
目 录

1 绪论	1
1.1 课题研究的背景及意义.....	1
1.2 课题研究目的.....	2
1.3 等温淬火球墨铸铁 ADI 的研究与应用现状.....	2
1.3.1 等温淬火球墨铸铁 ADI 的优点.....	2
1.3.2 国外 ADI 的发展应用概况.....	3
1.3.3 我国 ADI 的发展应用概况.....	3
1.4 ADI 在国内外耐磨件上的应用研究现状.....	4
1.5 ADI 的摩擦磨损研究现状.....	6
1.6 课题来源及本文主要研究内容.....	7
1.6.1 课题来源.....	7
1.6.2 本文主要研究内容.....	7
2 织机凸轮的功能及磨损失效分析	8
2.1 凸轮在织机上的重要作用.....	8
2.1.1 凸轮在织机打纬机构上的重要性.....	8
2.1.2 凸轮在传剑机构上的重要性.....	9
2.1.3 凸轮在织机开口机构上的重要性.....	10
2.2 织机凸轮磨损失效分析.....	11
2.2.1 凸轮常见的失效方式及原因.....	11
2.2.2 失效分析.....	12
2.3 减少凸轮磨损的一些措施.....	15
2.4 小结.....	15
3 金属材料的摩擦磨损特性探讨	16
3.1 摩擦磨损时金属表面特征.....	16
3.1.1 摩擦时金属表面特征变化.....	16
3.1.2 摩擦磨损时金属的表层组织.....	17
3.1.3 摩擦磨损时金属表层应力状态.....	17
3.2 磨损的过程与和转化.....	18
3.3 影响金属磨损的因素.....	19
3.3.1 影响磨粒磨损的因素.....	19
3.3.2 影响黏着磨损的因素.....	19

3.3.3 影响疲劳磨损的因素.....	20
3.4 本章小结.....	20
4 等温淬火球墨铸铁 (ADI) 摩擦磨损实验研究.....	21
4.1 ADI 的摩擦磨损耐磨性实验.....	21
4.1.1 实验内容.....	21
4.1.2 主要实验设备.....	21
4.1.3 试样的制作.....	22
4.1.4 试样受力分析.....	25
4.1.5 实验过程与方法.....	25
4.2 实验结果及数据分析.....	26
4.2.1 实验数据.....	27
4.2.2 实验数据处理及分析.....	28
4.3 本章小结.....	32
5 ADI 在织机凸轮上的应用探讨.....	34
5.1 ADI 织机凸轮的研制.....	34
5.1.1 凸轮毛坯的制备.....	34
5.1.2 ADI 凸轮的热处理及微观组织.....	38
5.2 织机 ADI 凸轮应用考核实验.....	40
5.2.1 实验原理.....	40
5.2.2 实验方法及过程.....	41
5.2.3 实验数据及结果分析.....	41
5.3 本章小结.....	43
6 总结与展望.....	44
6.1 总结.....	44
6.2 本文不足之处.....	45
6.3 展望.....	45
致 谢.....	46
参考文献.....	47
附 录.....	50
附录一 攻读硕士学位期间发表的论文.....	50

1 绪论

1.1 课题研究的背景及意义

中国是世界最大的纺织品加工国也是世界上最大的纺织品出口国，对纺织机械的数量和质量要求也日渐提高，纺织机械年消费市场容量达到约80亿美元，已占全球的30%，成为世界纺织机械制造中心^[1]。据国家统计局公布的数据，我国规模以上的纺织机械行业企业数量为1030家。2009年1~11月份我国纺织机械行业产品主营收入为573.9亿元，产品主营成本为498.5亿元，纺织机械进出口贸易额差为12.3亿美元，同比下降40.2%。金融危机引发我国织机进出口额双降，但目前我国织机竞争力有所提升，使得织机进出口差额进一步缩小，虽然2009年以来纺织机械行业也随之开始逐步好转，然而，就在产销量大幅上升的同时，2009年全行业利润却同比下降了48.24%，究其缘由，一是同一系列不同品牌的产品竞争激烈，价格的竞争导致织机行业利润下降；二是生产成本增加愈演愈烈；三是在产量上升的同时，我国的纺织机械仅局限于低档次，高磨损的常用简单机械，与德国、瑞士、意大利、日本等纺织机械强国相比，仍有很大的差距。国产织机虽出口不断增加，但高档次纺织装备仍主要依赖进口^[2]。特别是在具有高速、高效、高技术含量等特点的机电一体化产品上，差距就更为明显了。例如自动络筒机，这种机器以前几乎全部依靠进口，近年来经过努力已经实现了部分国产化，但其关键的槽筒、电子清纱器、空气捻接器这三大零部件仍然需要进口。中国纺织机械器材工业协会制定了《纺织机械工业“十一五”发展规划》，提出了重点纺织机械产品和关键技术应向高速、高效、低消耗、长寿命的方向发展^[2]，这就要求采用先进的制造技术，提高零部件的耐用性和可靠性，才能生产出高技术含量、高附加值的优质纺织机械产品。当前，纺织行业正面临着难得的发展机遇，2010国家出台《纺织工业调整与振兴规划》，再一次明确了纺织行业的产业地位。

优质高效（速）的纺织机械是实现纺织品优质大量生产和出口的前提。加速纺织机械的发展提高，需从关键零部件的先进材质与制造技术的开发开始，结合先进的机械设计装备，不断自主创新，提高产品的质量档次和经济效益。

耐磨件是纺织机械的重要关键零件。如凸轮主要传递动力，受力较大，在先进高效的织机上处于高速运动，常常因磨损引起凸轮曲线的变化，使多臂装置产生花纹错乱、开口度不良、振动及噪音增大等故障；凸轮与从动件间为点或线接触，易磨损，只适用于传力不大的场合；从动件的行程不能过大，否则会使凸轮变得笨重，影响产品

质量及生产效率，因此提高纺织机械关键零部件凸轮的耐磨损性能对于减少设备故障率，提高纺织品质量，降低成本，具有非常重要的意义^[3]。研制一种新型材料，提高其耐磨性和使用性能，增强使用寿命，是提高整机性能的一个重要环节。

1.2 课题研究目的

等温淬火球墨铸铁（ADI）是一种高强度、高耐磨兼有一定韧性的新型铸铁工程材料，国际上被誉为“近三十年来铸冶方面最重大的成就之一”，是一种性价比高的高科技材料^[3]。ADI 零件工作时在表面应力作用下，基体中的高碳奥氏体部分转变为稳晶或微晶马氏体，显著提高表层硬度，改善抗磨性；而新的次表面又不断发生以上过程，越磨越硬，大幅提高使用寿命。经过国内外大量的研究实验和生产应用实践得出：ADI 的耐磨性和使用寿命比同硬度的钢提高 1.5 倍以上；可达到甚至优于比其硬度高 10-15HRC 的淬火钢件。如康明斯发动机硬面齿轮，原用淬火钢要求 58-64HRC，改用 ADI 后，硬度降为 48-54HRC，而使用寿命比钢高。同时，ADI 中的石墨球能降低摩擦系数和运转温度，可减少磨损，且具有很强的减震性，使零件工作时噪音小，这种特性对于纺织设备十分有利^[4]。而根据湖北信息研究院查新检索报告，我国 ADI 新材料在纺织机械方面的应用还是空白，急待研究开发。

本文尝试研究将 ADI 新材料用于织造机械要求高耐磨高强度的凸轮上，如共轭凸轮、传动凸轮轴等，不仅能提高该种零件的质量和使用寿命、节能降耗、减少设备维修和噪音、提高生产效率、降低生产成本，而且将提高我国纺织机械产品的技术含量，促进开发高速高效的高档次织造机械，增强国际竞争力。

1.3 等温淬火球墨铸铁 ADI 的研究与应用现状

一定成分的球墨铸铁经等温淬火后得到的铸铁材料就是等温淬火球墨铸铁—ADI（Austempered Ductile Iron）。它是通过等温淬火热处理使球墨铸铁基体组织由珠光体、铁素体变为针状铁素体、贝氏体和富碳奥氏体等组织。上世纪七十年代初，芬兰宣布用ADI（组织为上贝氏体和残余奥氏体）代替锻钢生产齿轮，同时，美国通用汽车公司研制出下贝氏体加少量马氏体的球铁，随后ADI作为一种新型的工程材料，在欧美等发达国家不断深入研究与发展，已成为二十一世纪人们关注的热点材料之一。

1.3.1 等温淬火球墨铸铁 ADI 的优点

ADI 之所以受到世界各国的广泛关注和重视，与其优良的特性密不可分，与普通的锻钢和铸铁相比，ADI 具有如下独特优点^[5,6]：

(1) 良好的综合性能：强度高且有较好的伸长率，具有优良的动态力学性能，比铸钢，微合金钢以及锻钢要好很多，在数百万次交变载荷作用后，抗疲劳性仍保持不变，缺口敏感性小。

