，气密性非常好，但铸造性能不如 Mg-Al 系铸造合金好。

在目前所用的压铸镁合金中，以 AZ91D 为多，这是因为为其力学性能，铸造性能均能满足产品的要求，所以最常被采用。表 1-2 给出了 AZ91D 的成分标准，同时在图 1-1 对 AZ91D 的代号意义作了详细的说明。

镁合金中各种元素对其性能所产生的作用^[5-6]介绍如下:

1)Al Al是形成Mg合金含量最高的元素,它在固态Mg中具有较大的固溶度,其极限固溶度为12.7%,随着温度的降低其溶解度会显著下降,在室温时其固溶度只有2.0%左右。Al能提高Mg合金的强度,改善压铸件的可铸造性,但是在晶界上析出的 $Mg_{17}Al_{12}$ (β 相)金属间化合物会降低合金的抗蠕变性能。在AZ91合金中, $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量很高。在铸造Mg合金中Al的含量一般控制在7%~8%,而变形Mg合金中Al的含量控制在3%~5%之间。

表 1-2 AZ91D 化学成分

Table 1-2 Chemical compositions of AZ91D

成分	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
(mass%)	8.87	0.69	0.22	0.02	0.00204	0.00102	0.00475	bal.

2)Zn 锌在镁合金中作为一种合金化元素,其有效性仅次于铝,在340℃的共晶温度下, α -Mg中可以溶解6.2%的锌,凝固时还会与镁形成化合物 $MgZn$ (六方晶格,堆垛顺序为ababab)。值得提出的是,在Mg-Al合金中加入锌以后,Mg-Al共晶就会呈现出一种完全离异共晶形式。在这种离异共晶中,如果锌与铝的比率超出1%~3%,凝固时形成被镁固溶体所包围的颗粒状 $Mg_{17}Al_{12}$ 或 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$,因此,锌常和铝一起使用以提高合金的室温强度;但当镁合金中含有7%~10wt%的铝而锌的加入量又大于1%时将会增加合金的热脆性。锌也常和锆、稀土或钍一起用来制备具有很好强度的可沉淀硬化镁合金。锌也有助于减轻镁合金中的铁和镍杂质的有害腐蚀作用。

3)Mn 在Mg中加入Mn对合金的力学性能的影响不大,但能降低合金的塑性。在Mg合金中加入1%~2.5%Mn的主要目的是提高合金的抗应力腐蚀的倾向,从而提高耐腐蚀性能和改善合金的焊接性能。Mn能略微提高合金的熔点,在含Al的Mg合金中可形成 $MgFeMn$ 化合物,提高合金的耐热性。

4)Si 用于改善压铸件的热稳定性和抗蠕变性能。

5)Fe、Ni、Cu 这3种元素在Mg合金中的固溶量很小,在其质量分数小于0.2%时就能对Mg合金产生非常有害的影响。在合金中较正电势的金属析出能形成许多电

偶微电池，大大提高合金的腐蚀速率。

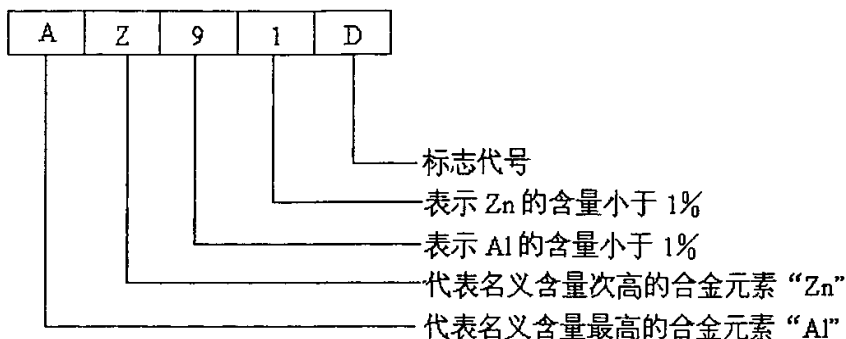


图 1-1 AZ91D 的代号意义

Fig1-1 Symbol meaning of Az91D

1.1.3 镁合金的应用

目前，大部分的镁还是作为非结构材料。如 1992 年的原生镁约 52%用作铝的合金化添加剂，22%用作钢的脱硫、球墨铁的生产，10%用作化学、电化学及其他用途，只有约 16%用作结构目的^[7]。因此镁和镁合金作为结构材料有很大的增长潜力。常规镁合金的开发和应用始于 20 世纪 20 年代，并于 30 年代末达到高峰。而且在 20 世纪 50 年代镁合金的发展达到了第二个高峰期，但是随后的发展却比较缓慢。进入 20 世纪 90 年代，由于市场的需求，又使镁的应用和开发有了新的活力。镁的结构性能优异，在许多领域，尤其是在那些减轻重量具有重大意义的领域，镁合金在某些领域已逐步替代工程塑料，铝合金和钢材成为具有极强竞争力的新型材料。研究表明，用镁铸件代替铝铸件的潜力为 1.5 个数量级，而对变形镁合金来说，相应的潜力几乎为 4 个数量级^[8]。若考虑到可能取代塑料基制品，则变形镁合金相对增长的潜力几乎是无限大。镁作为结构材料可广泛应用于电子、军事、汽车、航空航天以及核能等工业部门，满足视听器材、计算机和通读设备的革新以及运载工具、手工工具“轻量化”和其他特殊的技术要求。

1.1.3.1 在汽车上的应用

世界汽车制造业自从能源危机的出现到现在，一直都受节能与环保这两个因素的影响，而专家们也在想尽一切办法来减轻汽车重量，从而能够起到减少汽油消耗以及

废气排放量的双重作用,重量减轻就可以减少燃料消耗与此同时减轻重量也可以减少污染环境排放物的产生。镁是汽车“轻量化”最具吸引力的结构材料之一^[9]。在这方面,设计和研究人员对镁的腐蚀、易燃和成本等方面获得了突破性的进展并且大力在引擎、车身和其他内部零件上进行着应用和开发,使目前的汽车重量比早期产品减轻了40%。面对节约能源、降低排放以及提高回收率等严峻挑战,欧、美、日的汽车工业正将目光转向镁合金,如1993~1997年间北美及欧洲汽车镁用量的年增长率超过了20%,主要用于制造汽车发动机、车身、车轮、驾驶盘盘轴、座椅架、仪表盘以及变速箱等部件。典型镁合金部件的重量仅为相同体积铁的23%,铝的64%,在汽车上应用镁合金具有17%~20%的减重潜力,而每减轻100Kg的重量,燃料消耗就可以降低5%,这对于节约能源、降低排放、实现可持续发展无疑具有重要意义。镁铸件在汽车工业的应用始于1936年德国大众公司的“甲壳虫”轿车。1995年各国轿车用镁量分别为:俄罗斯18kg/辆,日本5kg/辆,美国2~3kg/辆^[10]。

1.1.3.2 在航空航天工业和军事工业上的应用

镁及镁合金由于具有许多优于其他常用金属材料的性能,这使得它在航空航天工业中的应用前景非常广阔。它适合应用于飞机、航天器的轻质外壳、减振系统元件以及其他构件,这其中包括飞行器机身及其发动机、起落轮,火箭、导弹及其发射架,卫星和探测器、旋转罗盘、电磁套罩、雷达和电子装置以及地面控制等的设计和制造,如MD600直升机的主传动系统使用镁合金后,水平旋翼系统的功能得到有效提高^[11]。太空飞船和卫星部件使用镁合金后能适应太空运行的特殊环境,诸如由空气动力学加热引起的温度极限、臭氧侵蚀、短波电磁辐射、高能粒子如电子和质子以及小陨石等的冲击等等。

1.1.3.3 镁在其他领域中的应用

镁合金由于具有比强度高、重量轻、耐冲击、制造技术成熟,同时其散热性佳、电磁屏蔽能力强、所形成表面美观耐用等优点,国际市场对以镁合金为壳体的零部件需求量巨大。镁合金的应用已经扩展到通讯、计算机和声像等领域。1999年全球手提电脑2000万台,近1/4使用了镁合金外壳。2002年国内手提电脑产量达到500多万部,有1/2的产品是镁合金外壳,2003年,全球手机已达12亿部,其中有4亿部左右是用镁合金做外壳。照相机、手机、摄像机等家电产品,也有相当的比例使用镁

合金外壳，市场前景十分广阔^[12]。

在计算机通读设备市场，镁合金正在取代工程塑料用于小型碟片播放器、电视机、蜂窝式电话机、数字相机、数字投影仪以及计算机部件等的设计和制造^[13]。在日用消费品市场，也常常被用于链锯、篱剪、体育用品、电动工具及其他手工工具的制造。

1.2 镁合金薄壁件压铸技术介绍

1.2.1 压铸方式介绍

按照给汤方式的不同，压铸可以分为热室压铸（hot chamber die-cast）和冷室压铸（cold chamber die-cast），同时由于成形所需原材料的不同，压铸还包括触变压铸（thixo die-cast）。

1.2.1.1 热室压铸介绍

图 1-2 给出了一台 FRECH 热室压铸机的简图，热室压铸机按照锁模力的大小不同，可分为 100t、125t、250t、500t、800t、900t 等。

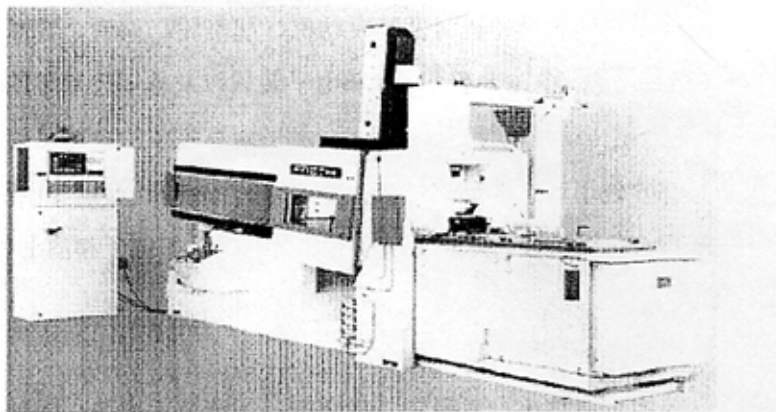


图 1-2 热室压铸机简图

Fig1-2 The sketch of hot chamber

热室压铸机的射出系统由柱塞、套筒或鹅颈管组成，这些射出单元浸泡在熔融金属液中。其射出过程如图 1-4 所示。射出是由油压驱动柱塞下压而将金属液压入模穴中，最终金属液冷却而得到铸件。由于热室压铸机机台射出压力相对较小，同时操控

简便，因此一般用于生产体积较小的压铸件，例如 3C 类之产品，其特点是生产效率高，同时产品缺陷少。

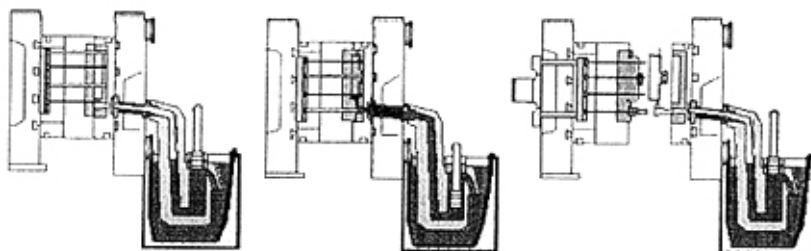


图 1-3 热室压铸过程

Fig1-3 The process of hot chamber die-cast

1.2.1.2 冷室压铸介绍

图 1-4 给出了一台 BUHLER 冷室压铸机的简图，冷室压铸机的锁模力相对于热室压铸机要大，按照锁模力大小不同，可分为 530t、660t、840t、2000t、4000t 等。

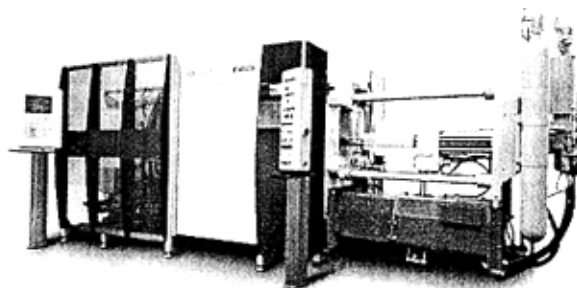


图 1-4 冷室压铸机简图

Fig1-4 The sketch of cold chamber

冷室压铸的射出系统与溶解炉分离，射出过程如图 1-6 所示。射出前需将金属液由熔炉中取出并倒入套筒中，然后籍由柱塞向前将金属液射入模穴。因本法铸造压力大，适合肉厚大型之复杂铸件，例如汽车零件、电动工具等。

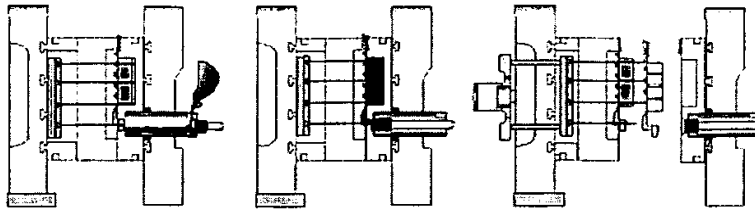


图 1-5 冷室压铸过程

Fig1-5 The process of cold chamber die-cast

冷室压铸与热室压铸是最常用的镁合金压铸方法,两者的特性对比如表 1-3 所示。在实际生产中,热室压铸机生产过程中镁汤供给相对简单,同时由于产品较小,易于充填,因此良品率一般较高,在生产中出现的问题也较少;但是冷室压铸机由于自身结构复杂,镁汤供给不易,且所生产的铸件面积较大,使得充填过程较困难,因此这种产品在成形过程中往往出现多种缺陷。

表 1-3 镁合金冷室压铸与热室压铸之比较

Tab1-3 The comparisons between cod chamber die-cast and hot chamber die-cast

项目	冷室机	热室机
铸造压力	大	小
铸造温度	高	低
设备成本	低	高
生产速度	慢	快
维修保养	易	难
生产成本	高	低
铸件重量	大	小
镁液供给	难	易
镁液品质	差	佳
使用合金	多	少

(3) 触变压铸介绍

图 1-6 为一台 JSW 触变压铸机简图。

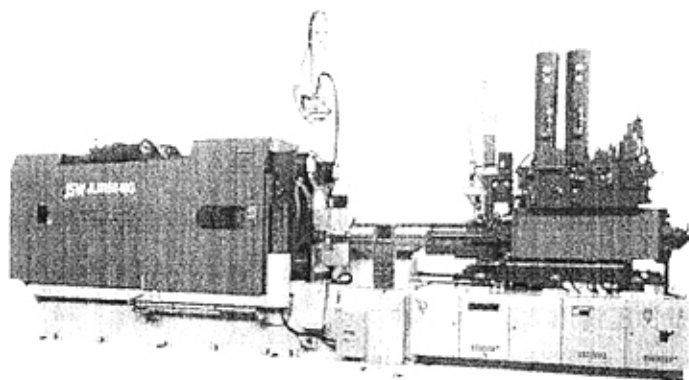


图 1-6 触变压铸机简图

Fig1-6 The sketch of thixo chamber

图 1-7 显示了触变成型的射出系统，它是将长条型之镁合金颗粒由加料筒送到射出成型机的料管内，加热至半固态后，同时以螺杆施加外力。搅拌成球状组织的半固态镁合金材料，通过螺杆被送入模穴，然后在压力的作用下成型。

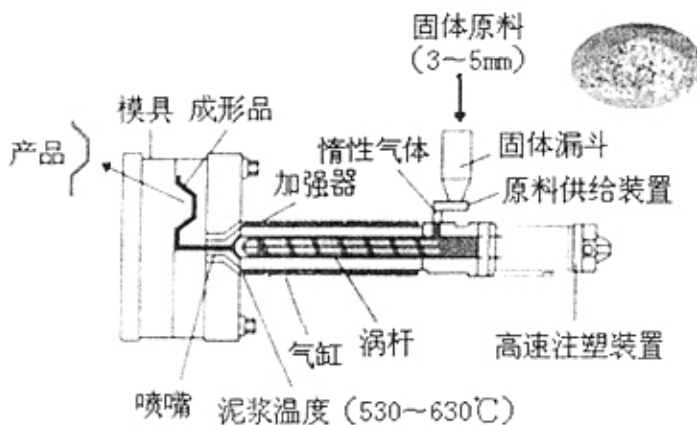


图 1-7 触变压铸射出系统

Fig1-7 The ejecting system of thixo die-cast

1.2.2 压铸制品介绍

由于触变压铸技术目前还尚未成熟，因此目前被广泛采用的压铸方法是热室压铸和冷室压铸。压铸过程中对铸件品质起重大作用的模具主要由 8 部分组成，包括：定模板、动模板、上顶出板、下顶出板、模角、下固定板、动模仁和定模仁。这两种不

同的压铸方法，由于所用模具存在一定的区别，因此铸件结构也存在差异，图 1-8 给出了热室铸件和冷室铸件的简图。

压铸所得的铸件包括料柄，产品，溢流井及逃气道部分，料柄由进料口的铸件部分构成，连接料饼与产品部分的是浇道部分；相对模穴的部位就是所设计的产品。为了便于叙述，在后续部分所述的铸件即指的是产品部分，不包括料柄及其他部分。

1.2.3 镁合金薄壁件压铸用离型剂介绍

1.2.3.1 压铸用离型剂的作用、成分及性能特征。

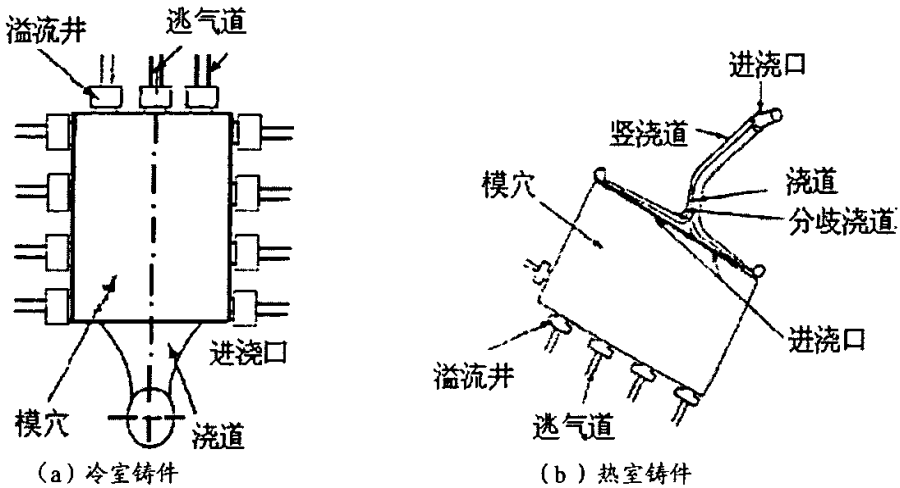


图 1-8 压铸件简图

Fig1-8 The sketch of manufactures

压铸用离型剂的主要作用是在压铸型型腔表面而形成连续性保护膜(皮膜)，以利于压铸件脱型，并强制冷却压铸模具，缩短压铸循环周期。不同成分的离型剂有其相应的粘润温度^[14]，在此温度下离型剂的有效成分开始粘着到压铸型腔表面并形成保护性皮膜。粘润温度低的离型剂，往往由于压铸型温度高而不易粘着在型腔表面，所形成的皮膜质量很差。一般来说皮膜形成的关键是控制气膜。皮膜过厚易使铸件产生气孔、冷结纹和残留物沉积。皮膜过薄则易造成局部性油膜破裂，使压铸件产生粘型、流痕等缺陷。为了减少离型剂使用的盲目性，压铸工作者应对离型剂的主要成分及其特征

有一定的了解。表 1-4 列出了压铸型水剂离型剂一些常用成分的主要特征。

离型剂一般由 15~25 种原料配制而成,其配方中原料成分的微小差别都可能使其性能产生很大差别。任何一种离型剂都不可能是万能的,总有一个侧重点从和最佳适用范围。例如,有的离型剂粘着性好,有的干燥性好。压铸工作者要学会根据压铸合金、压铸件和压铸型的特点和要求,选择最适宜的离型剂。

表 1-4 压铸用水基离型剂的主要成分及特征

Tab1-4 The main constitutions and charaterics of the mould release agents used in die-cast

	种类	特征	缺点
主料	矿物油	易形成连续皮膜	耐热性低, 易出现油迹
	动物油脂	耐热性润滑性好	氧化稳定性差, 发粘
	合成油脂	高温粘着铺展性好	价高, 难乳化
	天然石蜡	润滑性好	易沉积, 产生气体
	合成石蜡	中低温黏着铺展性好	易沉积, 价高
	硅油	耐热性, 脱模性好	喷涂性差
	固体润滑油	润滑性, 保温性好	喷涂性差, 恶化工作环境
辅料	乳化剂	水溶性	要酌情使用
	添加剂	可提高极压油性	价高
	防腐剂	防腐	
	防锈剂	防锈	

1.2.3.2 镁合金压铸用离型剂的选择

选择压铸用离型剂的一般原则

- a) 要选择最适宜的稀释比率, 吹气排屑强度和喷雾量, 以保证皮膜的形成;
- b) 选择对压铸型损伤作用小的离型剂;
- c) 不要选择含过量石蜡的离型剂, 以免在压铸型腔表面形成过大的沉积残留量;
- d) 选择与铸件结构, 形状和尺寸相适应的离型剂。

由于与铝合金压铸相比, 镁合金液与压铸型的亲和性低, 凝固时间短, 凝固收缩大^[15], 压铸件表面处理工作(如防锈、涂装等)复杂, 回炉料质量易受离型剂污染, 尤

其是对成形精度要求高的薄壁镁合金压铸件，更须防止离型剂堆积在压铸型腔表面，因此在选择镁合金压铸用离型剂时，还需考虑下列因素：

a) 镁合金液在充型过程中温度和流动性下降快，易产生流纹和充填不良等缺陷，因此须提高镁合金压铸用离型剂的保温性。

b) 镁合金凝固收缩大，易咬住金属芯，导致压铸件脱型困难甚至拉伤铸型，故要求镁合金压铸用离型剂具有良好的润滑性，使压铸件脱型容易。

c) 镁合金易产生电化学腐蚀，其压铸件需进行表面处理，表面处理前的预处理(机械预处理、化学预处理和酸洗等)与压铸件表面残留的离型剂密切相关，含有硅质添加剂的离型剂会造成涂装困难。因此镁合金压铸用离型剂最好不含硅质添加剂，并应具有良好的流变性，且不易堆积在型腔表面。此外，为减少和防止镁合金与水分接触发生反应，应选择干燥性的添加剂。

离型剂的使用效果还与合金成分、铸件结构、模具温度、镁液温度、喷涂量、压铸参数等因素相关^[4]，因此选择和使用离型剂应权衡各方面因素进行综合考虑。

1.3 镁合金压铸技术的发展方向

与其他压铸合金一样，传统的压铸技术使镁合金液以高速的紊流和弥散状态充填压铸型腔，使型腔内的气体及由压铸涂料产生的气体无法顺利排出，这些气体在高压下或者溶解在压铸合金内，或者形成许多弥散分布在压铸件内的高压微气孔。这些高压下溶解的气体和微气孔在高温下析出和膨胀会导致铸件变形和表面鼓泡。因此用传统压铸方法生产的镁合金压铸件，不能进行热处理强化，也不能在较高温度下使用。为了消除这种缺陷，提高压铸件的内在质量，扩大压铸件的应用范围，近年来研究开发了一些新的压铸方法，其中包括充氧压铸，半固态金属流变或触变压铸和挤压铸造，以及几经起伏的真空压铸等。

真空压铸通过在压铸过程中抽除型腔内的气体而消除或显著减少压铸件内的气孔和溶解气体，从而提高压铸件的力学性能和表面质量。目前已成功地在冷室压铸机上用真空压铸法生产出 AM60B 镁合金汽车轮毂，铸件的伸长率由 8% 提高至 16%^[17]。

充氧压铸又称无气孔压铸(Pore-Free Die Casting Process，即 P.F 法)。该法在金属

液充型前，将氧气或其他活性气体充入型腔，置换型腔内的空气，金属液充型时，活性气体与充型金属液反应生成金属氧化物微粒弥散分布在压铸件内，从而消除压铸件内的气体，使压铸件可热处理强化。日本轻金属(株)用充氧压铸法生产计算机的 AZ91 镁合金整体磁头支架，代替原先的多层叠合支架，不但减轻了支架重量，并且取得了很大的经济效益。该公司还用充氧压铸法成批生产了 AM60 镁合金汽车轮毂和摩托车轮毂，与铝轮毂相比，重量减轻 15%。充氧压铸、普通压铸及重力压铸的镁合金铸件力学性能如表 1-5 所示^[18]，由表可知：充氧压铸镁合金件可像重力铸造镁合金件一样进行热处理强化，其力学性能优于普通压铸件和重力铸造件，而普通镁合金压铸件则在热处理时变形，无法进行力学性能试验。

半固态流变压铸具有充型平稳、无金属喷溅、金属液氧化损失少、节能、操作安全、铸件内孔洞类缺陷少等优点美国 DowChemical 公司发明的镁合金半固态流变压铸法已实现了商业化^[19-20]，并取得了 3 项基本专利。该公司于 1991 年推出了第二代半固态流变压铸设备，其锁型机构与普通压铸机相同，而压射机构则采用带有电加热装置的螺旋式压射机构。加入该机构的颗粒状镁合金被螺旋输送至用氩气保护的控温加热区，在该区被加热和剪切成温度达 580℃ 的半固态后进入加速压射区，压射速度约 3.8ms，型腔压力为 34~41MPa，最大可达 136MPa，一次循环时间为 20s。与普通压铸件高达 2.5%~3.0% 的平均孔隙率相比，半固态压铸件的孔隙率仅为 0.4%~1.8%。该法的另一优点是减少了铸件在型内的收缩率，对某些铸件甚至可采用零起模斜度，显著减小了铸件的脱型阻力，提高了铸件的尺寸精度。已生产出的镁合金半固态压铸件有汽车传动器壳体盖、点火器壳体等。

此外，用碳化硅等颗粒增强的镁合金基复合材料已进行了多年的研究开发^[21-22]，目前虽尚未达到在压铸领域商业应用的阶段，但已用砂型铸造、精密铸造等方法制成了叶轮、自行车曲柄、汽车缸套等铸件，并有将这种复合材料与半固态铸造相结合，应用于压铸和挤压铸造领域的发展趋势^[23]。

表 1-5 充氧压铸、普通压铸和重力铸造镁合金的力学性能

Tab 1-5 The mechanical performance of P.F die-casting, ordinary die-casting and gravity die-casting manufactures

性能 合金	充氧压铸				普通压铸			重力压铸			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	硬度 (HRB)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	硬度 (HRB)
铸态	235~245	147~157	4~5	34	196~235	147~157	0.5~3	176	98	2	17
AZ91HP T4*4	274~304	118~127	11~14	18	N.G	N.G	N.G	274	88.2	12	10
T6*5	255~274	167~176	6~7	50	N.G	N.G	N.G	274	137.2	6	30
AM60H 铸态	265~274	137~147	16~19	15	235~245	118~147	4~10				
P T4*4	265~284	118~127	20~22	14	N.G	N.G	N.G				

*1 ASTM 试样 *2 JISNO. 4 型试样 *3 ASTM 无缺口试样

*4 压铸:420°C-2h→空冷 重力铸造:420°C-16h→空冷

*5 T4+170°C-16h N.G. 因变形, 无法试验

1.4 论文选题

1.4.1 本课题的研究目的

镁合金压铸制品有诸多性能优点, 已取代塑料产品成为3C工业主流的趋势, 广泛应用于笔记本外壳、内部支架、手机壳体和结构件, 游戏机、投影机组件等。由于压铸制程比较复杂, 往往在生产中出现各种问题, 这些问题不仅包括铸件的缺陷, 如热裂、冷结纹、表面缺陷、顶出变形和爆痘等, 而且含有压铸机台附属设备比如坩埚变形开裂等问题。这些问题给生产带来了很大的麻烦, 造成了铸件良品率降低, 生产成本升高等。

本课题拟通过对压铸生产工艺的深入分析, 以了解生产中所出现问题的产生原因, 以期为镁合金在3C薄壁件上的应用提供一些借鉴和经验。

1.4.2 研究内容

1.4.2.1 镁合金薄壁件压铸生产过程分析与优化

a)、对生产薄壁件用压铸机台的选择提供方案;

b)、对成型过程进行研究，为镁合金压铸工艺的优化提供技术支持。

1.4.2.2 生产中实际问题的分析与解决

1.表面微观缺陷对压铸镁合金力学性能的影响

- a) 铸件卡钩部位的最大推力载荷
- b) 卡钩部位缺陷的 SEM 分析
- c) 断裂截面的 SEM 及 TEM 分析

2.镁合金薄壁件在化学转化处理中的异色亮斑形成原因分析

- d) 铸件表面金相组织观察
- e) 铸件表面各相的 EDS 分析
- f) 异色亮斑处的 SEM 及 EDS 分析

3.压铸机用镁液坩锅失效原因分析

- a)力学性能测试分析
- b)金相组织观察
- c)TEM 及 SEM 分析

1.4.3 预期结果

1.4.3.1 明确压铸过程中的液体流动及充型过程，籍此通过对压铸机台压射参数的优化达到减少制品缺陷之目的。

1.4.3.2 了解表面缺陷是否对最大推力载荷存在影响，分析影响最大推力载荷的控制因素。

1.4.3.3 明确压铸过程中异常粗大晶粒的产生及异色亮斑的形成原因，通过压铸制程的改善来减少此类缺陷。

1.4.3.4 明确坩锅变形开裂的原因，确立解决此种问题的措施。

通过以上方面的研究，期能提高薄壁压铸件的成品率，节约生产成本，为镁合金压铸件竞争力的提高提供借鉴和帮助。

第二章 压铸机台的选择及 P-Q² 图的应用

为了能在压铸机台上生产品质优良的铸件,压铸人员必须了解并优化机台和模治具的关系,也就是根据压铸机台和模具的状况选择成型条件。压铸中往往希望镁汤在浇口处以高速射出,但镁汤是否能以我们所希望的速度射出,则牵涉到要达到此速度所需要的机台压力。P-Q²图分析的目的就在于预测压铸机是否可提供足够的压力,进而预测镁汤浇口速度是否可达到要求。P-Q²图给出了在已知压射能力的机器上,怎样来操作一个给定的模具。通过分析将给出一个操作窗口,从而在该操作窗口内设定压射条件来得到满足质量要求的铸件。

2.1 P-Q² 图的构造

2.1.1 压力需求曲线

压铸机射出系统的负荷来自于柱塞头将熔融金属以一定速度(V_g)推到浇口时需提供一定的压力。作用于镁液上的柱塞头压力可由伯努利方程算出:

$$P = \rho/2g[Vg/C_d]^2 \quad (2.1)$$

P: 柱塞头压力(Pa)

ρ : 金属液密度(Kg/m³)

g: 重力加速度(m/s²)

V_g: 浇口速率(m/s)

C_d: 流动系数

金属密度 ρ 是伯努利方程中影响金属流动的一个变量,金属密度在高温时取较小的值,此处金属镁液的密度是: 1.75g/cm³。

流动系数 C_d 包含许多因素造成的损失,包括射出系统摩擦损失和浇口处动能损失,对于镁液 C_d 取值约为 0.5。

这个式子在压铸上的意义是:若我们想要在浇口处有 V_g 的速度,就必须提供柱

塞头 P 的压力。

又：

$$Q = Vg \cdot A_g \quad (2.2)$$

A_g : 浇口截面积(m^2)

Q : 金属液流率(m^3/s)