(2) 较低的成本：由于ADI具有良好的铸造性和生产的灵活性，虽经过等温热处理，相对于其它材料，如果按屈服强度的成本计算，其价格仍比钢件低20%左右，ADI是最便宜的材料，具有很强的竞争力。

(3) 质量较轻：ADI组织中有近10%的石墨，同体积的零件要比钢件要轻10%，且与锻钢、铸钢、铸铝和热处理钢等相比，具有最高的单位质量屈服强度，是一种轻而坚固的金属材料。

(4) 优良的耐磨性和耐疲劳性：由于ADI中有石墨球存在，能有效降低其摩擦系数和运转温度，同时由于ADI中存在大量残余奥氏体，在工作过程中外力作用下，残余奥氏体会诱发马氏体转变，产生加工硬化，从而进一步提高材料的耐磨性。

(5) 良好的减音性和吸震性：由于ADI组织中的石墨球具有良好的吸音效果，故ADI零件工作时噪音小。ADI的弹性模量（约为1700MPa）比钢的弹性模量（约为2100MPa）约低20%，另外吸震性好，组织中的石墨球能快速吸收震动，使机件运转平稳。

(6) 相对简单的制造工艺：一般的球墨铸铁进行等温淬火处理就可以生产出ADI，比生产同样强度和性能的钢件所需的下料、锻造、调质、表面高频淬火、回火等繁杂工序节材节能，改善环保并提高生产效率。

1.3.2 国外ADI的发展应用概况

国际上对ADI的研究始于20世纪60年代末，70年代芬兰、中国和美国几乎同时宣布ADI研制成功。国外ADI的研发工作着重于有关ADI的化学成分、热处理工艺、基体组织转变、力学性能和使用性能等方面，使ADI的研究应用范围不断扩大。一些著名的铸造公司纷纷制定了各自的ADI件标准，紧接着各国也开始制定ADI标准，美国、欧洲、日本和ISO分别制定了国家标准和国际标准^[7-9]。在这种背景下，ADI在欧美和日本等发达国家和地区产量以每年超过15%的速度迅速增长，预计今后的增长速度会更快^[7,11-13]。

1.3.3 我国ADI的发展应用概况

我国是世界上最早研究ADI的几个国家之一。开始是用一般稀土镁球铁在280℃左右下贝氏体温度转变区等温淬火，得到奥氏体和下贝氏体基体组织^[14]。上世纪60年代

初，由于对 ADI 机理的认识不足、原材料及其生产过程监控不严等因素的影响，未能形成批量生产，研究及生产应用一直停滞不前。上世纪 80 年代，由于受到国际 ADI 快速发展的影响，ADI 研究及生产又在我国兴起。目前，对 ADI 的化学成分、热处理工艺、基体组织转变、力学性能和使用性能等方面进行了大量实验及研究工作。我国现阶段已将 ADI 材料应用康明斯发动机齿轮、榨油机榨螺、风镐缸体、造纸磨浆机磨片、风镐缸体、火车减震器斜楔及磨耗板等一般性耐磨件和机械承载构件上^[6]，高强度、高韧性的 ADI 因技术难度较大，其应用还较少。一些典型的 ADI 零件如图 1.1 所示。



图 1.1 一些典型的 ADI 零件

1.4 ADI 在国内外耐磨件上的应用研究现状

ADI 中由于石墨球的存在，能有效降低其摩擦系数和运转温度，同时由于 ADI 中存在大量残余奥氏体，在使用过程中由于外力作用，残余奥氏体会诱发马氏体转变，产生加工硬化，从而进一步提高材料的耐磨性。近年来，因其具有优越的耐磨性，ADI 在各种不同类型要求的耐磨件中获得了广泛应用并取得了明显的经济效益。

在齿轮、衬套、链轮上的应用方面，美国康明斯公司于 1983 年生产的 B and C 系列柴油发动机 ADI 正时齿轮，与表面渗碳淬火 1022 钢齿轮相比，不仅提高了齿轮的抗擦伤能力，而且加工车间生产率增加 40%，重量减轻 10%，降低噪音，成本降低了 30%，齿轮铣刀寿命增加 10 倍^[15,16]。美国 Farrar Corp. 公司用 ADI 铸件代替剪草机齿轮组件，改进了割草机操纵性和转向性，重量减轻 14.9kg，降低了成本，明显地降低了噪音，提高了零件强度^[17]。江苏理工大学和一汽无锡柴油机厂研制用高性能 ADI 代替 40Cr 调质钢生产齿轮装机实验，不仅力学性能满足了使用要求，柴油机整体噪声下降了 1.92dB，齿侧平均噪音下降了 1.5dB，在标定工况下连续运转 1000 小时，齿轮间隙离极限间隙还有 0.13mm 余量，其摩擦磨损性能合格^[18]。中国威墅堰机车车辆研究所将 ADI 大量应用于铁道车辆

上的衬套,对比表明其寿命大大高于A3钢、45钢、20Cr和20CrMnTi钢^[7]。西安新华安型材铸造公司研制了高速列车机车转向架ADI衬套,效果良好,并已经批量生产^[19]。

Advanced Cast Products公司生产矿用车链轮替代原来的钢组装件,磨损降低50%。美国Smith铸造厂为Toro Co.公司研制生产的ADI驱动轮铸件,重量减轻15%,成本降低55%,比原组装件节省30分钟的装配时间,耐磨性大大提高,外型也更为美观^[17]。中国一拖集团和洛阳市汝阳液压件厂合作,将ADI用于东方红150、170型小四轮拖拉机传动齿轮代替20CrMnTi渗碳钢,现已批量生产^[20]。汉口铸造厂和武汉铸锻热总厂用ADI制作破碎机颚板、冷轧管轧辊、轧钢机辊道齿轮、195柴油机曲轴以及纺织机齿轮,均取得了良好的效果^[21]。杨佳荣等把ADI应用于颚式破碎机齿板上,证实ADI耐磨性优于高锰钢^[22]。郑州机械研究所与湖北省竹山特种球铁厂研制的ADI锤头等抗磨件具有抗磨性能优异、韧性好、寿命长的特点,在同一工况实验条件下,锤头的耐磨性大大提高,使用寿命是高锰钢的2~2.7倍,且无断锤现象,表明ADI是制造抗磨件的优异材料^[23]。

在机车制动方面,需要摩擦力工作又要求高耐磨性的典型应用如车轮与轮轨、制动机构的运动摩擦件(刹车盘,刹车毂)和静止摩擦件制(动块,制动楔等)。我国戚墅堰机车车辆研究所研究并已经在铁道车辆上应用了ADI斜楔,重量不仅由10kg减至7.5kg,而且耐磨性提高,取得良好的经济效益^[24]。芬兰国家铁路和芬兰赫尔辛基城市交通在火车、货车车厢和城市铁路上用ADI代替传统的灰铸铁制动块和制动蹄片,6年的运行结果表明,ADI制动块和制动蹄片耐磨性提高了6倍,同时车轮磨损减少,运行费用降低,提高了设备利用率。此外由于低速时略低的摩擦系数,制动平稳,未见咬住车轮现象,当增加制动压力时摩擦系数不像灰铸铁那样有明显降低^[25]。

磨料磨损通常应用于挖掘机斗齿、犁铧、破碎机衬板、犁尖、磨球、物料输送机衬板和履带板等等。因此只考虑零件的耐磨性,摩擦对象(如泥土、矿料、地面等)的磨损一般不必考虑。美国JOHNDEER拖拉机厂研制的ADI反向齿,大大提高耐磨性,年产量超过10万件,每年节省20多万美元^[24]。英国生产农业机械铸件的主要厂家William Lee铸造厂生产ADI耐磨铸件几十种,应用于车辆、运输、农业、矿业、建筑、军工等部门^[24]。英国Russell公司生产的ADI零件齿尖原来制造方法为铸钢件整体淬火,采用ADI零件后具有更好的耐磨性,运行费用降低^[26]。此外,ADI在犁尖、犁铧、挖掘机斗齿、破碎机衬板、履带板、物料输送机衬板等方面广泛应用,取得良好经济效益。

近年来开发的含碳化物的ADI(即CADI),因基体组织中含碳化物,具有更好的耐磨性,但韧性和耐冲击性降低。对于要求耐磨性高但韧性和耐冲击性不高的零件,CADI是很好的选择。CADI能工业化生产的关键是碳化物数量、形状和分布的控制,这样才能生产出性能稳定的ADI铸件。美国将CADI材料应用在农业机械上获得良好的效果^[27,28]。我国河北迁西奥帝爱铸造公司矿用磨球CADI,碳化物含量10%左右,经过一年多装机实验,使用寿命比原材料低铬磨球提高一倍,且磨球无失圆和破损现象,节电