联合式 (2.1) 和式 (2.2)，柱塞头压力 P 和金属液流率 Q 的关系可表示为：

$$P = \rho/2g [Q/A_g \cdot C_d]^2 \quad (2.3)$$

对于一个固定的浇口面积，把式(2.3)画在一个以压力 P 为纵轴，Q 为横轴的坐标平面，我们可以得到图 2-1。

为了使用方便，通常把横坐标 Q 变成 Q^2 ，如此压力需求曲线就会变成一条直线，如图 2-2 所示。

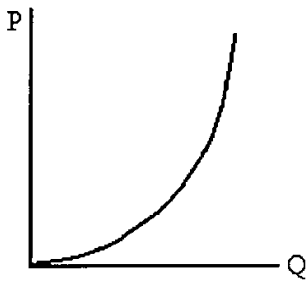


图 2-1 P-Q 坐标上压力
需求曲线

Fig2-1 The demanding pressure curve
on P-Q coordinates

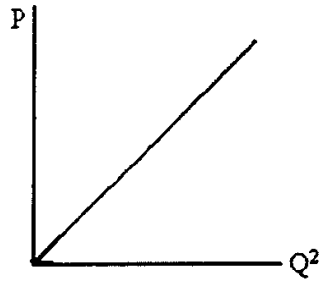


图 2-2 P- Q^2 坐标上
压力需求曲线

Fig2-2 The demanding pressure curve
on P - Q^2 coordinates

根据式 (2.3)，对于不同的浇口面积，可画出不同的直线，如图 2.3 所示，发现浇口面积愈大，就偏向右下方。

2.1.2 压力供给曲线

当料管中没有熔汤时，柱塞头加速直至其力量全部释放，在此极端情况下，柱塞依此速度运动时，没有液压可用来推动金属液流入模穴（液压阀全开），该速率称为空射速率（Dry Shot Speed），记为 V_d ，此速率可预先测得。空射速率和蓄压器压力

是确定机台能力的关键因素。

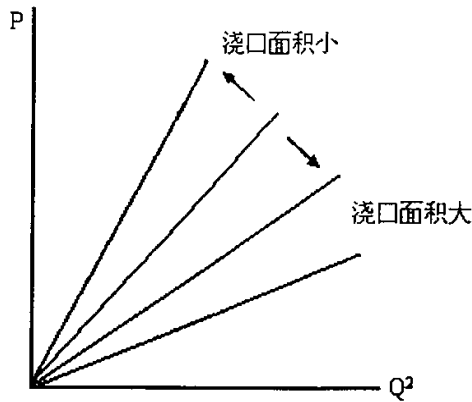


图 2-3 不同浇口面积对压力需求曲线的影响

Fig2-3 The influence of Ag to the demanding pressure curve

有两种途径可以使柱塞运动速率小于最大速率 V_d ，一种是部分关闭液压阀，另一种途径是给柱塞头提供阻碍，此阻碍等同于增加系统压力的有效释放。要被推入模穴的熔融金属正好充当此角色。随着负载的增加，射出缸的压力亦须增加以产生一个作用在柱塞头上的力来平衡反作用载荷。当柱塞头的速度达到 V_d 时，射出缸的有效压力为零；而当柱塞头速度变慢时，射出缸的压力增加，直至柱塞头的速度为零时，射出缸的压力达到最大值等于蓄压器的压力。

由伯努利方程（式 2.1）知，要得到 V 的速度，必须供给 P 的压力，而这个压力来源于压铸机的蓄压器。但该压力并非就等于蓄压器压力 P_{hs} ，它会有下列的关系：

$$P_c = P_{hs} [1 - (V_p / V_d)^2] \quad (2.4)$$

P_c : 有效压力 (Pa)

P_{hs} : 蓄压器压力 (Pa)

V_p : 柱塞速率 (m/s)

V_d : 空射速率 (m/s)

这是因为：

柱塞头动能减小转化为柱塞头对阻碍物做功：

$$F_r \cdot s = mV_d^2 / 2 - mV_p^2 / 2 \quad (2.4.1)$$

s : 柱塞头位移 (m)

S: 柱塞头面积(m²)

最大速率 V_d 时, 蓄压器压力全部转化为柱塞头动能:

$$Phs \cdot S \cdot s = m V_d^2 / 2 \quad (2.4.2)$$

由 4-1, 4-2 整理后得:

$$P_c / Phs = (V_d^2 - V_p^2) V_d^2 \quad (2.4.3)$$

对式 2.4.3 变换即可得 2.4 式。

有效压力 P_c 和柱塞速率 V_p 决定了机台的射出系统进行工作时的可用动力, 该工作是推动熔融金属通过模具的浇注系统。对任意给定的机台, 流量和金属液压之间的关系强烈依赖于所选择的柱塞头直径。当柱塞头直径选定后, 柱塞速率和金属液流率就有一个直接的关系, 推导如下:

$$Q = A_p \cdot V_p \quad (2.5)$$

$$A_p = [\pi \cdot d_p^2] / 4 \quad (2.6)$$

Q: 金属液流率(m³/s)

V_p: 柱塞速率(m/s)

D_p: 柱塞直径(m)

A_p: 柱塞面积(m²)

将 2.5, 2.6 带入到 2.4 式, 得有效压力 P_c 和流量 Q 的关系:

$$P_c = Phs [1 - (Q / A_p \cdot V_d)^2] \quad (2.7)$$

该式通过 P-Q² 坐标表示结果如图 2-5 所示。

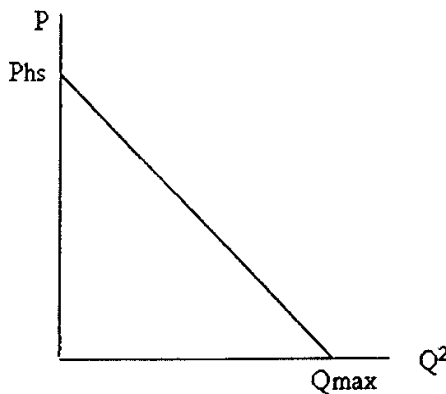


图 2-5 P-Q² 坐标上的压力供给曲线

Fig2-5 The providing pressure curve on P-Q² coordinates

从图中也可看出柱塞的速度为零时 ($Q=0$), 料管中的有效压力最大 (等于 P_{hs}); 当柱塞的速度不为零时 ($0 < Q < Q_{max}$), 机台供给的能量一部分转化为料管的有效压力, 一部分转化为金属液的动能。当柱塞头速度最大时 ($Q=Q_{max}$), 所有的能量都变成动能。

当压铸机台的参数发生变化时, 这条曲线也会发生变化:

(1)当蓄压器的压力变大时, 最大压力会变大, 空射速率也会变大, 因此整条曲线会向右上方移动, 反之, 当把蓄压器的压力减小时, 整条线会向左下方移动。如图 2-6 所示。

(2)当料管直径变大时, 最大压力会变小, 但流量会变大, 因此整条线会以逆时针方向变动。当料管直径变小时, 其情形相反, 整条线会顺时针方向变动, 其变化状况如图 2-7 所示。

(3)当液压供给系统的阀门闭合程度增大时, 流量会变大, 但蓄压器的最大压力不变, 整条线会依 P_{hs} 点作逆时针转动; 当液压供给系统的阀门闭合程度减小时, 流量会减小, 而蓄压器的最大压力不变, 整条线会依 P_{hs} 点作顺时针转动。状况如图 2-8 所示。

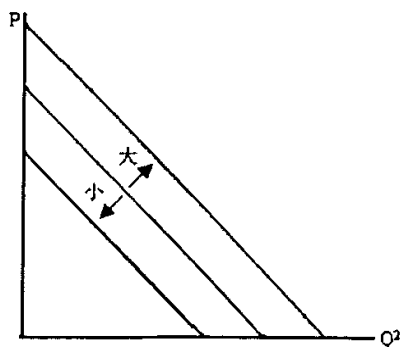


图 2-6 压力供给线和蓄压器压力的关系

Fig2-6 The relationship between providing pressure curve and P_{hs}

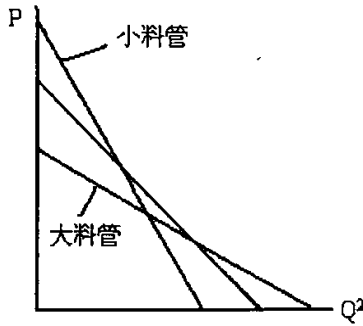


图 2-7 压力供给线和料管直径的关系

Fig 2-7 The relationship between providing pressure curve and tube's diameter

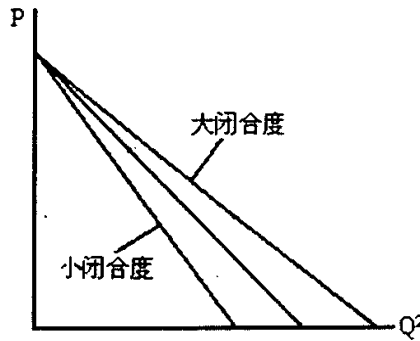


图 2-8 压力供给线和液压系统阀门闭合程度的关系

Fig2-8 The relationship between providing pressure curve and liquid pressure system

2.1.3 P-Q² 图的绘制

当把压力需求线和压力供给线画在一起时，这就是所谓的 P-Q² 图，如图 2-9 所示。这两条线的交点就代表在特定的模具和压铸机设定时，高速射出的状况。

根据 ADCI (American Die-Casting Institute) 的建议，在压铸高速充型过程中，浇口速度应控制在 30~60m/s 之间，根据式(2.1)，我们可找出对应该速度范围的压力范围，同时对于薄壁镁合金铸件来说充填时间应不长于 0.060 秒，利用用下式可计算出最小流量值 Q_{\min} ：

$$t=V' /Q \quad (2.8)$$

t: 为充填时间

V': 为铸件体积(m³)

Q: 为流率(m³/s)

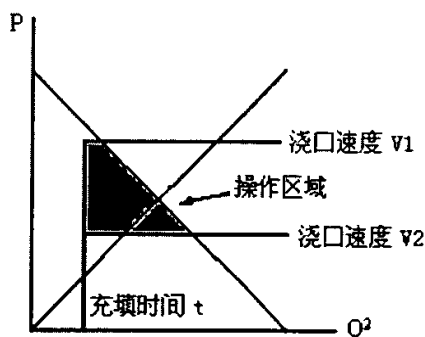


图 2-9 P-Q² 图

Fig2-9 The P-Q² diagram

算出该最小流量，就可以在 P-Q² 图上找出一个区域，如图 2-7 中的红色区域，该区域称为可操作区域，交点在该区域内，都可以生产出良品。

2.2 型腔最佳充填时间的计算

2.2.1 型腔充填时间

型腔充填时间指的是金属液到达浇口直至充满整个型腔和 overflow 的全部时间。在压铸作业中，它存在一个最佳值，即最佳充填时间。经过实际生产验证，发现当型腔充填时间大于最佳充填时间时，往往会使铸件产生各种缺陷，比如冷结纹、裂纹、缩松、缩孔等，这是因为浇口速度不足，致使产品未被完全充实所致；当型腔充填时间小于最佳充填时间时，由于浇口速度过高，致使模具容易被冲蚀，影响模具寿命，同时铸件内部氧化物夹杂的比例也较高；当型腔充填时间等于最佳充填时间时，不仅可以生产出优良的铸件，也可以使模具达到预期的寿命。因此最佳充填时间的计算具

有很大的使用意义。

2.2.2 最佳充填时间的计算

最佳充填时间是指压铸合金尚未凝固而允许最长的填充型腔的时间。在假设模具是一个换热器的基础上，Wallace 计算出了最佳充填时间^[24]，如下式：

$$t = \frac{T_g - T_{liq}}{T_g - T_d} \times \frac{C_1 W_A}{H A_c} \quad (2.10)$$

t: 最佳充填时间 (s)

T_g: 内浇口处金属的温度(K)

T_d: 模具温度(K)

T_{liq}: 金属的液相线温度(K)

C₁: 金属的比热 (J/Kg/K)

W_A: 铸件重量 (Kg)

H: 总的传热系数 (J/m²/s/K)

A_c: 铸件的表面积 (m²)

最佳充填时间与过热量 (T_g-T_{liq})，金属的比热 (C₁) 和铸件的重量 (W_A) 成正比。与熔融金属和模具的温度梯度 (T_g-T_d)，总的传热系数 (H)，铸件的表面面积 (A_c) 成反比。影响最佳充填时间为 7 个因素，当使用一种熔融金属和一种模具涂料时，有 3 个因素不变。

总的传热系数只与涂料氧化层的导热系数及其厚度的比值有关。

对镁合金的薄壁件 (壁厚 1mm) 进行实验，各参数取值如下：

T_g: 885~890K

T_d: 550~560K

T_{liq}: 869K

C₁: 1025J/Kg/K

W_A: 0.22Kg

H: 4270 J/m²/s/K (包括辐射，对流和传导的总的传热参数)

$$A_c: 0.070\text{m}^2$$

经过计算发现, t 的取值在 34~46ms 之间。

2.2.3 充填时间与铸件要求的关系

为了生产具有装饰表面或较好的表面光洁度的铸件, 对既定的设计条件要采用较短的型腔充填时间或等于最佳充填时间。对于已知重量和表面面积的最佳充填时间可由试验数据和铸件的光洁度来确定。使用方法说明如下:

(a) 对于既定的设计条件, 要生产具有良好表面光洁度但次于装饰件表面的铸件, 型腔充填时间只大于最佳充填时间的百分之几秒。

(b) 当维持这个型腔充填时间时, 模具温度和熔融金属温度由于机器的连续生产而逐步升高。此时模具温度增加或是金属温度增高将使最佳充填时间增长。

(c) 当模具温度和熔融金属温度增高, 铸件的表面质量逐步达到装饰光洁度。从这一点讲, 最佳充填时间等于型腔充填时间。

2.3 小结

1. $P-Q^2$ 图提供了压铸机生产优良铸件的条件, 并给出了可行的压铸作业区域;
2. 镁合金薄壁铸件(壁厚 1mm)的最佳充填时间为 34~46ms。

第三章 压铸过程中的液体流动

镁合金薄壁件在生产中会出现各种缺陷,如裂纹、冷结纹、浇不足和产品超重等,有的缺陷甚至在后加工过程中暴露出来,使整个制程都受到影响,如铸件表面的爆痘问题^[25]。针对压铸缺陷,往往采取的措施有三种:(1)修理模具,比如加大或减小 overflow 的尺寸,或修改模具相应产品缺陷部位的圆弧角,使该处易于成型,然后多余部分在后面的机械加工中去除;(2)调整机台的锁模力,如在压铸过程中出现喷镁¹时,可适当增大机台的锁模力;(3)改变压射参数,比如调整冲头的低速行程等。

在上一章关于 P-Q² 图的讨论中,我们知道优良铸件的生产需要镁液在到达内浇口位置处达到最大值。在实际生产中发现,冲头速度在镁液到达内浇口处达到最大值时,铸件的成品率较高,同时模具的修理次数也较少,模具寿命较长;当冲头的最大速度出现在内浇口位置之后,产品的裂纹、冷结纹、浇不足等缺陷较多;当冲头的最大速度出现在内浇口位置之前,产品的超重现象比例偏高,同时铸件的气孔率偏高,铸件中存在的氧化物夹杂也比较多。

针对上述情况,需要我们对压铸过程中镁液的流动情况及在型腔中的充填状况有深入的认识,这样不仅对我们认识缺陷的产生原因,而且对预防缺陷的产生都有很大的帮助。能够反应镁液流动状况的数据存在于压铸机台的压射图形中。由于镁合金热室压铸工艺相对简单,铸件缺陷往往较少,因此对于镁液在压铸过程中的流动及充型状况以冷室压铸机为例进行分析,后面所讨论的压铸图形来自一台 660ton 的 BUHLER 压铸机。

3.1 传统压铸充填理论

压铸的本质在于将高温熔融合金在一定的时间内压入精密铸模,其特点是周期短,生产率高。对于冷室压铸机,产品的成型过程主要是由冲头来完成。控制冲头的运动是由液压传动系统,液压蓄能器装置及电气控制系统来完成,电气控制系统为机器提供动力,并保证机器按照预定的压力、速度、温度和时间进行工作。

¹喷镁是由于压铸机台锁模力过小,使铸件毛边在压铸作业过程中喷溅出来的一种现象。

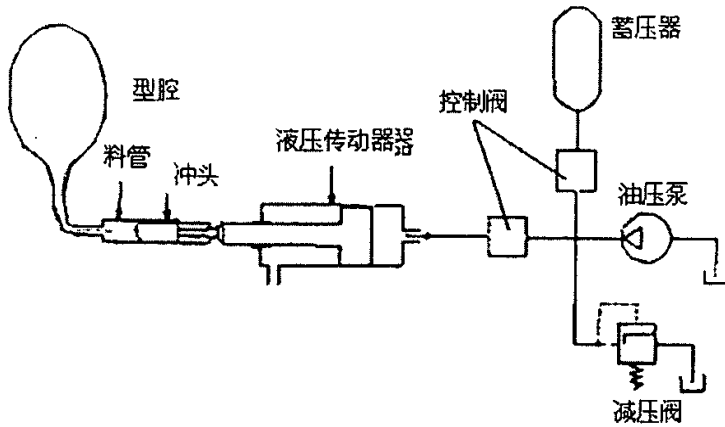


图 3-1 冷室压铸机的喂料系统简图

Fig3-1 The sketch of cold chamber's feeding system

图 3-1 是冷室压铸机的喂料系统简图，包括液压传动系统和液压蓄能器装置，其中：(1)油压泵，供给液压系统压力油，是将电动机输出的机械能转换为油液的液压能的装置，属于动力组件；(2)液压缸，是将油液的液压能转换为驱动工作部件的机械能装置，属于执行组件；(3)各种控制阀，如方向控制阀、压力控制阀和流量控制阀等，用以控制调节液压系统的流动方向，压力和流量，以满足执行组件(冲头)运动的要求；(4)蓄压器，它的用途是在液体压力下容纳一个液体量，并在需要时给出，采用蓄能器能及时补充压射机构的液压油，以增加压射运动的压射能量和速度；(5)工作介质，通过它进行能量的转换，传递和控制。

按照传统的压铸理论，压射冲头的压射运动过程分为 3 个阶段，如图 3-2 所示，各阶段运动过程原理如下：

第一阶段：压射冲头以慢速推动金属液，使金属液充满压室前段并堆积在内浇口前沿，此阶段可使压室内空气有充分的时间逸出，并防止金属液从浇口中溅出。

第二阶段：压射冲头快速运动，使金属液快速经浇道填充型腔。

第三阶段：终压阶段，压射冲头继续移动压实金属，冲头速度逐渐降低为零。

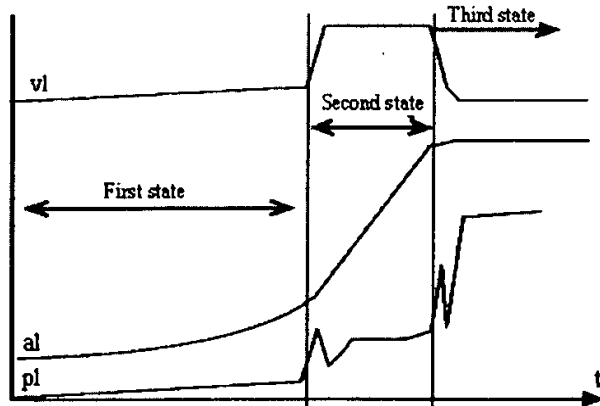


图 3-2 传统理论上的压射运动图

Fig 3-2 The traditional ejecting diagram

3.2 结合实际生产对压射图形的分析

在实际生产中,发现冲头的压射运动图和理论上存在一些出入。压射运动图指的是从金属液被送进压室²开始,在冲头的作用下,经过压室,再进入型腔,最后在高压下凝固成形的过程^[26]。由于铸件的质量和充填过程联系紧密,尤其是当铸件从内浇口开始充满型腔的过程对于铸件的微观组织、力学性能和缺陷等都存在很大影响。下面将结合冲头在充填压射过程中的速度变化以及液体流动中的质量守恒对压射过程作细致分析。

3.2.1 充填过程中的质量守恒

3.2.1.1 试验数据的采集

1. 铸件数据的采集

用于数据采集的铸件如图 3-3 所示。从铸件图中可以看出,铸件主要由四部份组成:料饼、浇道、产品和 overflow + vents。料管与冲头成间隙配合,其值也等于料饼的直径,料饼的厚度根据冲头在汤口套中距离而不同,因此在生产中铸件的料饼在一定的范围内会出现波动。

² 通常也称作料管

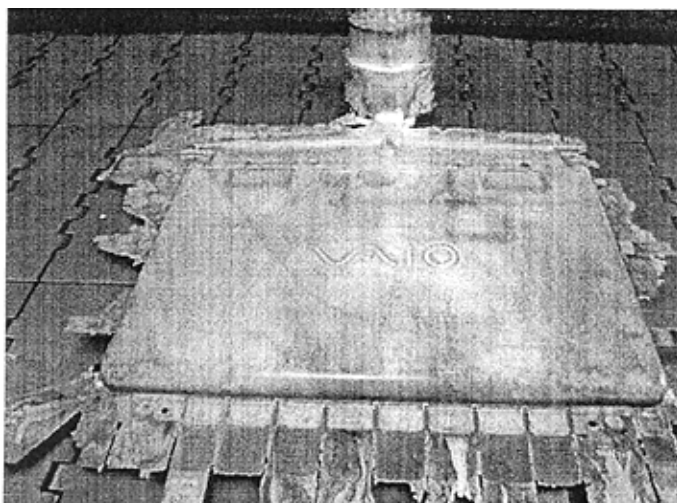


图 3-3 数据采集所用铸件

Fig3-3 The manufacture used for data collection

在图 3-3 铸件所对应的冲头压射图中，冲头位移和压力只精确到整数，因此对铸件各部份的重量测试也精确到整数，其值见表 3-1。由于冲头的直径为 80mm，因此料饼的截面直径也为 80mm，经过测量得知料饼厚度为 27.5mm。在测量中，铸件各部分质量的收集是通过电子称来完成的。首先将产品从铸件上用冲床切下来，从而得到铸件中产品质量，收集 overflow 和 vents，经称量就可以得知它们的质量。利用线切割将浇道沿与料饼相连接的平面将料饼和浇道分开，得到浇道和料饼的质量。浇道分为两部份，与料饼相连接的是竖浇道，与产品相连接的是横浇道。金属液在流动过程中，先经过竖浇道，然后改变方向再经过横浇道到达内浇口，横浇道的厚度随着向产品的靠近程度而越来越小，直到内浇口处，厚度只有 1mm 和产品具有相同的厚度。产品部分呈薄壁平板状，厚度均匀为 1mm。Overflow + vents 分布在铸件的末端及两侧，其作用是为了排出进入型腔的冷料以及作为型腔中气体逃逸的出口，其分布位置和产品部分不在同一平面。根据产品的构造，同时结合模流分析，知金属液在型腔的填充过程中将首先填充产品部分，然后再充填 overflow + vents。

2. 压射图形数据的采集

对应于充填该铸件时的冲头压射图，可以从压铸机上的操作面板上得到，如图

3-4。在冲头压射图上，存在两条曲线，第一条曲线是冲头的运动速度图，第二条曲线是冲头在运动过程中的压力图。垂直于横坐标有两条竖线 S1 和 S2，这两条直线是由压铸机的设置决定的。S2 左边，横坐标是位移，图形反映的是随着冲头位移的向前变化速度和压力的变化情况；在 S2 右边横坐标是时间，图形反映的是随着时间变化速度和压力的变化情况。得益于优异的压铸自动控制及操作系统，在 S2 右边的曲线也能反应出曲线各点的位移，因此可以按照冲头的位移，检测出图 3-2 中各点的速度和压力，结果见表 3-2。

表 3-1 铸件不同部位的重量

Tab3-1 The weights of manufacture at different part

名称	料饼	浇道	产品部分	Overflow+Vents	总重量
重量 (g)	258	123	175	49	605

3.2.2 充填过程中的质量守恒

当金属液到达内浇口开始进入型腔时，与冲头接触的金属液已经充满压室，然后随着冲头的向前移动，产品将首先被充满，然后是 overflow + vents。设当镁液达到内浇口处冲头的位移为 X_1 ，产品充满时冲头位移为 X_2 ，overflow+vents 充满时冲头的位移为 X_3 ，产品的重量为 W_p ，overflow + vents 的重量为 W_o ，根据以上分析及设想，冲头在移动过程中推动的金属液质量等于铸件相应部分的质量得：

$$W = \rho \cdot S (X' - X) \quad (3.1)$$

同时：

$$S = \pi/4 \cdot D^2 \quad (3.2)$$

将上述数据带入(3.1)式得：

$$W_p = \rho \cdot S (X_2 - X_1) \quad (3.3)$$

将(3)式和(4)式相加得：

$$W_o + W_p = \rho \cdot S (X_3 - X_1) \quad (3.4)$$

ρ : 液态镁合金的密度, 1.75g/cm^3

S: 冲头的截面积 (m^2)

D: 冲头的直径(m)

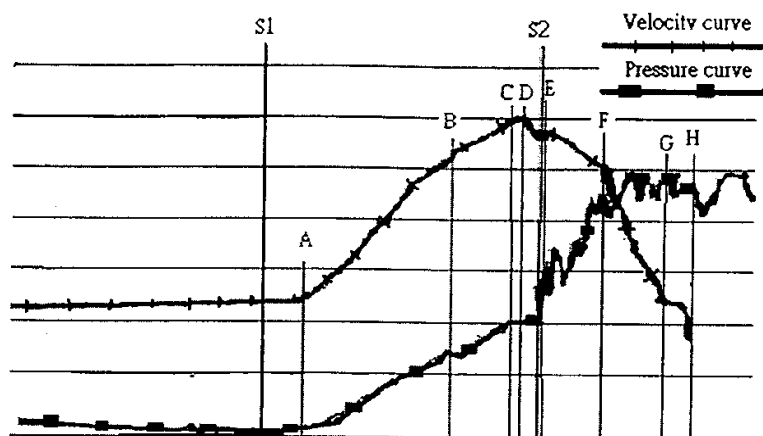


图 3-4 冲头压射图

Fig3-4 The plunger's ejecting diagram

根据图 3-4 以及表 3-2 的数据, 得知当冲头的位置为 178mm 时, 型腔被金属液全部充填, 充填过程完成。根据表 3-1 铸件各部份的质量, 依据(3.1)得: 产品充满时冲头的位移 X_2 为: 172.43mm; 依据(3.4)得: 产品到达内浇口时冲头的位移 X_1 为: 152.54mm。同理, 假设冲头在到达内浇口时压室 100%充满, 可以知道金属液到达汤口套处的位移, 以及金属液形成料饼到达竖浇道时冲头的位移。根据(3.1), 代入表 3-1 以及表 3-2 的相关数据, 得知: 当冲头位移为 109.24mm 时, 冲头到达汤口套处, 当冲头位移为 138.56mm 时, 冲头到达横浇道处, 据此可以知道料饼的厚度为 29.32mm。

鉴于冲头行程图上, 冲头位移的精度为 1mm, 因此将上述计算得到值取整, 得:

冲头的位移为 109mm 时, 金属液到达汤口套; 冲头的位移为 138mm 时, 金属液充满料饼, 到达竖浇道; 冲头的位移为 152mm 时, 金属液充满浇道, 到达内浇口; 冲头的位移为 172mm 时, 金属液充满产品; 冲头的位移为 178mm 时, 铸件被全部充满。

同时, 测得料饼的厚度为 27.5mm, 与计算得出的厚度 29.32mm, 存在一定差距,

这说明金属液并未完全充满压室，其充满率为 93.79%，证明上述计算基本上与实际相符合。

3.3 压射过程分析

随着冲头的运动，金属液先充满压室，然后通过狭窄的内浇口而不断注入型腔，直至型腔充满并保压一段时间，整个压射过程完成。充填过程按照图 3-4 冲头速度的变化以及铸件特征分为应 4 个阶段：第一 阶段：低速阶段，冲头的位移从 0mm 到 109mm；第二阶段：加速阶段，冲头的位移从 109mm 到 52mm；第三阶段：充型过程，冲头的位移从 152mm 到 178mm；第四阶段：冲头停止运动，铸件在高压下凝固。

表 3-2 冲头压射图上对应各点的位移，速度和压力值

Tab3-2 The values of disclations, velocities and pressures corresponding to the plunger ejecting diagram

位置	A	B	C	D	E	F	G	H
位移 (mm)	109	137	152	153	158	172	178	178
速度 (m/s)	0.5	3.53	4.23	4.36	3.95	3.79	0.21	0.15
压力 (bar ³)	5	137	230	230	230	460	490	380

3.3.1 低速阶段

低速阶段也可以称为预充填阶段。当冲头在给了开始信号后，在很短的时间内，液压传动器先稳定下来，然后在很小的压力下稳定推动金属液向前移动。在低速充填阶段，金属液在料管中以 0.5m/s 的速度前进，低速的目地是为了让冲头安全跃过汤口套，减少因涡流而卷入的气体且有利于型腔的排气。

3.3.2 加速阶段

当第一阶段充填完毕，加速阶段就开始了，直到金属液流动到内浇口。在该不稳

³ 1bar=10⁵Pa

定阶段，冲头的压力是由油压泵以及充填系统所设置的边界条件来决定。该阶段的冲头位移是从 109mm 到 152mm，在该过程中可以发现当冲头从 109mm 到 138mm 的加速度要比冲头从 138mm 到 152mm 的加速度大。

当冲头移动到 109mm，金属液将会移动到汤口套，然后压力开始稳定上升使金属液在流动中开始加速。当冲头移动到 137mm，金属液到达竖浇道处同时料饼被完全充填。当冲头从 138mm 移动到 152mm，金属液将到达内浇口同时浇道充填完成。在加速阶段的这两个过程，可以看出当冲头的位移在 138mm 时，冲头的加速度开始变小，导致加速度减小的原因分析如下：当金属液在压室内流动时，由于压室内壁的温度低于金属液温度，因此金属液将会在与内壁接触处凝固形成薄壳，但刚形成的薄壳可以随着冲头一起向前运动，即对冲头的阻力不大，可以说冲头在这一阶段的主要作用是提供了冲头的加速度；在料饼充填完后，金属液经过较短的竖浇道后改变流向，沿着横浇道方向流动。在这一阶段，由于前一加速阶段所形成的薄壳将会变厚，在液体金属流向转变的过程中，这一薄壳将无法再移动，冲头要前进必须破碎这一壳体，因此这将对冲头的移动形成较大的阻力，使得这一阶段压射缸压强增大导致冲头压力也不断增大。尽管冲头压力增大，但金属液的加速度小于前一阶段充填料饼的加速度。这说明在充填浇道时，冲头的压力不仅使金属液速度增加，还在于造成壳体破碎。

3.3.3 充型阶段

当金属液流过内浇口后，就进入了型腔充填阶段。由于内浇口的厚度只有 1mm 厚，成为充型的“瓶颈”，铸件的质量与该过程有很大的关系。

3.3.3.1 流动过程

冲头从 152mm 移动到 172mm 时，所推动的金属液的质量等于产品的质量；冲头位移从 172mm 移动到 178mm 时，所推动的金属液的重量等于 overflow+vents 的质量。因此可以知道，当冲头的位移为 152mm 时，金属液到达内浇口，冲头移动 20mm 后，所推动的金属液将产品充满；冲头的位移为 172mm 时，后续金属液将推动前端未凝固的金属液将 overflow +vents 充满；在 178mm 处，冲头移动的位移少于 1mm，将部分金属液补缩进铸件内。

对速度曲线进行分析,发现在 G 点和 H 点的位移显示都是 178mm,由于此过程压力最大,速度几乎为 0,可以认为此过程是补缩阶段。同时,从 C 点 F 点速度两次上升,但总体来说是下降了。

3.3.3.2 充型过程分析

金属液进入型腔,其流动形式存在 4 种形态:(1)“喷射”,(2)“喷射流”,即喷射的金属液撞到型壁而该变方向和速度,对喷射着的金属液进行研究发现:当它碰撞到与其射向相垂直的型壁时,由于壁压作用而发生短暂的不稳定流动,随后就过渡到沿壁的稳定流动状态,即喷射流;(3)“压力流”,是在后续金属液的推力作用下进入型腔的那部分金属液,与“喷射流”相比,速度降低,流动更平稳;(4)“补缩流”,在内浇道处金属液没有凝固之前,在压力下存在微小位移的金属液。