20%，效率提高20%，效果明显^[29]。

此外，冲剪机剪切刀片在对钢筋进行剪切加工时工况十分恶劣，震动大，噪音大，是特殊的冲击磨损，刀片需要高强度、高耐磨性、高韧性。传统的剪切刀片是T10钢经加工并经热处理，磨损快，容易卷刃、变形、有时会发生崩口，黄志强等用ADI剪切刀片代替T10传统剪切刀片，取得预想不到的成功^[30]。

摩擦磨损在实际应用中是十分常见而且复杂的。在需要减小摩擦力，靠摩擦力工作的滚动摩擦和滑动摩擦工作条件中，可能有摩擦磨损脱落的颗粒或外来的砂尘进入摩擦界面形成某种程度的磨料磨损。事实说明，ADI在耐磨件中的应用逐渐增多并越来越受到重视，ADI在耐磨件中的应用相当广阔，因此，深入系统地研究ADI的摩擦磨损特性对于进一步开发研究其作为耐磨件的应用潜力，具有非常重要的意义。

1.5 ADI 的摩擦磨损研究现状

综上所述，ADI作为一种新型的耐磨材料在世界各国得到重视和发展。但对于ADI的摩擦磨损性能和机理研究却远落后于ADI实际应用和发展。在已有的一些研究中，由于摩擦磨损实验和实际工况的不同和复杂性，各种实验除了揭示一些普遍规律之外，尚有许多不同。

Cooper^[31]在对几种不同等温淬火温度下获得的ADI进行硬砂射流磨损实验后，得出ADI的耐磨性随硬度的升高而提高。郭新立等^[32]在研究奥贝球铁磨粒磨损时发现提高奥氏体化温度和等温淬火温度都会使得奥贝球铁的磨粒磨损性能降低。R.Gundlach等人^[33]对四种ADI（淬火温度分别为260℃、315℃、355℃、400℃）用橡胶轮式、销盘式及胛板破碎机式三种实验机进行摩擦磨损实验，发现ADI的硬度越高越耐磨。

在摩擦磨损方面，刘伟等^[34]对比研究了淬火45钢、渗碳淬火20Cr钢和5种ADI在干摩擦条件下的耐磨性能，结果表明，5种等温淬火球墨铸铁的耐磨性均优于2种淬火钢，并可大大降低摩擦副的总磨损量。朱君贤等^[35]对300~420℃下等温淬火获得的ADI进行干摩擦和润滑摩擦磨损实验，认为随着等温温度升高，残留奥氏体逐渐增多，硬度下降，ADI的耐磨性也随之下降。陈宗民等^[36]通过对不同硬度的奥贝球铁在不同冲击能量下的实验，研究表明，硬度虽然是ADI抗冲击磨料磨损的力学性能基础，但由于ADI抗磨损性能与其在冲击条件下的硬化特性有关，所以只有当磨损面硬化速度较快时，其磨损损耗值才较低。丛家瑞等^[37]对盐浴条件下获得的ADI、ZG50SiMn和普通球铁进行滚动干摩擦接触疲劳磨损实验，认为ZG50SiMn磨损最少，ADI与之相当，普通球铁最多。

由以上这些文献综述可以看出，对ADI的耐磨性能的研究还不够完善，特别是对ADI在不同磨损条件下的磨损机理研究，在不同磨损条件下应选用什么牌号的ADI及不同奥氏体化温度下ADI的磨损特性研究较少。为此，本文对在不同等温淬火工艺下获得的ADI

进行各种磨损实验，研究探讨适合织机凸轮磨损条件的ADI材料。

1.6 课题来源及本文主要研究内容

1.6.1 课题来源

本课题来源于中国纺织工业协会科技项目（2008085）及湖北省教育厅重点科研项目（D20101606）。

1.6.2 本文主要研究内容

（1）分析凸轮机构在织造机械上的重要性，探讨凸轮的磨损失效原因，分析材料的摩擦磨损特性。

（2）考察在相同奥氏体化温度和不同等温温度下获得的ADI在干摩擦磨损情况下的耐磨性，探讨其磨损机理。

（3）探讨硬度对ADI摩擦磨损性能的影响为了研究ADI的耐磨性，研究适合织机ADI凸轮的热处理方案。

（4）考察ADI凸轮和45钢凸轮的耐磨性，探讨用ADI材质代替45钢凸轮的可行性。

2 织机凸轮的功能及磨损失效分析

凸轮是织机中应用较为常见的零件，如凸轮开口机构、凸轮引纬机构、凸轮打纬机构和凸轮传剑机构等。因其结构简单、紧凑、设计方便，可实现从动件任意预期运动，因此在纺织机械大量应用。凸轮在工作过程中与滚子直接接触，不仅自身精度和质量直接影响到整个机器的性能，也会受到滚子接触应力的作用，而且滚子在凸轮型面间不同区域角速度不同，引起滚子与凸轮型面的滑动摩擦，在凸轮型面上产生了很大的切应力，因而要求凸轮具备较高的硬度和良好的耐磨性。

2.1 凸轮在织机上的重要作用

2.1.1 凸轮在织机打纬机构上的重要性

织机打纬机构是织机主要机构之一，新引入梭口的纬纱在距织口有一段距离时，为了编织具有一定纬密的织物，纬纱需要在打纬机构的推动下移向织口并与经纱交织。按照箱座机构的形式可将打纬机构分为四连杆打纬机构、六连杆打纬机构和凸轮打纬机构三种。四连杆打纬机构是一个曲柄摇杆机构，这种机构构造简单，制造容易，但箱座没有停顿时间，适合宽幅织物、厚重织物的织物。

如图 2.1 所示为典型的六连杆打纬机构示意图，它由一个曲柄摇杆机构和一个双摇杆机构组成。曲柄 AB 装在织机主轴 A 上，随着曲柄回转，通过连杆 BC 使摇杆 CD 绕轴 D 摆动，再通过摇杆 DC'，连杆 C'E 带动摇杆 EF 绕轴 F 往复运动，从而驱动打纬机构，但在制造高密度织物时，加大了钢筘对经纱的磨损和引起了主轴的回转不均匀，所以六连杆打纬机构一般用于低速宽幅织机。

凸轮机构可以通过精确设计轮廓线得到理想的箱座运动规律，所以在片梭织机和剑杆织机上，由于工艺和机构上的原因，要求引纬阶段箱座上有较长的静止时间，以提供足够的时间让引纬器穿过梭口，因而凸轮打纬机构应运而生。

图 2.2 所示为打纬共轭凸轮装在左右凸轮箱内，当主轴 1 回转时，主凸轮 2 推动滚子 4，使得箱座 9 以摇轴 6 为中心逆时针摆动，带动钢筘 8 打纬。打纬完毕后，副凸轮 3 推动滚子 11，使箱座顺时针摆动。当安装在箱座上的走剑板与固定机架上的左右剑带导轨处于平齐时，箱座便静止下来，以利于引纬运动。与四连杆和六连杆打纬机构相比，凸轮打纬机构有如下优点^[38]：

①由于箱座有相当长的静止时间，纬纱可以飞行更长的时间，对纬纱的影响更小，

更适合高速、宽幅的引纬。

②箱座在引纬时能保证绝对静止，从而引纬机构能够与箱座分离，为了适应高速引纬，可采用轻质箱座，短箱座脚。

③箱座能静止在梭口后方，可以充分利用梭口的高度减小打纬行程。

④凸轮、转子和摆臂等主要传动构件均被封闭在箱体内存滑，可缓和打纬时转子和凸轮之间的冲击，并可使用多个凸轮箱同步工作，在宽度方向由多个支点支撑箱座和钢箱。

⑤凸轮打纬机构多采用整体式凸轮轴和摆臂轴，系统机构性能好，能适应各种打纬的需求。

由于打纬凸轮的载荷较大，其压力角一般应小于 30° ，但对凸轮的加工精度和力学性能要求较高。

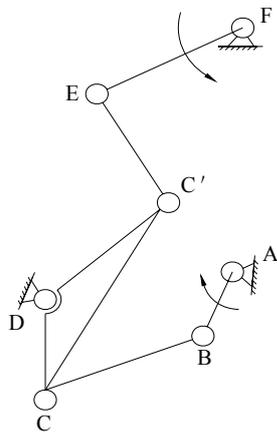


图 2.1 六连杆打纬机构

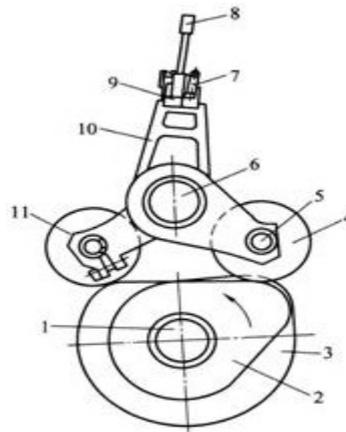


图 2.2 凸轮打纬机构

2.1.2 凸轮在传剑机构上的重要性

剑杆织机的传剑机构主要分为连杆驱动和凸轮驱动两类。如图 2.3 所示为 Vamatex 曲柄连杆传剑机构，曲柄 1 通过同步带由主轴直接驱动且长度可调，经过连杆 2 使由壳体和滚子组成的滚子螺母 4 在滑座 3 上产生往复运动，螺母的一对滚子与螺杆 5 的螺旋面相啮合，形成螺旋副。螺母的直线往复运动可直接变为不等距螺杆的不均匀回转摆动，最后通过剑轮 6 的放大作用，带动剑带往复运动。这种机构的优点是可以根据进剑出剑理想的运动规律来设计，且由于机构的运动特性，剑杆进足时加速度为零。在交接纬纱时，可使剑带不产生惯性伸长，送、接纬剑相对速度小，有利于稳定、可靠的交接纬纱。但在非满幅织造时，由于曲柄调短，剑杆动程缩小，达不到最大值，剑杆进足时的加速度就不能为零，所以织机在不同箱幅时，所获得的交接运动特性是不同的。此外由于螺

杆与滑块上八块嵌块的接触往往是成点接触状态，机件容易磨损，传动链精度不易控制，使用日久间隙扩大影响正常交接，需要更换调整滑块上的嵌块，给保养维修带来一些附加工作量。螺杆的加工难度大也是这种机构的一大缺点。

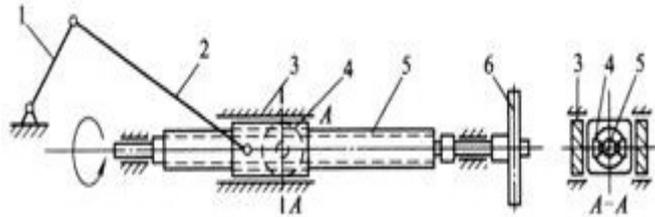


图2.3 Vamatex传剑机构

而凸轮传剑机构的实现可以解决连杆驱动带来的一些问题。图 2.4 所示为空间凸轮传剑机构，该机构传动明快简短，系统刚性好，传剑动程可调。空间凸轮的两个共轭曲面分布在同一端面凸轮的内外圈上，机构非常紧凑，凸轮曲线的规律可以按需设计，传剑运动特性好。

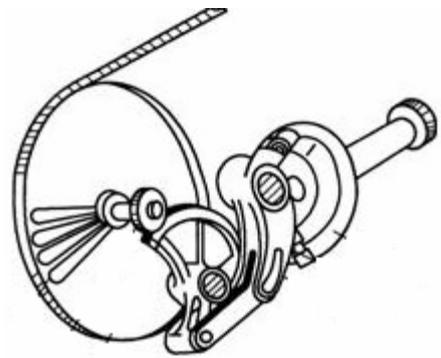


图 2.4 空间凸轮传剑凸轮

2.1.3 凸轮在织机开口机构上的重要性

曲柄开口机构的连接点均是转动副，对高速运转有利，用于高速剑杆织机和某些喷气织机。曲柄开口机构的运动特性是相对静止时间短，一般只能用来织造平纹织物，每两纬一个循环的完全组织，且不适合于宽幅织机，这只是它的主要缺点，但是制造加工容易，成本较低。

偏心传动开口机构的偏心装置有滚针轴承套装在织机中轴上，中轴的转速是织机主轴速度的一半。这种机构不仅能高速运转，而且适于微机控制。一般这类织机在运转时没有静止时间，综框运动近似于简谐运动。如果这种偏心机构的传动轴通过变速机构传动，如同回转多臂那样，综框运动也可以有停顿时间并用在普通的或宽幅的织机上。

而共轭凸轮开口机构可避免或减少其在高速运转时因间隙而引起的冲击和振动。这种机构通常用于大量生产织物的现代织机上，尤其是用于织密织物时用4~8页综框织平纹织物，它容易使综框运动获得静止并具有不对称性，而且是综框的平综时间相互叉开，使经纱的断头率减少。

综上所述，在织机的一些机构中，凸轮机构与连杆机构和曲柄机构相比，系统性能好，凸轮曲线的规律可以按需设计，能更好的适应机构的高速运转，在织机日益发展的

时代，凸轮在织机中的重要性不言而喻。

2.2 织机凸轮磨损失效分析

织造机械高速高效运转使凸轮接触压力大，易磨损，凸轮机构的磨损会引起凸轮曲线的变化，使多臂装置出现花纹错乱、开口度不良、噪音大、振动大等故障。因此，对凸轮机构进行磨损失效分析，提高凸轮机构的耐磨损性能对于减少故障率、提高生产效率、提高产品质量，具有非常重要的意义。

国内外很多学者曾对凸轮的磨损做了一些积极的研究。吴东方^[39]在研究柴油机配气凸轮的实验中提出，在合理的机构设计下，解决凸轮磨损的关键在于材料的合理匹配，冷激合金铸铁的耐磨性与针状渗碳体的数量、大小和分布。C.Alamsyah^[40]在研究凸轮磨合期磨损时指出，凸轮的磨损形式不仅受材料微观结构的影响，且还与表面加工方法密切相关。R.Ipeka^[41]对凸轮轮廓进行干摩擦研究表明，凸轮在不同部位出现磨粒磨损和黏着磨损等不同磨损现象。江亲瑜等^[42]对机车柴油机中供气和排气凸轮为对象仿真其磨损，探讨了磨损率随载荷变化的规律。周霞等^[43]以6110中型CNG发动机配气机构中的凸轮摩擦副为研究对象，系统地分析了接触应力与疲劳磨损失效之间的关系，结果表明凸轮表面接触疲劳失效的主要原因是由于凸轮局部区域承受了较大的突变压应力作用，导致表面产生裂纹，并按接触疲劳损伤的方式扩展所致。

2.2.1 凸轮常见的失效方式及原因

(1) 接触面的磨粒磨损

当摩擦面上存在小的磨粒或者凸起物时，磨粒因相对滑动而在运动表面上产生槽状磨痕或将材料表面挤压出碎屑，表面将会逐渐磨损而报废。

当凸轮的材质为球铁时，在磨损过程中，金属碎片和灰尘等存在于凸出基体组织和基体组织之间，在滚子的滚压下，凸轮表面温度升高，使基体硬度有所降低，最后在基体表面犁削出沟壑。工作环境较差，粉尘粒子飘入凸轮机构，润滑液的过滤系统不够完善，不能及时除去磨屑是造成磨粒磨损的主要原因。提高凸轮的密封性，经常过滤和更换润滑液等措施可有效降低凸轮的磨损。

(2) 接触面黏着磨损

由于凸轮廓面与从动件接触面的微观表面凹凸不平或者材料性质差别较大，当接触面变小，压强突然增大，瞬时温度过高时，润滑效果变差，相啮合的表面就会发生粘连现象，黏结的表面由于相对运动将会发生撕裂现象，于是就在接触面上沿相对滑动方向形成伤痕。在实际工作过程中，润滑不良是导致黏着磨损的主要原因。

(3) 接触面疲劳磨损

凸轮与从动件滚子轴承由于不断承受交变应力作用会发生疲劳破坏，其典型特征是在接触表面上出现麻点，随着麻点的逐渐扩大，甚至数点连成一片，最后形成了明显的接触面损伤。

2.2.2 失效分析

(1) 磨粒磨损失效分析

根据观察主要表现为擦伤失效，主要原因是由于润滑不良，使润滑油膜中断，导致摩擦副之间的金属直接接触，其接触面积比表观接触面积小得多。在摩擦热的作用下，使直接接触的金属发生擦伤，产生黏着磨损，目前公认的磨粒磨损形成磨屑的机理大致有三：微观切削、挤压剥落和疲劳破坏^[44]。