根据对金属液流动过程的分析,可以把型腔充满过程分为 3 个阶段:(1)充填产品阶段,冲头位移从 152mm 到 172mm;(2)充填 overflow +vents 阶段,冲头位移从 172mm 到 178mm;(3)补缩阶段,冲头的位移在 178mm 处。

第一阶段:充填产品阶段

当冲头的位移为 152mm 时,金属液到达内浇口,从 152mm 到 153mm,冲头的速度有所上升。这是因为:(1)在充填刚开始阶段,型腔内是空气,对金属液的流动几乎没有阻力,况且由油泵提供的最大压力持续作用在冲头上,使金属液的速度变大,直到在 153mm 处冲头速度达到最大值。(2)尽管模具的温度相对金属液温度很低,但是金属液在压力下形成的结晶核心生长毕竟需要一定的时间,还有刚形成的凝固层并没有多大抗力,需要一定时间待温度将低后才具备抵抗冲头前进的抗力,所以在金属液进入内浇口后,冲头速度在很短的距离内上升直到最大值。

在该阶段中,当冲头从 153mm 到 172mm,速度的整体趋势是减小的,同时压力上升很快,这与压铸过程中进入型腔的金属液的凝固有关。在充型开始时,金属液接触型壁处便开始结晶,然后随着压力的提高,进入型腔的金属液开始从两边向中间形核结晶。这是因为两个方面的原因^[27]:其一,与常压下金属液相比,此时的金属液熔点提高;其二,金属液接触低温压铸模内腔,从而导致金属液温度下降,这样过冷度就会导致晶核数目增多。因此在压力下金属液的结晶核心增多,结晶生长速度加快,在充填中先在型腔内壁形成的薄壳层迅速向中心部位推进,这样就会使金属液的流动

性降低, 充填阻力变大, 必将导致冲头速度减小。当冲头的位移为 158mm 时, 速度却有所上升。冲头的速度与两方面的因素有关: 一是动力源, 即冲头的压力; 另一个是阻力, 即金属液在型腔的流动中需要克服前段金属的阻力。冲头速度上升, 假如不是动力的原因, 那么结果就会是阻力下将, 这与实际的充填过程是不符合的, 说明速度上升主要是由动力原因产生的。

观察压力曲线, 存在三个特点: (1)冲头位移从 152mm 到 158mm 处, 压力曲线上出现一个平台, 即压力恒定, 然后在 158mm 处, 压力急速上升; (2)在 158mm 处, 压力曲线是连续的, 没有出现间断点; (3)在 152mm 之前, 压力是平稳的增长, 在 158mm 之后, 压力呈波动状急速上升。因为压力曲线是连续的, 同时蓄压器能够使压力在很短的时间内迅速提高, 使压力曲线波动上升, 根据这些特点, 可以知道在 158mm 之前, 稳定的动力源由油泵提供, 在 158mm 以后, 压力由油泵和蓄压器联合提供。因此冲头在 158mm 处, 在阻力不断增大的前提下, 速度有所上升。

第二阶段: 充填 overflow +vents 阶段

冲头位移为 172mm 时, 产品基本充填完毕, 然后后续金属液推动前端未凝固的金属液来充填 overflow +vents, 在该过程中, 冲头速度由 3.79m/s 降至 0.15m/s, 达到一很小值。可以发现速度减小的程度要比上一阶段快, 即在这一阶段冲头的负加速度更大。观察压力曲线, 随着冲头位移的推进, 压力不断增大, 在 174mm 左右达到最大值, 说明该过程的阻力越来越大。这是因为^[28-29]: (1) 在极大的冲头压力下, 部分薄壳破碎且通过内浇口处金属液的流动而使新的结晶核心分散均匀; (2) 高速金属液在接触冷型腔而形成的凝壳在压力下造成结晶体剥离而使结晶核心数目进一步增强; (3) 在充填一段时间后, 随着金属液温度的降低, 结晶过冷度增大, 结晶晶核数目进一步增多, 同时随着压力的提高, 结晶金属的密度和导热性也增大, 使结晶速度加快; (4) 上一阶段金属液在充填中, 克服的是空气的阻力, 在该阶段克服的是金属液的阻力。因此, 该过程中充填所遇到的阻力更大, 冲头速度以更快的加速度减小。

第三阶段: 补缩阶段

补缩阶段是充填的最后阶段。在该阶段中, 由于冲头的位移很小, 因此, 速度曲线上显示处的 G 和 H 具有相同的位移, 从而可以推断在补缩的过程中, 冲头的移动位移小于 1mm, 同时压力呈波动状保持在 490bar 上下。速度以高于上两个阶段的加

速度减小，主要原因是：（1）要补缩充满的型腔比没有充满前需要更大的压力，但此时压力已达到最大值。同时在极大的压力下，过冷度更高，结晶形核数目将不断增多，充填阻力更大。（2）压室内壳体，内浇道，型腔内壳体这三者的补缩信道越来越窄，补缩需求压力更大。由于压室和型腔的金属液处在更高压力下凝固时，结晶核心增多，生长速度加快，此时压室内壳体变厚，对冲头运动抵抗力也变的更大，所以在补缩阶段冲头的速度减小最快。

3.3.4 保压阶段

在该阶段，最终压力是由液压传动系统的减压阀来控制，压力波动情况与减压阀的波动状况有关。压力值是很多复杂因素综合作用的结果。在该阶段，冲头的压力很大，其作用在于：（1）压缩残留在铸件中的气体，消除大的气泡；（2）使补缩的金属液快速凝固，增加铸件的密度；（3）形成致密的表面，使铸件更优良。但是，多余的压力也存在很多缺点，例如：（1）可能损坏模具；（2）引起金属液的飞溅，从模具中喷射出来；（3）造成很大的噪音。

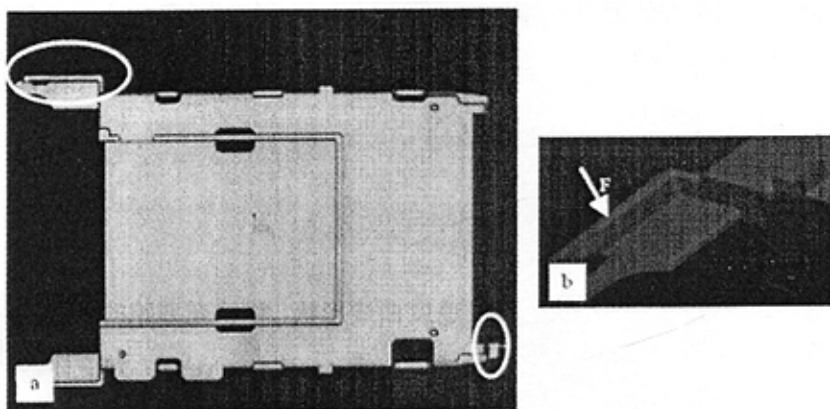
3.4 小结

根据重量模拟计算，产品特征以及速度曲线形状，将填充型腔的过程分为三个阶段：第一阶段，充满产品阶段；第二阶段，充满 overflow+ vents；第三阶段，补缩阶段。在该过程中，冲头的压力开始由油压泵来提供，然后由油压泵和蓄压器联合提供，虽然冲头压力不断增大，但是阻力增加的更快，使得冲头速度以更快的加速度减小。

第四章 表面铸造缺陷对压铸镁合金力学性能的影响

4.1 引言

压铸成型的镁合金移动电话框架结构的卡钩 (protruded hook) 在装配电子元件的过程中起固定的作用, 因此卡钩位置需要承受比其他部位更高的载荷。卡钩位置如图 4.1 (a) 所示。在生产中主要检查卡钩处的缺陷, 尤其是卡钩的转折部位, 这是因为该部位在固定电子元件时承担的载荷最大。压铸完成后铸件表面非常光滑以至于后续阶段不需要机械加工^[30], 但是在压铸生产过程中仍会出现一些不定性缺陷从而导致这些受力部位失效。本章对不同的铸造缺陷 (多肉及孔洞) 对铸件力学性能的影响进行了较为细致的评估, 同时基于实验数据分析给出了具体的结论。



(a) 铸件框架结构

(b) 推力测试示意图

图 4-1 移动电话铸件的框架结构及推力测试示意图

Fig4-1 The appearance of a framework of a sort of mobile telephone and the direction in which a push force was exerted

4.2 实验材料及方法

移动电话框架铸件是由 AZ91D 镁合金在 200 吨的热室压铸机上生产, 压铸参数如表 4-1 所示。铸件的平均厚度为 0.8mm。在力学性能测试过程中, 存在缺陷的框架铸件被夹子固定在 Instron5534 材料试验机上, 卡钩部位给予一定推力, 如图 1 (b) 所

示。推力从 1N 开始施加，当铸件开裂时推力达到最大值，最大推力能否达到 20N 作为铸件是否合格的依据。铸件的断裂形貌通过 KYKY1000B 扫描电子显微镜（SEM）进行分析，同时在 H800 上分析了铸件的微观结构。

表 4-1 本实验所用铸件的压铸工艺参数

Tab4-2 Die-casting parameters of the manufactures analysed in the experiment

锁模力	200 ton	喷嘴温度	600℃
射出速度	1.8m/s	熔炉温度	680℃
射出重量	80g	镁锭预热温度	200℃
一个循环的时间	17s	模具温度	285℃
铸造压力	30MPa		

4.3 实验结果与分析

4.3.1 铸件中的缺陷

图 4-2 显示了低倍的放大镜下铸件框架结构卡钩转折处的缺陷形貌，发现转折处的表面很不光滑，包括两种缺陷，一部分如图 4-2A 处的黑色部分，另一部分是 4-2B 处的白色部分。颜色的差异是由于缺陷表面存在凹凸不平，这将导致电子束散射不均匀，从而产生了颜色上的差异。凸出部分由于散射的电子束多因而呈现白色，同理凹陷部位呈现黑色。

该缺陷的形成是由于模具的对应部位呈直角，速度快，温度高的金属镁液在充填该部位时，很容易造成模具的冲蚀，从而使该部位由直角向钝角变化，其最终结果是造成了模具该部位存在凹凸不平的缺损，反映在铸件上就形成了凹凸不平的多肉，该部位的充填过程示意图如图 4-3 所示。由于不同模具的使用状况不同，成形于不同模具内的产品多肉状况亦不同。

4.3.2 表面缺陷对推力载荷的影响

没有多肉、小多肉、严重多肉的三种铸件被用来作推力测试，结果如表 4-2 所示。从数据上可以看出三组铸件的最大推力载荷都大于其规定的标准载荷 20N，因此多肉的出现对于铸件的最大推力载荷无明显影响，相反，最大推力载荷随着多肉的增加出现微小的增大。

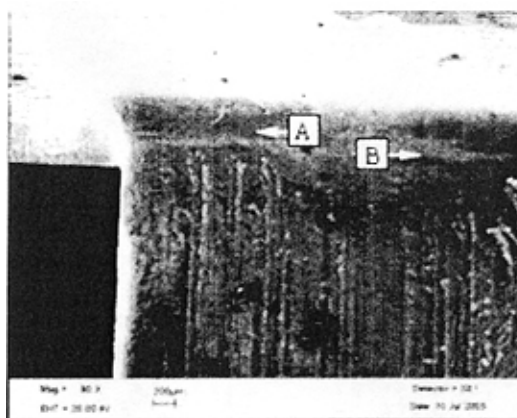


图 4-2 卡钩转折处的缺陷形貌

Fig4-2 Defect morphology at the turning of the protruded hook

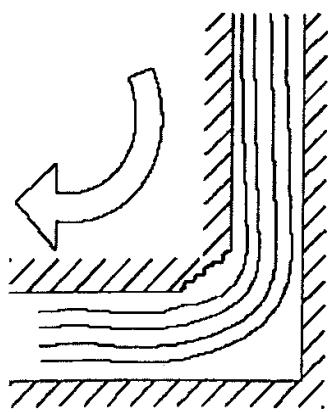


图 4-3 转折处金属液充填示意图

Fig4-3 The sketch map of liquid metal flowing

图 4-4 显示了铸件断裂部位处的形貌。该种断裂属于脆性断裂，它是由于铸件在

弯曲变形过程中存在大的应力集中，同时材料的塑性较差所致。实验部位卡钩的转折处存在加强肋，它可以增大最大推力载荷，如果忽略这方面的作用，就可以将施加推力的卡钩部位简化成一根悬臂梁。利用下面的公式 4.1^[31]，就可以得到卡钩部位的弯曲强度：

$$\sigma_b = \frac{3pl}{2wt^2} \quad (4.1)$$

p : 正常载荷（最大推力载荷）

l : 悬臂梁的长度（mm）

w : 悬臂梁的宽度（mm）

t : 悬臂梁的厚度（mm）

当 $p=32\text{N}$ ， $l=8\text{mm}$ ， $w=5\text{mm}$ ， $t=0.8\text{mm}$ 时，可以得到 $\sigma_b=120\text{MPa}$ 。考虑到加强肋的作用，卡钩部位实际的弯曲强度值要低于该计算值，那么它也低于通常镁合金压铸件的最大拉伸强度($>170\text{MPa}$)^[32]。一般来说材料的弯曲强度要远大于其拉伸强度，从以上计算可以得知存在一些其他的因素影响上面所研究材料的弯曲强度。

表 4-2 推力测试结果

Fig4-2 Results of push force experiment

试件	种类	最大推力 (N)		
		最大值	最小值	平均值（五组试样）
1#	无多肉	36	25	30.4
2#	小多肉	39	27	31.2
3#	严重多肉	36	32	35.2

4.3.3 断裂截面的形貌分析

通过 SEM 对铸件断口进行了分析，发现没有多肉、小多肉、严重多肉铸件的断裂处没有明显差异。图 4-5 显示了存在小多肉的铸件在转折处断裂的截面形貌。从图中可以看见有很多孔洞，这种铸造缺陷会导致铸件微观结构不致密从而对铸件的力学

性能产生严重的破坏作用。该缺陷的形成往往是由于压射过程中压力不足所致。从图 4-5b 及图 4-5c 可以看出孔洞的形状很圆，外部比内部大同时更光滑。假如压铸过程中压铸机能提供足够的压力，孔洞可以很小同时形状也将不规则。