①微观切削说：当磨粒或硬表面微凸体的棱角比较尖锐时，相对滑动时这些磨粒会像刀具一样对金属表面产生微观切削作用，一次滑动即形成磨屑，产生槽状磨痕。该假说是以M.M.赫鲁晓夫为代表，他认为当塑性金属同固定磨粒摩擦时，在金属表层内发生两个过程：塑性挤压、犁沟擦痕和切屑金属，形成磨屑。在摩擦过程中，形成塑性挤压擦痕的磨料在金属表面上只留下两侧突起的擦痕，而那些棱面在有利位置的磨料将切削金属，形成磨料。也就是说，磨屑的形成只是由于切削磨料的作用，而非切削磨料只形成两侧凸起的擦痕，只有新的磨料切削时，才形成磨屑。M.M.赫鲁晓夫也据此推出了单位摩擦行程的磨损体积，即体积磨损强度公式：

$$\frac{V}{L} = C \frac{W\phi a}{HS} \quad (\text{式2.1})$$

式中：

V—摩擦行程为L的金属体积磨损量；

L—摩擦行程长度；

ϕ —参与切削的磨料数与承受载荷的磨料数之比；

W—总载荷；

a—磨料的横向线尺寸

H—金属的硬度；

S—考虑到承受载荷的磨料小于金属名义接触面积内磨料数的系数；

C—比例系数。

由式可以得出，体积磨损强度与载荷W、磨料的横向线尺寸a、切屑磨料的相对百分数 ϕ 成正比，与材料的硬度值H成反比。

②以压痕破坏为主的假说（挤压剥落假说）：当磨料或硬表面微凸体的棱角比较圆

滑时，相对滑动时这些磨粒往往不能把金属表面材料一次切削掉，而是把塑性材料的表面挤压出层状或鳞片状的剥落碎屑，形成一条槽，把材料堆积在槽的两侧。R.T.Spurr和T.Newcomb用显微镜观察磨料磨损过程发现，当抛光金属面紧贴于砂纸上时，个别磨料压入表面，移动试件时，压入试件的磨料就犁耕金属表面，形成沟槽，使金属表面受到严重的塑性变形，沟槽两侧的金属受到破坏，其他磨料很容易在载荷的作用下压入金属的表面，并在上面滑动，滑动时会在表面形成弹性和塑性变形，由此他们得出磨损强度 ω （单位摩擦路程的磨损体积）公式为

$$\omega = \frac{\Delta V}{\Delta L} = \frac{CW}{E} \quad (\text{式2.2})$$

式中：

W—载荷；

E—材料的弹性模数；

C—比例系数。

由式可以看出磨损强度与载荷成正比，与材料的弹性模量成反比。

③以疲劳破坏为主的假说：摩擦表面在磨料产生的循环接触应力作用下最终会因疲劳断裂而形成磨屑，另外，磨粒对表面反复挤压和冲击，在没有相对滑动的情况下，也会使表面因疲劳破坏而形成磨屑。以克拉盖里为代表的科学家认为金属在摩擦时，主要的磨损原因不是由磨料切下切屑，而是金属的同一显微体积的多次变形使其发生金属疲劳破坏，小颗粒从表层脱落下来，但不排除同时存在磨料直接切下金属的过程。

微观切削和疲劳破坏主要是塑性材料的磨屑形成机理，而对于脆性材料，在脆性固体被一个球形压头压入或擦划过程中，在弹性接触具有伸向材料内部的锥形裂纹形成的情况下，可能发生断裂。对于尖的压头，弹-塑性压入深度随载荷的增加而增加，至达到某一临界深度时，伴随着压入的拉伸应力足以产生裂纹，并围绕压入的塑性区扩展。

关于磨粒磨损的机制，引入磨粒磨损系数 K_A ，引得单位滑动距离的总磨损体积为：

$$Q = \frac{V}{L} = K_A \times \frac{P}{H} A_r \quad (\text{式2.3})$$

式中：

H—硬度；

V—磨损体积；

L—滑动距离；

P—外载荷；

A_r —真实接触面积。

(2) 接触面黏着磨损失效分析

黏着磨损与疲劳磨损机制不同，不需要一定时间或作用次数来达到临界破坏，只要

发生粘着，在粘接点处发生断裂，即发生黏着磨损。黏着磨损可表现为微小尺寸的材料迁移，也可能发生粘着的结合处的“冷焊”，出现显著的宏观材料的迁移，这在机械系统中表现为“咬合”或“咬死”等灾难性的磨损。黏着磨损可分为轻微磨损，涂抹，擦伤和胶合等形式。这些基本形式取决于粘着点的强度和表面下材料的强度。当粘着点的强度比磨擦副两基体金属的强度都弱时，剪切发生在界面上，此时磨损极小，称为轻微磨损；当粘着点强度大于磨损副较软金属的强度时，剪切发生在较软金属的浅层内，使软金属物料转移到硬金属的表面上，此时磨损略大，称为涂抹；当粘着点强度比磨擦副两基体金属的强度都高时，剪切发生在较软金属的亚表层，转移到硬金属表面上的粘着物会刮伤软金属表面，使其出现划痕，此时磨损较大，称为擦伤；当粘着强度比两基体金属的强度大得多时，剪切发生在金属的较深处，此时表面将滑动方向显现明显的撕脱，出现严重磨损，称为咬合^[45]。

关于黏着磨损失效的机制模型是建立在计算真实接触面积的基础之上的。真实接触面积 A_r 可以下式表示：

$$A_r = \frac{P}{H} \quad (\text{式2.4})$$

式中：

P—载荷；

H—材料的硬度。

著名的黏着磨损阿恰德(Archard)模型正是建立在上式真实接触面积的计算基础上的。引入黏着磨损系数K，经过计算，即可写成下式表示：

$$V = \frac{K \times P \times L}{H} \quad (\text{式2.5})$$

式中：

V—磨损体积；

K—黏着磨损系数；

P—载荷；

L—滑动距离；

H—材料的硬度。

(3) 疲劳磨损的失效分析

关于疲劳磨损的机制，大量实验表明，表面接触应力 σ_{rN} 和疲劳寿命N的关系：

$$\sigma_{rN}^m N = \text{常数} \quad (\text{式2.6})$$

式中：

m—与材料和与应力状态有关的常数。

疲劳磨损是由于交变应力的作用使材料表面疲劳而使其从表面脱落的现象。最后在

磨损表面形成点坑，也称点蚀。不同于黏着磨损和磨粒磨损，即使是在良好的润滑条件下，疲劳磨损一般是不可避免的。疲劳磨损有分为宏观疲劳磨损和微观疲劳磨损。宏观疲劳磨损是指发生滚动接触或滚滑接触时的疲劳磨损，而后者宏观疲劳磨损指发生于滑动接触时的磨损，凸轮机构的磨损一般是宏观疲劳磨损。疲劳磨损一般经历两个阶段：裂纹的萌生和裂纹的扩展。一般来说，对于润滑良好且材质均匀无损的纯滚动接触表面，裂纹的萌生多发生在次表面层最大剪应力处，裂纹的扩展比较缓慢，其损伤断面的颜色比较有光泽。对于滚滑接触表面，由于滑动摩擦力的作用，裂纹萌生的位置将移近表面。在润滑不良，表面有伤痕的情况下，裂纹将起源于表面，然后裂纹沿与滚动方向成 $20\sim 30^\circ$ 的方向向表层下扩展，最后断裂形成凹坑。对于经过表层强化处理的机件，裂纹往往起源于表面硬化层和芯部的交界处。裂纹的发展一般先平行于表面扩展一段后，再垂直或倾斜于表面向外扩展。损伤形式先是小的麻点，继而即大块剥落^[46]。

2.3 减少凸轮磨损的一些措施

(1) 研究表明，根据凸轮的受力特点、工作环境、精度要求等因素选择合适匹配的材料，可有效减少凸轮的磨损。

(2) 选用常用耐磨材料有金属材料、高分子材料、合金材料涂层以及陶瓷，可以有效提高凸轮表面的硬度和耐磨性。

(3) 润滑是减少磨损的有效手段，凸轮在工作过程中，须保持较高的清洁度和足够润滑，应定期检测机油质量，及时过滤或者更换，防止柴油、水等其他杂质混入机油中。

2.4 小结

本章首先比较了织机中一般连杆机构与凸轮机构，阐述了凸轮在织机中所发挥的重要作用及对整机性能的影响。然后通过对机织凸轮失效原因的分析，从宏观和微观方面探讨了凸轮失效的方式和机理。主要失效形式为接触面的磨粒磨损、黏着磨损和疲劳磨损。由此可以推断：选择合适的匹配材料、增加润滑和合理的机构设计是减少凸轮摩擦磨损的有效手段。

3 金属材料的摩擦磨损特性探讨

磨损，伴随着摩擦产生，是个相当复杂的过程，它涉及机械、物理、材料、化学等许多学科。按磨损类型分，磨损一般可分为黏着磨损、磨料磨损、腐蚀磨损和疲劳磨损。零件在摩擦过程中，所受磨损往往不是单纯一种磨损形式，而是几种磨损结合在一起的复杂过程。由于磨损的多变性、复杂性，同时磨损又是一个涉及微观到宏观的动态过程，因而影响磨损的因素很多，它包括材料因素（显微组织、力学性能和化学成份）、环境因素（湿度、周围介质等）、工作条件（速度、负载、运动方式等）、零件表面质量、润滑状态及物理化学特性等。其中每个因素的变化都可能影响磨损量变化，甚至影响磨损机理的改变。

3.1 摩擦磨损时金属表面特征

3.1.1 摩擦时金属表面特征变化

金属表面在摩擦时发生的特性变化，说到底是由强烈的摩擦和塑性流动引起的。其表面各种变化大体可以归为三类，即金属本身的表面结构成分变化、表面几何形状和表面膜的变化^[47]。

金属摩擦时引起表面结构的各种变化，大体可归为晶体结构缺陷的扩展和金属结构的变化两个方面。晶体结构缺陷的扩展有点缺陷（间隙原子、空位）、线缺陷（位错）、面缺陷（晶粒、孪晶界、晶界位向变化）、体缺陷（空位聚集形成孔隙）。金属结构的变化有金属表层塑性变形和加工硬化，碳化物的生成和溶解，一个物体的元素扩散到另一个物体以及一个物体内部元素的再分配、相变、再结晶等。金属的结晶体结构缺陷也会显露于金属表面。金属摩擦时，表面的空位和位错等缺陷由于机械作用、热应力、化学吸附等过程，会促使表层空位和位错的扩展。

在摩擦过程中，表面粗糙度不断改变，即原来粗糙的面可能变得光滑，光滑的面可能变得粗糙，最后会趋近一个稳定值^[48]。例如机械零件经过正常磨合阶段后，最突出的微凸体被压平，原来的微凸体形貌局部或完全消失，而形成与原来形状和尺寸不同的新微凸体，即表面经磨合后形成了新的粗糙度，它的大小和性质取决于磨损条件（摩擦副材料、载荷、温度、润滑状况和润滑剂性质等）。

一般说来，在大气条件下发生滑动摩擦时，只有在低接触应力和低速度下，表面膜才能较好的作用，此时摩擦化学磨损机理起主要作用；而在高接触应力和高速滑动下，

金属间的粘附成为主要的磨损原因。

3.1.2 摩擦磨损时金属的表层组织

大部分金属处于大气中时，表面均会受到氧化，除形成一层氧化膜外，根据环境不同，还可以形成其它的表面膜（如硫化物、氯化物和氮化物膜等）。金属在切削加工过程中，表层发生了强烈的塑性变形和加工硬化，形成各种不同组织形态，分别为贝氏层（即切削过程中分子层的流动淬硬与熔化成为微晶或非晶体的结构层）、严重变形层和轻微变形层^[49]。由此可见，金属零件表面层组织结构由里向外依次为基体、轻微变形层、严重变形层、贝氏层和污染层。刚切削加工后的金属零件，其表面处于洁净状态，这时接近表面和表面的原子处于不饱和状态，表面原子具有较高的活性和能量，使表面处于不稳定状态，因而在零件表层产生了化学吸附、物理吸附和化学反应，最后在零件表面产生一层污染层，且此污染层很稳定，也不容易消除，所以在研究摩擦磨损时，这个表面特征不能忽视。

3.1.3 摩擦磨损时金属表层应力状态

赫兹理论认为，不管两个物体的接触方式是点还是线接触，最大压应力都产生在物体的表面上，而最大剪应力却产生在离物体表面的一定距离处。图 3.1 表示不同摩擦形式下，剪应力在物体表层内的分布情况。两物体相互滑动时，除出现最大剪应力区外，在物体表面内还出现最大拉应力区（图 3.2）。

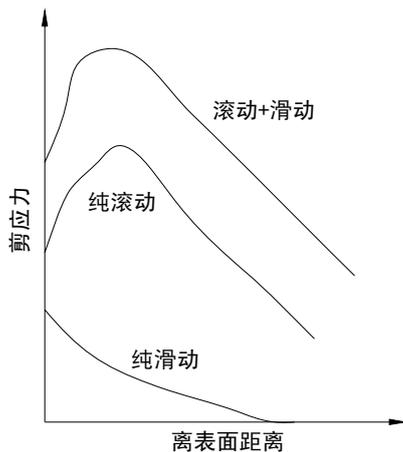


图3.1 剪应力大小至表面距离的变化示意图

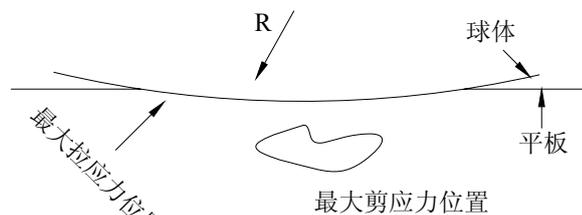


图3.2 不同最大应力区出现部位示意图

3.2 磨损的过程与转化

机械零件的正常磨损过程一般大致可以分为三个阶段^[44], 如图 3.3 中 OABC 曲线所示。

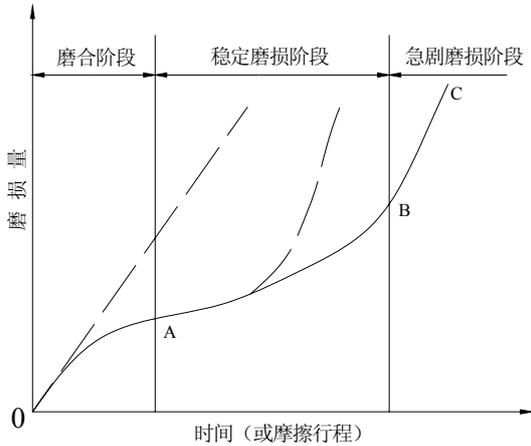


图 3.3 曲线磨损过程图

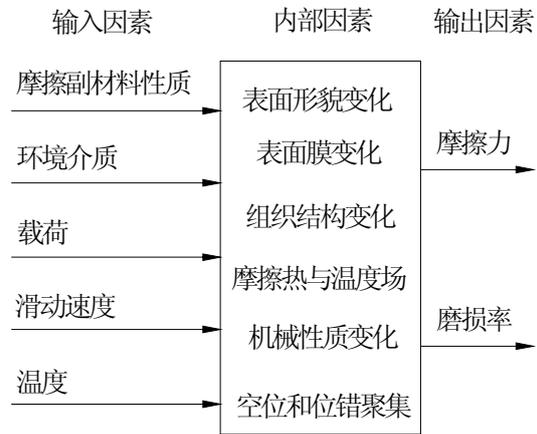


图 3.4 摩擦磨损过程图

图 3.4 说明在摩擦磨损过程中各种因素的相互关系及其复杂性^[50]。在摩擦表面的相互作用下，表面层将产生机械性质、组织结构、物理和化学变化，这是由于表面变形、摩擦温度和环境介质等因素的影响造成的。

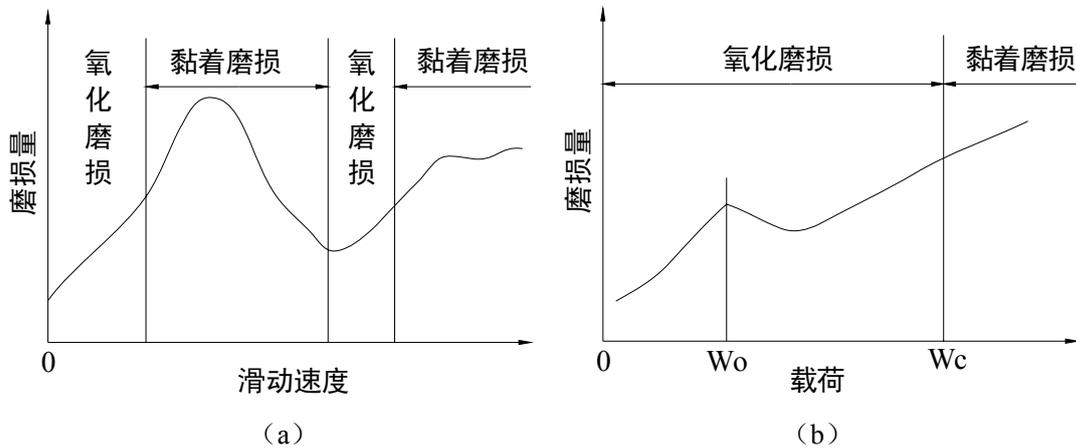


图 3.5 磨损形式的转化

磨损形式还随工况条件的变化而转化。图 3.5 (a) 是在载荷一定时改变滑动速度得到的钢对钢磨损量的变化和磨损形式的转化。当滑动速度很低时，摩擦是在表面氧化膜之间进行的，所以产生的磨损为氧化磨损，磨损量较小。随着滑动速度增加，磨屑增大，表面出现金属光泽且变得粗糙，此时已转化为黏着磨损，磨损量也增大。当滑动速度再增高，由于温度升高，表面重新生成氧化膜，又转化为氧化磨损，磨损量又变小。若滑