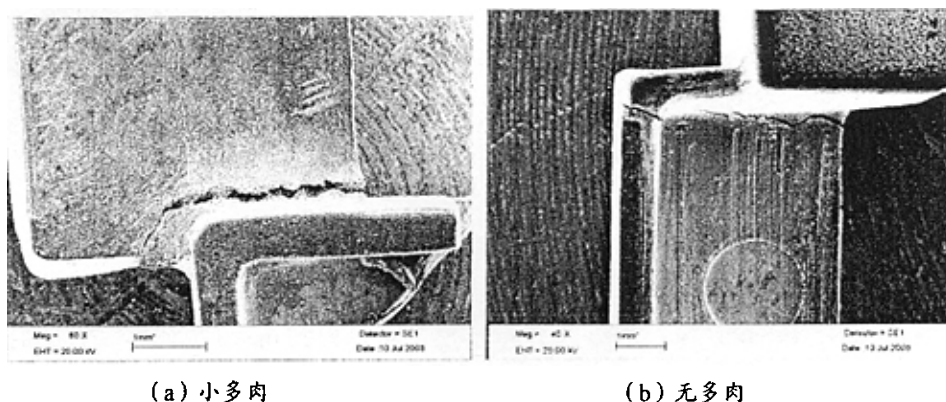


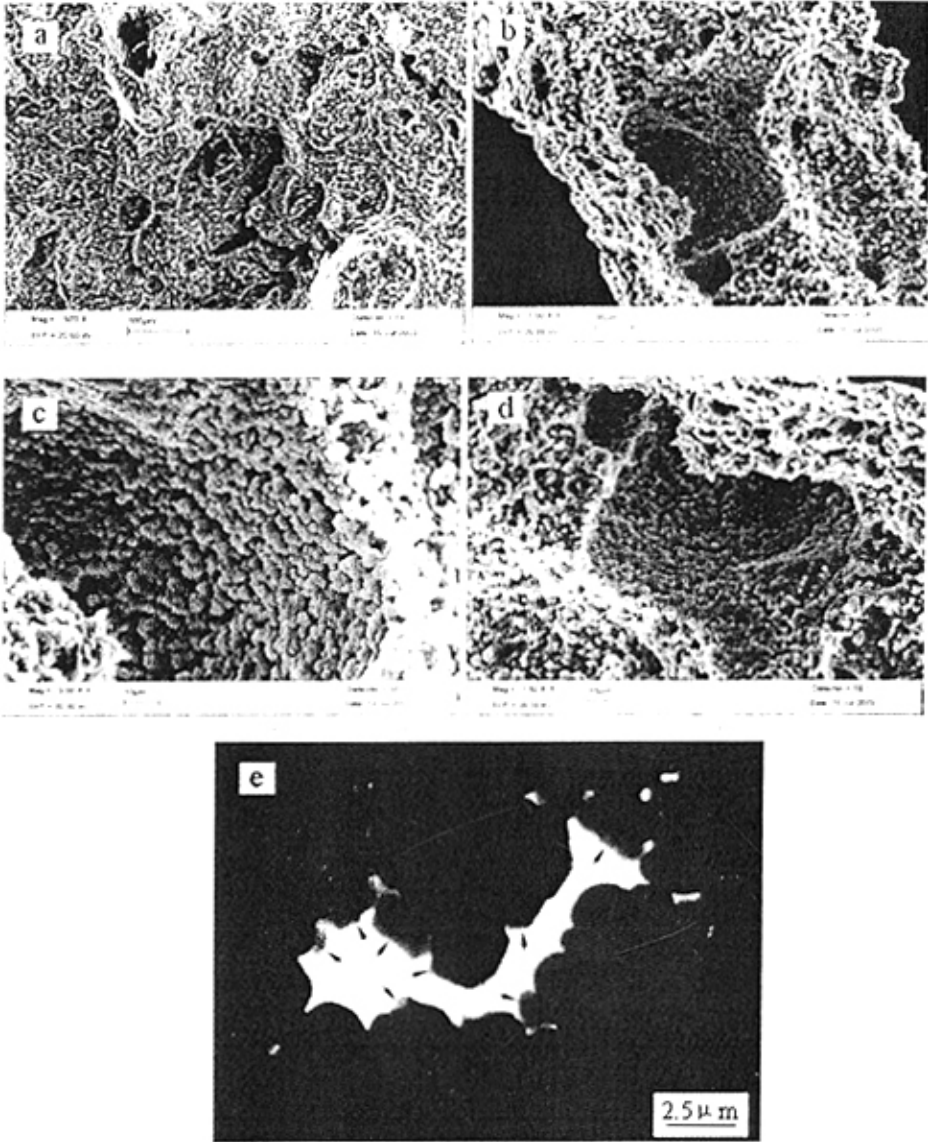
图 4-4 卡钩转折处的断裂形貌

Fig4-4 The fractured morphologies at the turning of the protruded hook

在金属液充填完型腔后的凝固过程中，液体中卷入的气体会形成气孔存在于铸件中；同时，液体镁在其凝固过程中由于密度的增大，会发生收缩，则铸件中就会产生缩孔，它们都属于孔洞。在孔洞的形成过程中，若受周围镁的挤压不均匀时则其形状会变的不均匀，因此铸件中的孔洞会形状大小不一，可能呈规则的圆形也可能不规则。另外，当金属液与其卷入的空气相互作用会形成纳米级的氧化镁颗粒^[33]，如果这种作用比较充分时，会形成球状的氧化镁颗粒，如图 4-5e 箭头所示。

这种孔洞通常在压铸件中都可以找到，它的存在对铸件的力学性能有很大的影响同时破坏了其整体性能，因此试图通过减小晶粒尺寸来提高铸件力学性能的方法迄今一直没有实现。

总的来说，孔洞的形成存在两个主要原因：凝固过程中液体合金的收缩及其中间卷入的气体。观察这些孔洞以及评估它对铸件的力学性能的影响是比较困难的。这些孔洞不仅会减小铸件的截面积而且会导致产生裂纹的应力集中。更重要的是，被包裹气体会和镁液接触形成氧化镁，还会带来一些严重的危害^[34-35]。



(a)显示铸件未完全凝固的缺陷 (b)具有大尺寸的一个孔洞
(c)包含椭球状颗粒的孔洞内壁 (d)另一孔洞的截面
(e)压铸过程中形成的氧化镁

图 4-5 存在小多肉的断裂截面

Fig4-5 The fractured section of the sample with slight excess metal

4.4 小结

在推力评估测试中,移动电话框架的卡钩处,虽然在其转折处存在表面多肉现象,尽管它属于一种表面缺陷,但是该部位能够承受的推力载荷在 20N 以上。多肉的出现在于框架整体结构的力学性能没有明显的负面作用。压铸过程中形成的孔洞很可能是控制铸件力学性能的主要因素。

第五章 压铸件表面在化学转化处理过程中形

成的异色亮斑原因分析

5.1 引言

镁合金的电极电位很低，耐蚀性很差，压铸成型后需要经过化学转化处理在其表面形成一层化学转化膜来提高其耐蚀性^[36]。在实际生产中，压铸过程会使坯件产生各种外观缺陷和内在缺陷，前者在压铸完成后可以通过目测观察识别出来，但后者不易辨别，经常在化学转化处理后以表面缺陷的形式出现，这些缺陷如亮斑，影响了产品的质量，一旦出现即被判报废。另外，在化学转化处理之前还要经过研磨、修正和补土等多道程序，因此亮斑缺陷在成品时出现增大了劳动强度，造成了很大的浪费。本章将针对亮斑的成因进行分析，并提出相应的对策，以提高镁合金产品的成品率。

5.2 实验材料及方法

铸件为笔记本计算机内构件（如图 5-1），最大肉厚 1.00mm，采用热室压铸法制造，压铸参数如表 5-1 所示。

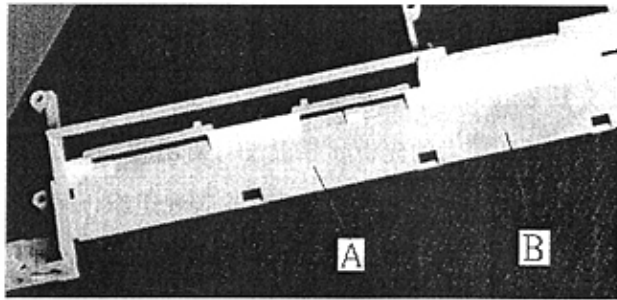


图 5-1 亮斑形貌

Fig5-1 Macro morphology of lightspot

所分析样品为经过化学转化处理后出现亮斑的铸件，观察发现其正反两面含有对称的亮斑。亮斑和正常的化学转化膜存在明显的分界线，具体状况如图 5-1 所示（A

处为正常化学转化膜表面，B 处为亮斑表面)。

表 5-1 本实验所用铸件的压铸工艺参数

Tab5-1 Die-casting parameters of the manufacture analysed in the experiment

锁模力	250 ton	喷嘴温度	600℃
射出速度	2.7m/s	熔炉温度	680℃
射出重量	120 g	镁锭预热温度	200℃
一个循环的时间	25 s	模具温度	285℃
铸造压力	34MPa		

取图 5-1 所示的 A、B 部分的表面和横截面，制成金相试样，经研磨抛光后用 4% 的硝酸酒精腐蚀后，利用 ECLIPSE-L150 NIKON 金相显微镜分别作组织分析；然后利用 JSM-6700F 扫描电子显微镜对异色亮斑部位进行观察分析，通过 SEM 观察铸件异色亮斑的微观形态；EDS 不仅被用于测量微观组织中不同相的成分含量，而且测量了经过化学转化处理后出现异色亮斑部位和正常化学转化膜处的成分组成。

5.3 实验结果

5.3.1 微观组织分析

图 5-2 为不同部位的金相组织。其中图 a 为亮斑处基体表面的金相组织，图 b 为亮斑基体处横截面的金相组织。图 a 和图 b 的共同特征是组织中存在颗粒尺寸很大的先析 α 相。除了先析 α 相外，还包括细小的 $(\alpha+\beta)$ 共晶组织。表面组织和横截面组织存在一明显的差异，即前者的先析 α 相上没有析出相，而后者存在。图 c(如图 5-1A 处)为正常的化学转化膜处基体表面和横截面的微观组织，可以看出组织很均匀，由晶粒细小的共晶组织组成，该处的共晶组织和亮斑处的共晶组织是一致的，且晶粒都很细小。

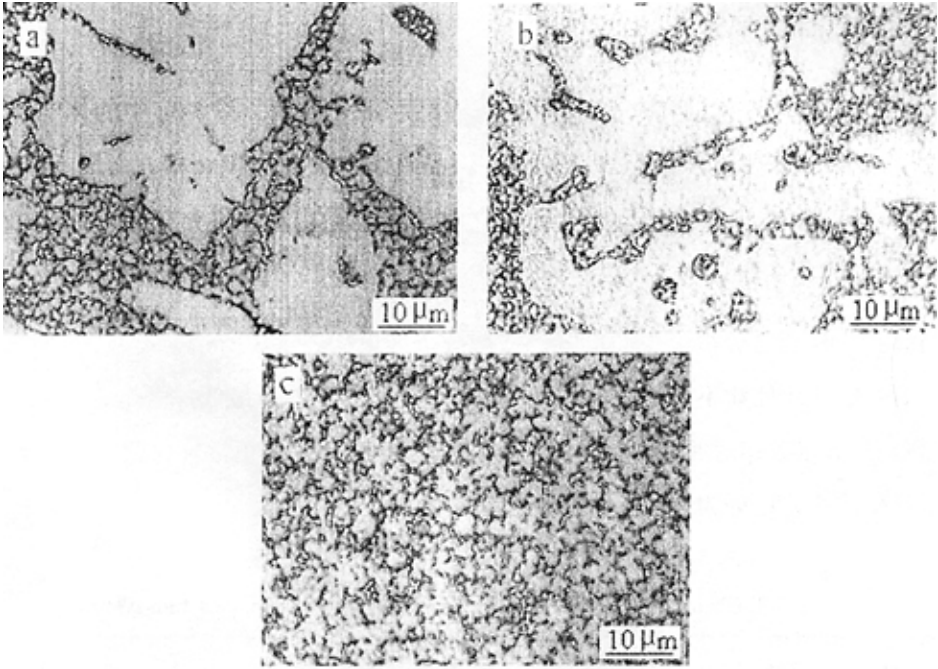


图 5-2 不同部位的金相组织

Fig5-2 Metallograph morphologies at different part

针对不同部位的 EDS 能谱分析结果如表 5-2 所示，从元素含量及其分布上可以看出：①先析出 α 相中铝含量最低，其次为 α 相，其铝含量为 7.6%，接近合金中铝的含量 8.87%，在 β 相中铝含量最高；②在 α 相中不含有 Zn， β 相中 Zn 的含量约为 3%wt。③横截面的先析 α 相中有 β 沉淀相析出。

表 5-2 不同相的成分含量（质量分数%）

Tab5-2 Chemical compositions of various phases (mass%)

成分 相	成分		
	Mg	Al	Zn
先析 α 相	96.12	3.88	
共晶 α 相	92.4	7.6	
共晶 β 相	74.43	22.45	3.12
沉淀相	79.39	18.05	2.56

5.3.2 化学转化膜表面分析

图 5-3 显示了正常的和有亮斑的化学转化膜 SEM 形貌。图 5-3a 中的化学转化膜比较均一，白色部分和灰色区域分别对应共晶组织中的 β 相和 α 相。而图 5-3b 中明显存在一不同于正常共晶组织的区域，这一区域可能是由基体中存在的先析 α 相在化学转化处理过程中形成的。

利用 EDS 能谱分析，不同部分的成分分析结果如表 5-3 所示。发现在 C 处含有 Zn，而在 A 和 B 处却不含 Zn。另外，A 处的 Al 和 Mg 含量最低，但是 P 和 Ca 的含量较高。与表 5-2 相对照，这说明 A 处可能是先析 α 相+不正常转化膜，B 处为共 α 相+正常化成膜，C 处为 β 相+正常化成膜。

表 5-3 化学转化膜不同部位的化学成分（质量分数%）

Tab 5-3. Chemical compositions of the coatings at different part (mass%)

成分 部位	C	O	Mg	Al	P	Ca	V	Zn
A	9.31	37.34	24.92	4.18	9.86	10.64	3.05	-
B	5.21	18.08	59.39	7.62	6.52	2.19	0.99	-
C	9.72	29.35	42.38	9.75	4.48	1.7	0.7	1.72

5.4 原因分析

5.4.1 压力对镁合金微观组织的影响

根据克劳修斯-克拉珀龙方程：

$$dT_{\#}/dP = T_{\#} (V_{\#} - V_{\#}) / Q_{\#} \quad (5.1)$$

得知在相变过程中，当金属结晶时体积收缩，增加压力，熔点将会升高；反之，当金属结晶时体积膨胀，增压会使熔点降低。镁合金在结晶时体积收缩，因此在压铸过程中，其熔点会上升，即在较高的温度下镁合金会进行结晶。

金属与合金的熔点随压力而改变，是压力改变合金相图的一个方面。镁合金的压铸就是在高压状况（几乎在 300~400 大气压）下完成的，根据理论计算，AZ91D 合金在高压凝固过程中共晶温度点和最大固溶点会向高温和富镁的方向（右上方）移动，

移动的结果使合金凝固时进入伪共晶区。

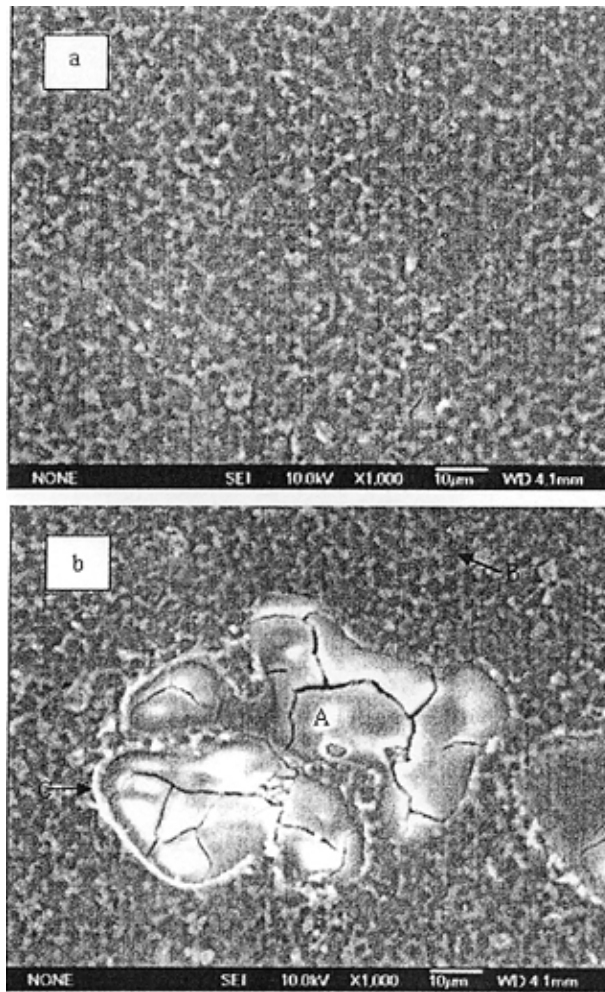


图 5-3 不同部位的化学转化膜表面形貌

Fig 5-3 SEM morphologies of the coatings at different part

在压力不太高的情况下，金属的熔点和压力一般呈直线关系，对于压力使熔点升高的那部分合金，由于熔点随压力呈直线关系上升，因此可用图 5-5 来表示压力对金属的熔点和对结晶介稳定温度范围的影响。

处与图 5-5 中 A 点位置的液态金属，要使它结晶，必须过冷到介稳定温度范围之间。其中的一种办法是在保持温度 T_A 不变的条件下升高压力，用熔点升高的方法达到过冷。同时也可以看出液态金属施压时的起始温度如果高，要达到足够大的过冷度