动速度继续增加，再次转化为黏着磨损，磨损剧烈而导致失效。图 b 是滑动速度保持一定而改变载荷所得得到的钢对钢磨损实验结果。载荷小产生氧化磨损，磨屑只要是 Fe_2O_3 。当载荷达 W_0 后，磨屑是 FeO ， Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 混合物。载荷超过 W_c 以后，便转入危害性的黏着磨损。

3.3 影响金属磨损的因素

金属的磨损过程往往是多因素共同作用过程。影响金属材料磨损性能的各种因素包括摩擦条件（包括接触形式、运动形式、负荷及速度）、摩擦副材料（包括材质和表面处理）、环境条件（包括温度和介质）、润滑技术（包括润滑剂和润滑方式）、润滑管理和结构设计等^[51]。

3.3.1 影响磨粒磨损的因素

在实验室中研究磨粒磨损通常是将试件材料在磨料纸上相互摩擦。虽然由于略去了冲击、腐蚀和温度等因素的影响，在实验室中得到的数据与实际存在差别，但它反映了磨粒和磨损的基本现象和规律，所得的结论仍十分有用。

首先，磨料硬度 H_0 与试件材料硬度 H 之间的相对值影响磨粒磨损的特性，如图 3.6 所示。当磨料硬度低于试件材料硬度，即 $H_0 < (0.7 \sim 1) H$ 时，不产生磨粒磨损或产生轻微磨损。而当磨料硬度超过材料硬度以后，磨耗量随磨料硬度而增加。如果磨料硬度更高将产生严重磨损，但磨耗量不再随磨料硬度变化。因此，为了防止磨粒磨损，材料硬度应高于磨料硬度，通常认为 $H \geq H_0$ 时，只发生轻微的磨粒磨损。

应当指出，当金属硬度大于磨料硬度时也会被磨损，这是由于磨料压入金属的能力不仅取决于相对硬度，同时与磨粒的形状有关。

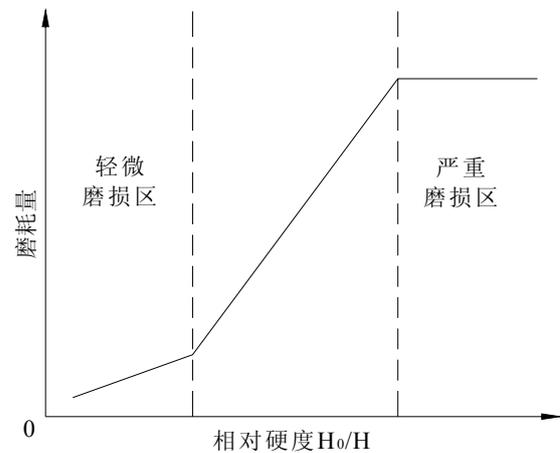


图 3.6 相对硬度对磨粒磨损的影响

3.3.2 影响黏着磨损的因素

(1) 载荷的影响

黏着磨损一般当载荷增大到某一数值时会急剧增大。当压力达到一定值时，磨损会急剧增大，严重时甚至发生咬死。这是由于表面温度和沿深度的温度梯度影响分子间的

相互作用以及相接触的微凸下的塑性区相互作用引起的。载荷较轻时，相接触的微凸体下的塑性区相互独立，重载时相互接触作用。若表层完全呈塑性，则发生剧烈磨损。

(2) 摩擦副材料特性影响

当两金属表面发生黏着，首先和他们形成的固溶体特性有关。由固溶性小的材料组成的摩擦副，粘着倾向小，结合点比较易于被切开，反之则粘着倾向大，结合点牢固。一般来说，相同的金属或晶格类型、晶格间距、电子密度及电化学性质相近的金属，互溶性较大，易发生黏着，反之发生黏着倾向较小。

(3) 温度的影响

金属在摩擦过程中使表面温度升高，表面温度能使材料性质发生变化，或在材料表面形成膜，或使润滑剂的性质发生变化。一般来说，金属的硬度和磨损都随表面工作温度变化而变化。温度也会导致各种氧化膜和其它化合物的形成，从而改变表面间相互作用的性质。当摩擦表面有润滑剂时，温度升高会使油变质，先是油膜氧化，之后以热降解。这种作用结果引起润滑油性质变化，是一个不可逆过程。这时，油膜发生离析，分子链位相消失，使润滑油丧失其保护表面的能力。润滑油的位相消失与润滑剂的成分和被润滑的金属有关系；脂肪酸膜在金属表面时的位相消失温度高于其体积状态时的位相消失温度，这是由于酸与金属形成了化合物^[52]。

3.3.3 影响疲劳磨损的因素

接触疲劳磨损十分复杂，影响因素繁多，长期以来进行了大量的试验研究，但仍存在不少争论的问题。总的说来，影响表面疲劳因素可以归纳以下4个方面，即：①在干摩擦或润滑条件下的宏观应力场；②摩擦副材料的机械性质和强度；③材料内部缺陷的几何形状和分布密度；④润滑剂介质与摩擦副材料的作用。

3.4 本章小结

(1) 金属表面在摩擦时发生的特性变化，是由强烈的摩擦和塑性流动引起的，其表面各种变化为：金属本身表面结构成分变化、表面几何形状和表面膜的变化。

(2) 磨料硬度 H_0 与试件材料硬度 H 之间的相对值影响磨粒磨损的特性，当磨料硬度低于试件材料硬度时，不产生磨粒磨损或产生轻微磨损。而当磨料硬度超过材料硬度以后，磨损量随磨料硬度而增加。如果磨料硬度更高将产生严重磨损，但磨损量不再随磨料硬度变化。因此，为了防止磨粒磨损，材料硬度应高于磨料硬度，通常认为 $H \geq H_0$ 时，只发生轻微的磨拉磨损。当金属硬度大于磨料硬度时也会被磨损，这是由于磨料压入金属的能力不仅取决于相对硬度，同时与磨粒的形状有关。

4 等温淬火球墨铸铁 (ADI) 摩擦磨损实验研究

4.1 ADI 的摩擦磨损耐磨性实验

本实验为专门性对比研究实验。在相同的载荷、转速以及环境条件下,对不同型号的试样进行磨损实验,综合评定各组试样抗磨损能力,筛选最佳的热处理工艺,以确定适合织机凸轮的最佳热处理工艺。为了快速检验实验效果,本实验采用无润滑滚动摩擦,且上试样采用接触面积小的钢球,增大接触面表面压强,加快试样的磨损。

4.1.1 实验内容

(1) 确定各组试样磨损重量—时间及硬度—时间数据,比较实验前后磨耗量和硬度的变化并分析。

(2) 根据研究结果确定最佳 ADI 生产工艺。

4.1.2 主要实验设备

(1) XP-1 型销盘摩擦磨损实验机一台 (如图 4.1)。



图 4.1 XP-1 型销盘摩擦磨损实验机

(2) 自动电子分析天平 (进口) (精确到 0.0001g)。

(3) HDI-1875 型布洛维硬度仪。

4.1.3 试样的制作

将 1 种铸态铸件和 4 种不同型号的 ADI 材料按照试验机试样要求分别经过加工做成下试样，分别编号为 1-5 号试样，将直径为 12.7mm 的 GCr15 淬火钢球作为上试样（硬度为 62HRC 左右）。

(1) 试样机械加工

浇成的铸态球铁硬度约为 23HRC，具有良好的机械加工性能，为了防止热处理后硬度高而难以加工，所有试样均加工成需要的尺寸，然后按照不同热处理方案进行最终热处理，热处理后将实验表面进行磨削加工，实验要求的试样尺寸及技术要求如下图 4.2。

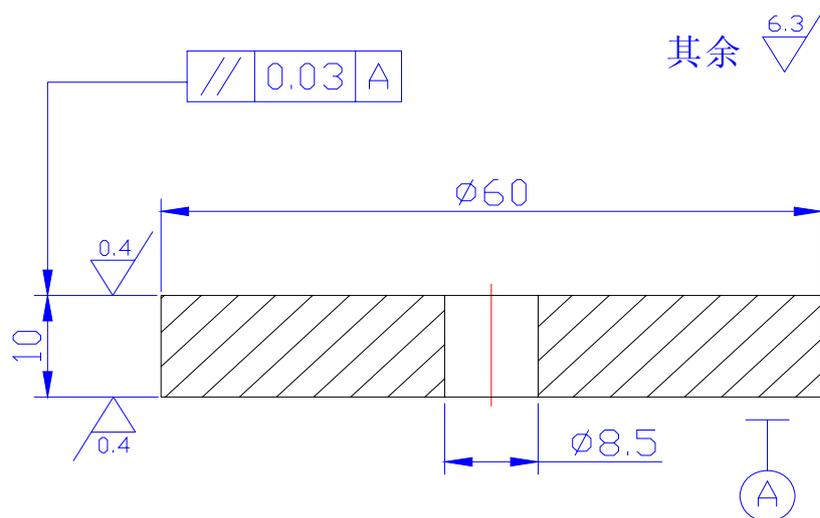


图 4.2 下试样尺寸及技术要求

(2) 试样热处理工艺

试样共有 5 块，分别编号为 1-5。除 1 号试样没有经过等温淬火处理外，其他 4 块试样均在不同温度的盐浴中淬火相同的时间，其奥氏体化和热处理工艺如表 4.1 所示。