(由 B 到 B₁), 则所需压力就要更大 ($P_2 > P_1$)。

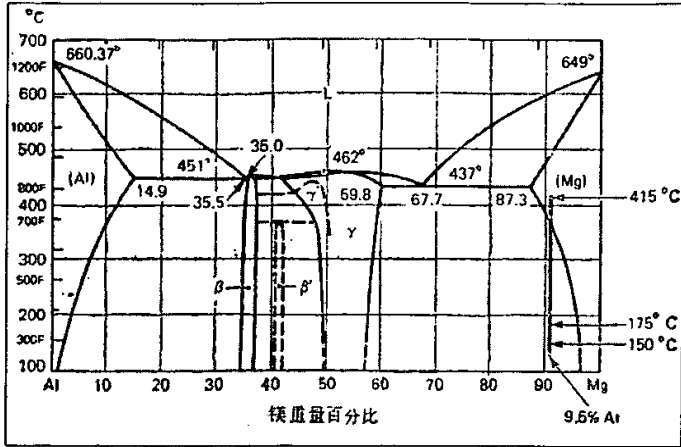


图 5-4 Mg-Al 合金相图

Fig5-4 The phase diagram of Mg-Al

液态金属镁在凝固的过程中, 由于是在高压下凝固的, 使相图中的共晶点和最大固溶点向右上方移动, 同时由于提高了合金的熔点, 使金属发生了过冷, 最后的结果使合金直接到达伪共晶区。同时, 高压使液态金属或铸件结晶硬壳与型腔紧密接触, 可大大改善铸件与铸型间的热交换条件。除了可加速铸件凝固外, 还可以在结晶前沿的液态金属中产生较大的过冷度。对于薄壁铸件, 由于散热比较快, 其压铸件可得到均匀细小的共晶组织^[37]。

在压铸的过程中, 当型腔某些部位由于离型剂喷涂或者模具中油管或进浇系统的错误设计使模具表面存在热点时, 将会使该部位金属液温度相对于其他部位要高很多。根据前面的分析, 在压力一定的情况下, 起始温度越高, 越难达到形成伪共晶的过冷度。此时液态镁汤将发生匀晶析出, 由于热点的存在, 同时液态金属凝固过程产生的结晶热的释放, 使得液态金属内部过冷度变小, 最终在合金的凝固过程中得到树枝状的先析 α 相。由于压力的存在, 将使枝晶发达的二次、三次等枝晶破碎进入到液体深处而成为现存的籽晶。同时树枝状生长的柱状晶排出大量的溶质富集于界面前沿液体中, 特别是在次生枝晶与主枝晶过渡处 (曲率半径小) 溶质含量更高, 使其熔点降低而发生缩颈, 再加上温度场的波动, 次生枝晶从缩晶部位溶断而成籽晶。籽晶的存在为液态金属的凝固提供了新的晶核, 同时由于溶质含量升高, 最终使这些金属液

发生共晶反应，最终得到粗大的先析树枝状的 α 相和共晶相 $\alpha+\beta$ ^[38]。

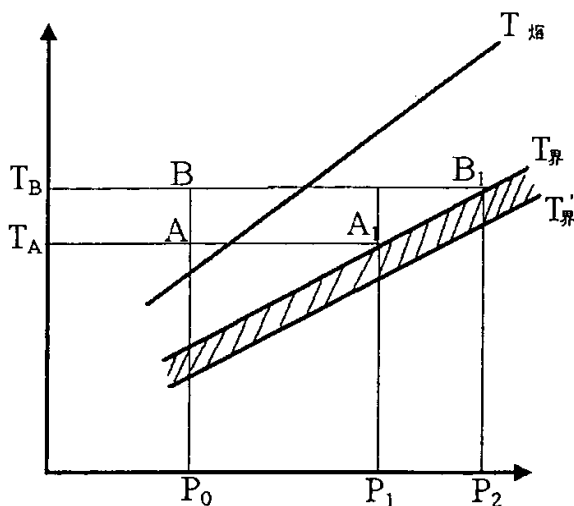


图 5-5 压力对金属熔点和结晶介稳定温度范围的影响示意图

Fig5-5 The sketch map of the pressure's influence to the metallic melting point and the range of crystal sub-stable temperature

通过以上的分析，可以知道在异色亮斑位置表面存在的粗大的先析 α 相以及在铸件横截面上存在 α 相中析出的二次 β 相都和模具型腔存在的热点^[39]有关。表面的先析 α 相之所以没有析出 β 相是因为其和铸件壁直接接触，相对于晶内部分冷却速度要快。同时模具的设计和离型剂的喷涂操作一般都是对称性的（动模和定模），因此异色亮斑的存在也包括一定的对称性。

5.4.2 亮斑的形成过程及原因分析

亮斑是在化学转化处理过程中形成的。化学转化处理的主要目的是在铸件表面形成一层磷化膜，来提高铸件的耐蚀性，同时为后续的涂装喷涂作业提供基底。磷化处理溶液的主要成分为磷酸二氢钙，当铸件与含磷酸二氢盐的酸性溶液相接触，就会发生化学反应而在铸件表面生成稳定的不溶性的无机化合物膜层，这层膜称为磷化膜。磷化膜的形成主要包括三步：①金属镁的腐蚀溶解；②磷酸的三级离解，形成磷酸根；

③金属离子和磷酸根结合，结晶沉积在铸件表面，形成粘结牢固的磷化膜。

为了便于在该磷化膜上进行涂装作业，还要在其上先形成一层导电层，使磷化膜能够导电，该导电层的主要成分为有机酸盐。这样最终形成的膜层就是化学转化膜。由于化学转化膜的形成过程是化学腐蚀的过程，所以铸件组织中不同成分相的差异将导致腐蚀性不同，因而形成的化学转化膜在微观方面形貌会存在不均匀性。

对镁合金耐蚀性研究结果表明^[40-41]，镁合金中不同组织的耐蚀性和其中的 Al 含量有很大关系。镁铝合金的腐蚀性电位是铝和锌的函数。增加材料中铝含量，电极电位向阴极端移动。Zn 的存在也会影响基体和析出相的腐蚀电位，提高合金的耐蚀性。

通过对亮斑部位的 SEM 观察和微观组织的对比，并结合 EDS 能谱分析结果，可推知，化学转化膜中白色部位的基体组织为共晶组织中的 β 相，出现破裂的异常化学转化膜的基体组织为先析 α 相，在正常化学转化膜中灰色部分的基体组织为共晶组织中的 α 相。

先析 α 相 Al 含量最少，耐蚀性最差，导致在形成磷化膜的过程中，先析 α 相中 Mg 的消耗最多，同时其表面发生离解所得到的 PO_4^{3-} 也最多，因此最终在其表面形成的化学转化膜的成分中，Mg 含量最少，而 P 和 Ca 的含量最高。共晶组织表面形成的化学转化膜其成分接近一致，同时由于晶粒细小，因此其形貌在宏观上是均一的。由于先析 α 相与共晶相所形成的化学转化膜在成分上的明显差异，导致了宏观上形貌的差异，使得在先析 α 相上形成亮斑。由于共晶组织中的 α 相中的 Al 是以固溶的形式存在，而 β 相中的 Al 以化合物的形式出现^[40]，这导致了不同相在磷化处理过程中 Mg 和 Al 的消耗量不同，同时由于共晶 β 相中 Zn 的存在，使共晶组织中的 α 相与 β 相上所形成的化学转化膜在微观上形貌存在差异。

在先析 α 相上形成的化学转化膜的裂纹是因为在化学转化处理过程的最后阶段需要烘干，烘干的目的是使化学转化膜中水分蒸发，从而减少镁合金铸件的腐蚀。由于水分的不存在，导致烘干后的化学转化膜发生收缩，使其表面产生裂纹。共晶组织上所形成的膜也存在裂纹，但是裂纹的尺寸要小的多。由于先析 α 相所形成的化学转化膜最厚，收缩变形也最多，使其形成的膜的裂纹最明显。因此在先析 α 相上所形成的化学转化膜在宏观上表现为亮斑，而在微观上表现为表面上存在的明显裂纹。

据此分析，亮斑的形成主要是因为是在压铸过程中，由于模具表面温度不一致，使

得铸件表面存在异常粗大的先析出 α 相所致。亮斑的消除需要使铸件表面组织均一，而获得组织均一的铸件最主要的因素是模具表面温度一致。经生产实际验证，发现加强模具温度管控后，如采取定时测量模面不同位置的温度，从而调整离型剂的喷涂方向及喷涂量可有效消除模具表面温度的不均匀，使亮斑在化学转化处理过程中出现的几率大幅度降低。

5.5 小结

1. 异色亮斑的存在是由于先析 α 相和共晶相经过化学转化处理后所得的化学转化膜的成分差异所导致；

2. 压铸件中的异常粗大的先析 α 相是由于模具表面局部散热不良所致。消除亮斑的办法是杜绝模具表面存在的热点，使模具表面在成型过程中温度趋于一致。

第六章 压铸用镁汤坩锅局部变形开裂原因分析

6.1 引言

在镁合金的压铸生产中,发现用于盛放镁合金熔液的坩锅在使用3~4个月,在坩锅的底部不仅存在裂纹,而且还存在严重的开裂氧化现象(如图6-1所示)。图6-2阴影部分显示了产生严重开裂的位置。这种破坏导致整个坩锅完全报废,不仅造成严重的浪费,而且降低了生产效率。

坩锅是通过螺栓固定在热室压铸机的尾部,其周围有高温绝热衬套起保温作用。坩锅中的镁液由于消耗需不断加入镁锭,因此需要不断加热。为了避免镁液温度出现大的波动,在镁液中放置热电偶1,在坩锅底部靠近瓦斯点火装置处放置热电偶2,如图6-2所示。通过自动控制装置,当热电偶1测得的温度高于镁液的设定温度 680°C 时,瓦斯气体将被自动切断,坩锅处于保温状态;当温度低于 680°C 时,瓦斯气体将被点燃,使坩锅处于加热状态。由于热电偶2所处位置接近瓦斯点火装置,所以坩锅处于加热状态时,其显示的温度可近似看作火焰的内焰温度。在实际工作中,加热时间一般为10min,保温时间在10~15min,而且热电偶1和热电偶2所显示的温度在 $670\sim 685^{\circ}\text{C}$ 之间,温度波动很小。而利用SG-612A专业红外测温仪测得沿X轴方向的外焰温度为 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 。

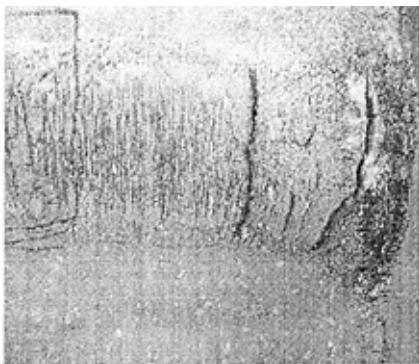


图 6-1 坩锅开裂损坏形貌
Fig6-1 Macro morphology of
crucible's crack

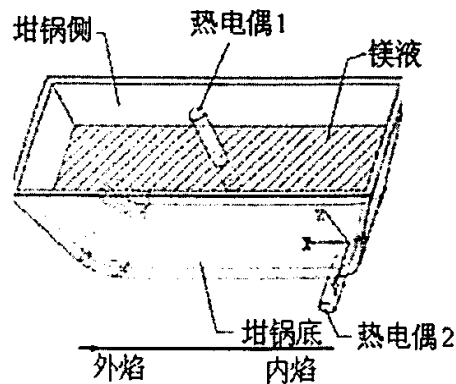


图 6-2 坩锅结构示意图
Fig 6-2 The sketch map of
crucible's structure

坩埚主要由 3 块钢板焊接而成。一块钢板构成了坩埚的底部和其前后部位，厚度为 30mm，其中底部是主要传热部位；其他两块构成了坩埚的两个侧面，厚度为 25mm。

表 6-1 试样材料的化学成分（质量分数%）

Tab6-1 Chemical compositions of the sample (mass%)

试样	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	P	S
底部	0.23	0.86	0.23	0.03	0.02	0.05	0.04	0.015	0.008
侧面	0.23	0.86	0.23	0.03	0.02	0.05	0.04	0.015	0.008
20Mn (标准)	0.17~ 0.24	0.70~ 1.00	0.17~ 0.37	-	-	-	-	≦0.030	≦0.030

6.2 理化分析

从报废坩埚的底部和侧面分别用电火花放电切取试样，然后用原子吸收光谱仪测量化学成分。用同样方法沿 Z 方向切取已发生开裂部位的试样，经过抛光处理后，用 4%硝酸酒精腐蚀，然后通过 ECLIPSE-L150NIKON 光学显微镜观察组织；同时利用 JSM-6700F 扫描电镜对开裂部位附近的缺陷和基体组织进行观察。

在靠近内表面处，沿 XY 平面取样进行透射电镜观察。离子减薄条件为：倾斜角 $\pm 4^\circ$ ，粒子束能量 4KeV。通过带有双倾台的 H-800 型透射电镜观察。

沿 Z 方向在不同部位取薄板状试样，以测试拉伸性能，试验按照 GB/3076-82 进行，试样厚 2mm。3 组试样分别为靠近外表面(外焰)部位 (1#)、靠近中间位置 (2#) 和靠近内表面(镁液)部位 (3#)。拉伸性能测试是在 CM5105 微机控制万能材料试验机上进行，加载速率为 3mm/min。

6.3 实验结果与分析

6.3.1 化学成分

能谱分析结果表明，坩埚底部和侧面成分一致(如表 6-1)，均为 20Mn 钢^[42]。

6.3.2 金相组织

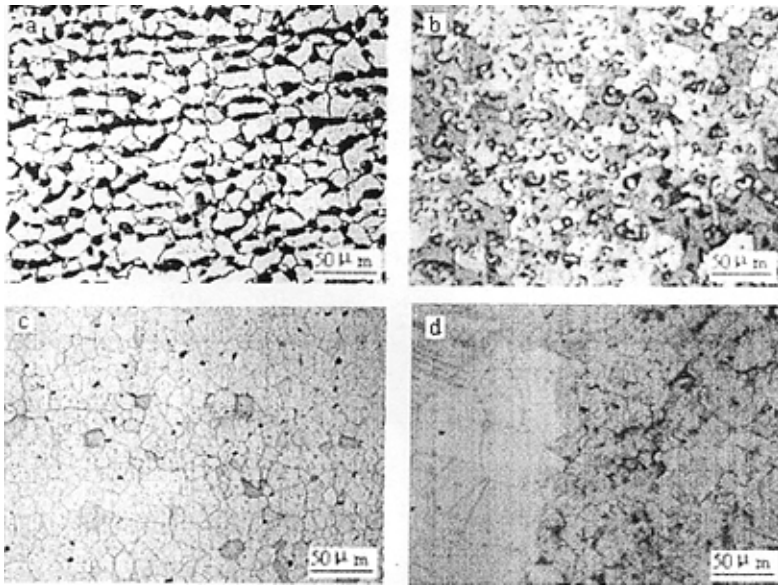


图 6-3 坩埚变形部位沿 Z 方向金相组织的变化

(a) 接近内表面 (b) 中间部位

(c) 距离外表面 5mm 处 (d) 距离外表面 1~2mm 处

Fig-6-3 The variation of metallograph morphologies along Z axle in deformed area

由图 6-3 可见，坩埚开裂部位沿 Z 方向的组织差别很大。接近内表面的金相组织由铁素体+珠光体组成，呈带状分布，珠光体中的铁素体和渗碳体呈片状交替分布。而中间部位的组织，没有带状组织，珠光体呈椭圆形和圆形，同时组织中存在腐蚀程度不同的两种铁素体。距离外表面 5mm 处的金相组织由铁素体基体和其上分布的均匀细小碳化物(渗碳体)组成，这些碳化物弥散分布于晶内，在晶界上则有一些较大的类似珠光体的组织。距离开裂外表面 1~2mm 处的金相组织，包含了两种不同的组织，这两种组织具有明显的界面。一种组织类似于图 6-3c，但是铁素体晶粒明显偏大，另一种组织种含有很多缺陷，这些缺陷沿晶界分布。

6.3.3 电镜分析

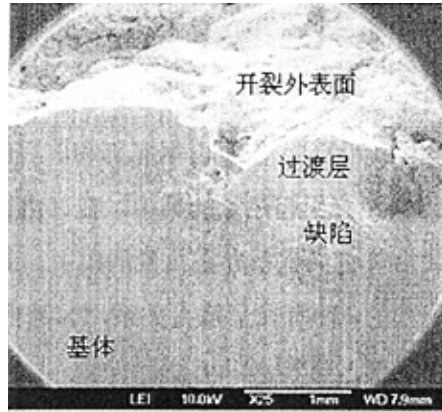


图 6-4. 开裂表面下方 SEM 形貌

Fig6-4 SEM morphology below the crack surface

由图 6-4 可见，严重开裂表面下方与开裂表面紧相邻的是一层未被侵蚀的基体，为了和内部基体相区别，称之为“过渡层”。在过渡层中，局部存在破裂和很多的裂纹，裂纹的末端是呈疏松状的缺陷。EDS 分析结果发现，正常基体和过渡层的成分为 100%Fe，而在缺陷处除铁元素外还含有其他的合金元素，这说明过渡层和基体有严重的脱碳现象。

对接近内表面处进行 TEM 观察，结果如图 6-5 所示，发现是由铁素体+珠光体组成，大部分的渗碳体呈片层状，但是另有一部分渗碳体已经变成椭圆状，有球化的迹象，这在整体上和前面的金相观察结果是相吻合的。

6.3.4 拉伸性能测试

由表 6-2 可以看出，接触镁液一侧强度最高（3#），而火焰加热一侧即失效侧的强度最低（1#），中间部位强度介于内外表面之间。同时塑性和强度变化一致，从内表面到外表面依次减小。

6.4.原因分析

6.4.1 坩埚使用过程中周围的温度分布

如前所述，由于瓦斯气体内外焰温度不同，使坩埚受热不均匀。坩埚失效部位的瞬间加热温度较高，达到 900~1000℃。由于坩埚底部和前后侧为同一块钢板，有利于热量的传播，因此在 X 方向不会引起热量的集中。在 Z 方向，坩埚和镁液接触，主要热量被镁液吸收，因此沿 Z 方向也不存在热量的集中。而沿 Y 方向，由于底部和侧面是通过焊接连接在一起的，两者又呈垂直关系，不利于热量的传播，因此会在底部和侧面的接合部位引起局部过热^[43]。

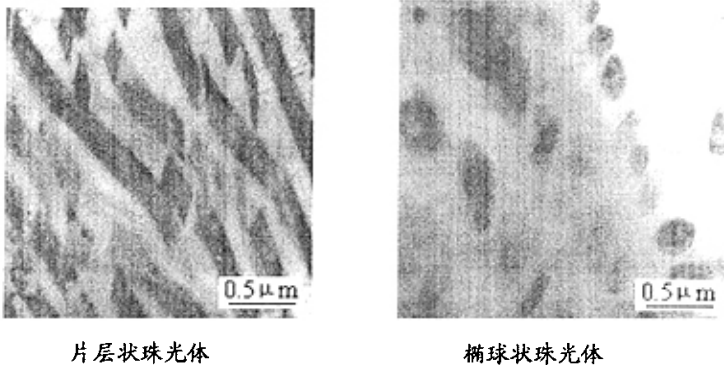


图 6-5 接近内表面 TEM 形貌

Fig6-5 TEM morphologies of the part near the crucible's inner wall

正是这种加热温度的不均匀以及坩埚的焊接结构，导致在开裂失效部位产生热量集中，从而使该部位显微组织发生变化，产生较大的热应力和组织应力，造成坩埚失效。

6.4.2 坩埚失效处的组织演化过程

20Mn 钢的正火态组织为铁素体+珠光体。服役过程中，在接近内表面处，由于和镁液接触，温度保持在 680℃，所以组织不会有很大变化，组织仍然为 F+P。

在坩埚壁的外表面，由于瓦斯气加热时处于外焰温度，且焊接结构的特殊性，造

成局部温度较高,达到奥氏体化温度。再加上频繁的加热冷却,会引起表面脱碳和氧化使表面组织中碳含量降低,铁素体数量增加,伴随着晶粒长大和沿晶界氧侵蚀的不断加剧。

表 6-2 坩埚失效部位不同厚度处的拉伸性能

Tab6-2 Extension properties of the crucible failure part among different positions

	屈服强度 σ_s (Mpa)	抗拉强度 σ_b (Mpa)	伸长率 δ_5 (%)	Ψ 断面收缩率 Ψ (%)
1#	218.72	406.24	26.52	32.76
2#	230.63	439.06	31.7	51.28
3#	234.92	450.08	32.48	59.55

坩埚沿壁厚方向的中部,温度在 680~1000℃之间变化。在温度处于 720~840℃之间的区域时,部分珠光体会转变成奥氏体,组织由 F+P+A 组成;保温时,A 会发生分解,重新形成 F+P,这种新形成的铁素体与原来的铁素体由于形成温度上的差异,可能溶碳量不同,从而使其耐蚀性能不同,所以金相组织中表现出的腐蚀程度不同^[44](图 6-3b)。在这个温度范围(680~1000℃)的区域内接近低温段,组织发生变化的另一个特征是片层状渗碳体球化。这是由于片层状渗碳体表面积较大,使体系的自由能升高,球化后总的表面积减小,有利于体系的稳定性^[45-46]。

6.4.3 失效过程分析

坩埚在使用过程中,与镁液接触的内表面组织为 F+P,外表面为 A。在 20℃下碳钢各相的比容中^[47],由于 A 比容最小,加热过程中表面会因心部抵制收缩力而胀大,故表面产生拉应力,心部则相反,产生压应力。停止加热时,表面组织又变成铁素体,拉应力减小。由于频繁的加热和保温,外表面则受到周期性的拉动,再加上表面脱碳,强度降低,就不可避免地形成了疲劳裂纹。随着坩埚使用时间的延长,这些裂纹会快速扩展,最终导致失效。当表面裂纹形成后,氧将沿着裂纹进入晶粒边界,导致基体被氧化侵蚀,因此在裂纹末端存在很多的缺陷,其中含有的碳和合金元素,是基体金属形成的氧化物等引起的。

6.5 小结

1. 坩埚产生破坏的主要原因是坩埚靠近外焰部分奥氏体化过程中存在体积收缩，使外表面产生了拉应力，同时在周期性加热和保温过程中，表面存在脱碳现象，使强度降低，这些因素导致表面产生了疲劳裂纹。随着坩埚使用时间的延长，这些裂纹会向纵深方向扩展，最终导致坩埚报废。

2. 建议坩埚在使用过程中，底部采取电加热，使外表面加热温度保持在高于680℃的某一适当温度，不致局部过热，从而消除组织应力的影响。

第七章 结论

1. P-Q2 图提供了压铸机生产优良铸件的条件, 并给出了可行的压铸作业区域。

2. 镁合金薄壁铸件(壁厚 1mm)的最佳充填时间为 34-46ms。

3. 根据重量模拟计算, 产品特征以及速度曲线形状, 可以将填充型腔的过程分为三个阶段: 第一阶段, 充满产品阶段; 第二阶段, 充满 overflow+ vents; 第三阶段, 补缩阶段。在该过程中, 冲头的压力开始由油压泵来提供, 然后由油压泵和蓄压器联合提供, 虽然冲头压力不断增大, 但是阻力增加的更快, 使得冲头速度以更快的加速度减小。

4. 多肉的出现对于框架整体结构的力学性能没有明显的负面作用。压铸过程中形成的孔洞很有可能是控制铸件力学性能的主要因素。

5. 异色亮斑的存在是由于先析 α 相和共晶相经过化学转化处理后所得的化学转化膜的成分差异所导致。铸件中的异常粗大的先析 α 相是由于模具表面局部散热不良所致。

6. 压铸机用镁液坩埚产生破坏的主要原因是坩埚靠近外焰部分奥氏体化过程中存在体积收缩, 使外表面产生了拉应力, 同时在周期性加热和保温过程中, 表面存在脱碳现象, 使强度降低, 这些因素导致表面产生了疲劳裂纹。随着坩埚使用时间的延长, 这些裂纹会向纵深方向扩展, 最终导致坩埚报废。建议坩埚在使用过程中, 底部采取电加热, 使外表面加热温度保持在高于 680℃的某一适当温度, 不致局部过热, 从而消除组织应力的影响。

参考文献

- [1] 董春明, 中国—发展中的镁工业和潜在的镁市场, 中国镁业, 1999, (2), 1~6
- [2] 吕苇白, 杨湘杰, 蔡卫华等. 镁合金新型绿色产业的发展, 江西冶金, 2002 (4), 23~26
- [3] 曾小勤, 镁合金应用新进展, 铸造, 1998 (11), 39~42
- [4] B.L.Mordike, T.Ebert, Magnesium Properties-applications-potential, Materials Science and Engineering, 2001, A302, 37~45
- [5] 李荣德, 于海朋, 袁晓光, 合金元素在压铸合金中的作用及研究现状, 特种铸造及有色合金, 2004 (1), 18~21
- [6] 张诗昌, 段汉桥, 蔡启舟等, 主要合金元素对镁合金组织和性能的影响, 铸造, 2001, 50, 310~314
- [7] 吴秀铭, 中国镁工业的现状与展望, 2001年中国国际镁业研讨会(论文集), 2001
- [8] 小岛阳, 镁合金材料与成型加工, 名古屋大学演讲资料, 2002年5月
- [9] 钟自强, 王俊杰, 镁合金车辆零件市场评估, 台湾金属工业研究发展中心
- [10] 李晓敏, 压铸镁合金在汽车中的应用及其发展前景, 世界有色金属, 2001, (9) 16~18
- [11] 曾小勤, 丁文江, 镁合金研究应用现状与发展趋势, 中国镁业第六届年会暨信息交流会文集, 昆明, 中国镁协, 2003
- [12] 王渠东, 吕亦振等, 镁合金在电子器材壳体中的应用, 材料导报, 2000, 6 (14), 22~24
- [13] Robert E Brown. Light Metal Age, 1996, 54(7~8), 50~55
- [14] 范琦, 徐永博等, 关于压铸用水基离型剂的几个问题, 特种铸造及有色合金, 1995, (6), 30~32
- [15] 光明, 镁合金的功能特性, 金属功能材料, 1999, 5, 237~238
- [16] 修敏平, 压铸用水基离型剂的选用方法, 特种铸造及有色合金, 200 (6), 75~76
- [17] 鹰城一夫, 轻金属, 1992(12), 687~698
- [18] 汪之清, 国外镁合金压铸技术的进展, 铸造, 1997, 8, 47~51

- [19] Robert E. Brown, 48th Annual Magnesium Conference, Light Metal Age, 1991(7~8), 6~13.
- [20] T.J.Ruden, D.L.Albright, Magnesium Castings for Auto Applicationg, Advanced Materials& Process, 1992(6), 28~32.
- [21] W.P. Sequeira, G.L. Dunlop, M.T. Murray, Proceedings of the 3rd International Magnesium Conference, Manchester, 10~12 April 1996, 63.
- [22] M. Dargush, M. Hisa, C.H. Caceres, G.L. Dunlop, Proceedings of the 3rd International Magnesium Conference, Manchester, 10~12 April 1996, 153.
- [23] R.Brown, Magnesium automotive meeting, Light Metal Age, 199
- [24] H.K.Barton, J.F.Wallace, The injection of Metal into Die Casting Dies, Machinery 1996, 937
- [25] 阴国盛, 压铸镁合金AZ91D组织结构和性能研究, 硕士学位论文, 太原理工大学, 2004
- [26] Y.B.Lui, W.B.Lee, B.Ralph, Areclassification of the die-filling stages in pressure die-casting process, Journal of Materials Processing Technology 1996 (57) , 259~265
- [27] [日]濑川和喜著, 周子明等译, 压铸技术, 北京, 航空工业出版社, 1986, 326~341
- [28] W.S.Hwang, Computer Aided Fluid Flow Analysis of the Filling of Casting system, P.H.D. Thesis, University of Pittsburgh, 1985
- [29] D.Rollez, The energy needs for thin wall die casting of zinc alloy, presented at the Hong Kong, 22-24, April, 1993,1~18
- [30] John Neely, John Wiley, Practical metallurgy and materials of industry, New York,1979, 321~333
- [31] www.engineersedge.com
- [32] 汪之清, 国外镁合金压铸技术的进展, 铸造, 1997, 8, 47~51
- [33] 蔡叶, 苏华钦, 耿鑫明, 镁合金熔炼中若干问题研究, 能源研究与利用, 1994, 4, 12~15
- [34] Ying-hui Wei, Guo-sheng Yin, Li-feng Hou et al, On formation mechanism of pits on the surface of thin-wall die-casting magnesium alloy components, Engineering Failure Analysis, 2006, 13(4), 558~564
- [35] 阴国盛, 卫英慧, 侯利锋等, 薄壁镁合金压铸件表面缺陷分析, 机械工程材料,

- 2004, 28 (4), 46~49
- [36] J.E.Gray, B.Luan, Protective coatings on magnesium and its alloys –a critical review, *Journal of Alloys and Compounds*, 2002, 336:88~113
- [37] 齐丕骧, 挤压铸造, 北京: 国防工业出版社, 1984, 23~45
- [38] Sequeira, M.T.Murry, G.L.Dunlop etal, Effect of section thickness and gate velocity on the microstructure and mechanical properties of high pressure die cast magnesium alloy AZ91D, TMS on automotive alloys, Orlando, FA, Febury 9-13, 1997
- [39] 袁华, 提高压力铸造产品合格率的途径, *重庆工商大学学报*, 2004, 21(1), 72~74.
- [40] Ambat, Naing Aung, W.Zhou, Evaluation of microstructure effect on corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy, *Corrosion Science*, 2000, 42, 1433~1455
- [41] Guangling Song, Andrej Atrens, Matthew Dargusch, Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D, *Corrosion Science*, 1999, 41, 249~273
- [42] 林慧国, 林钢, 吴静雯.袖珍世界钢号手册, 北京: 机械工业出版社, 2001, 1002~1005
- [43] J.L.Hau, Pressure Vessels Fire Damage Assessment in Refinery Unit, *CORROSION*, 1992, (23) , 445~448
- [44] JORGEL, L.HAU, Understanding the micro structure of overheated carbon steel, *Materials Performance*, 2004, 60(11), 1095~100
- [45] 魏成富, 王学前, 过冷奥氏体的异常分解与碳化物粒化, *热加工工艺*, 1999 (2): 21~27
- [46] 徐恒钧, 材料科学基础, 北京: 北京工业大学出版社, 2001, 310~321
- [47] 夏立芳, 金属热处理工艺学, 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1996, 50~55

致 谢

本课题得到国家自然科学基金（50471070）、教育部跨世纪人才支持计划、山西省青年学科带头人基金和山西省青年科技基金（20041023，20051050）资助。

本研究及学位论文是在尊敬的导师卫英慧教授的亲切关怀和悉心指导下完成的。卫教授渊博的知识、严谨的治学态度和踏实的工作作风使我受益匪浅。在此，谨向卫教授表达我最衷心的感谢和最崇高的敬意！

在课题的完成过程中，富士康（太原）科技工业园给予了大量的帮助，在此深深感谢于斌科长和郭耀文专理对作者的关心和支持。感谢侯利锋，余春燕，杜华云等老师对本论文提出很多很好的建议。赵兴国，李天宝等老师对我的实验的大力帮助和支持，在此一并衷心的感谢。也感谢实验室的全体同学和富士康科技集团的朋友们对我的关心和支持。

感谢我的爸爸妈妈，养育之恩，是你们的鼓励和支持不断让我从一个台阶跨向另一个台阶，不断走向成功，我衷心的希望你们能永远健康快乐地生活。

攻读硕士期间发表论文

- [1]焦少阳, 卫英慧, 侯利锋, 郭耀文, 于斌, 许并社, 镁合金薄壁压铸件表面亮斑成因分析, 机械工程材料, 已录用
- [2]焦少阳, 卫英慧, 侯利锋, 郭耀文, 于斌, 许并社, 压铸机用镁液坩埚失效分析, 机械工程材料, 已录用
- [3]卫英慧, 侯利锋, 焦少阳, 胡兰青, 许并社, 赵阳圉, 李欣田, 纯铝薄板在爆炸冲击作用下接合界面特征研究, 材料科学与工艺, 已录用
- [4]卫英慧, 焦少阳, 侯利锋, 许并社, Hideki Ichinose, 一种铸造缺陷对镁合金压铸构件使用性能的影响, 机械工程材料, 已投稿