表 4.1 试样奥氏体化和热处理工艺

序号	奥氏体化及热处理工艺
1	铸态
2	奥氏体化 910℃*120min, 淬火 280℃*60 min
3	奥氏体化 910℃*120min, 淬火 310℃*60 min
4	奥氏体化 910℃*120min, 淬火 340℃*60 min
5	奥氏体化 910℃*120min, 淬火 380℃*60 min

(3) 试样的力学性能

试样制备完毕后, 依次测出试样的初始硬度和冲击韧性, 具体情况如表 4.2 所示

表 4.2 试样的初始力学性能

试样	硬度 (HRC)				冲击韧性 (J/cm^2)			
	1	2	3	平均	1	2	3	平均
1	23.2	22.8	22.1	22.7	47	49	50	48.7
2	44.3	47.2	46.8	46.1	87	80	83	83.3
3	36.5	38.2	38.4	37.7	100	120	126	115.3
4	33.5	35.6	34.0	34.4	139	139	137	138.3
5	29.4	31.8	30.3	30.5	116	98	101	105

(4) 试样的化学成分与金相组织检验

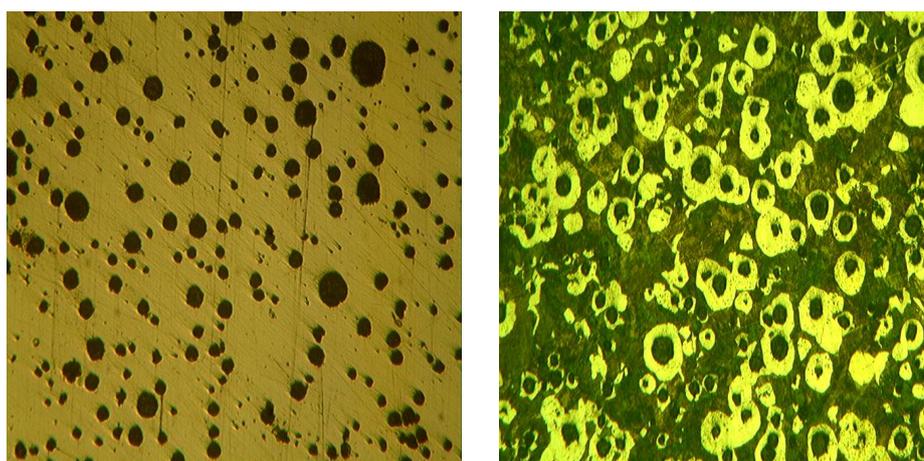
试样中实际化学成分如表 4.3 所示。

表 4.3 试样实际化学成分

化学成分	C	Si	Mn	S	P	Mo	Cu	Mg
含量%	3.72	2.59	0.23	0.010	0.020	0.30	0.70	0.036

对铸态和等温淬火热处理的球铁试样制备金相试样, 在 Neophot21 光学显微镜和 XJG-05 卧式金相显微镜上观察金相组织并拍照。

图 4.3-4.7 为各试样石墨形态及基体组织。由图可知, 在相同的奥氏体化温度下 (本实验奥氏体化温度均为 $910^{\circ}C$, 时间为 120min), 在一定范围内, 随着等温淬火温度的下降, 基体组织不断细化, 由较粗的针状铁素体转变为细小的针状铁素体, 且组织中残余奥氏体的量随等温温度下降而减少。



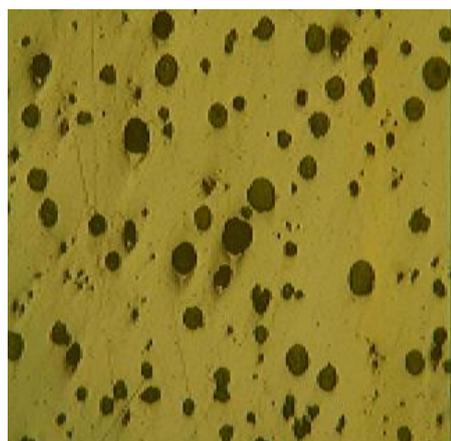
(a) 未侵蚀 1 号试样石墨形态

100 \times

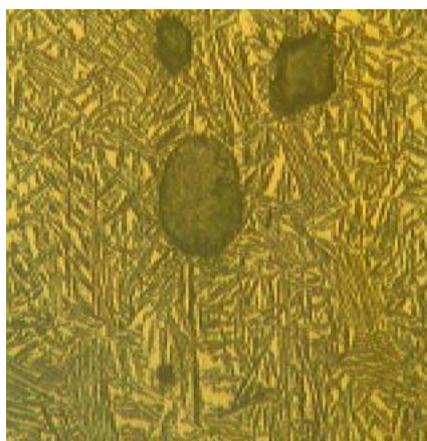
(b) 侵蚀后, 珠光体

+牛眼状石墨 100 \times

图 4.3 1 号试样侵蚀前后金相组织

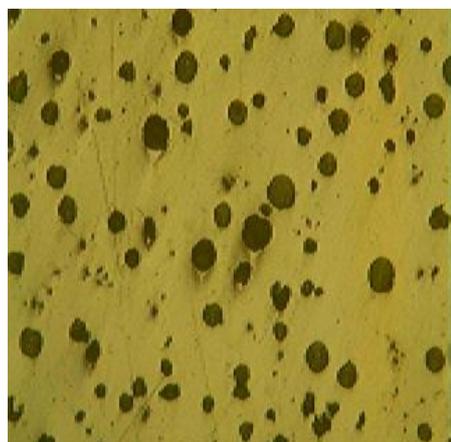


(a) 未侵蚀, 5号试样石墨形态
100×

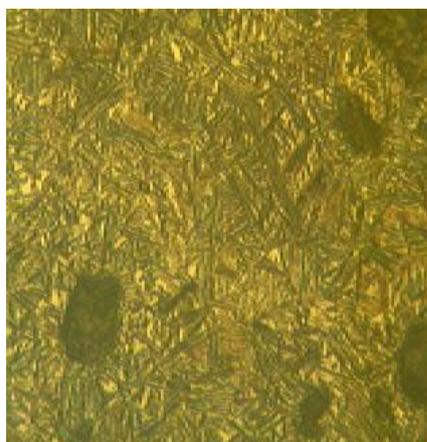


(b) 侵蚀后, 石墨+粗针状铁素体
+残余奥氏体 400×

图 4.4 5号试样侵蚀前后金相组织

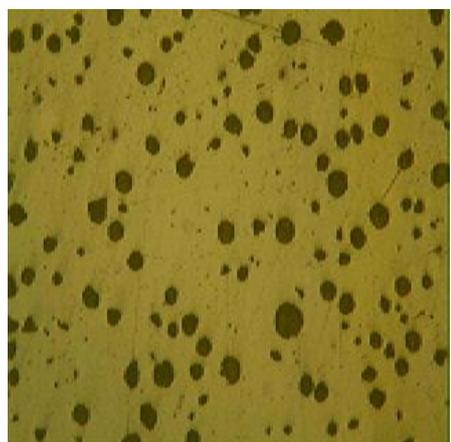


(a) 未侵蚀, 4号试样石墨形态
100×

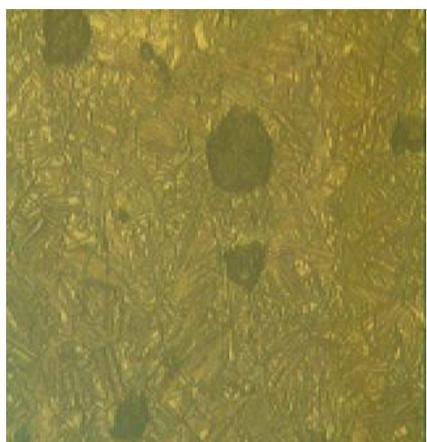


(b) 侵蚀后, 石墨+较粗针状铁素体
+残余奥氏体 400×

图 4.5 4号试样侵蚀前后金相组织



(a) 未侵蚀, 3号试样石墨形态
100×



(b) 侵蚀后, 石墨+较细针状铁素体
+残余奥氏体 400×

图 4.6 3号试样侵蚀前后金相组织

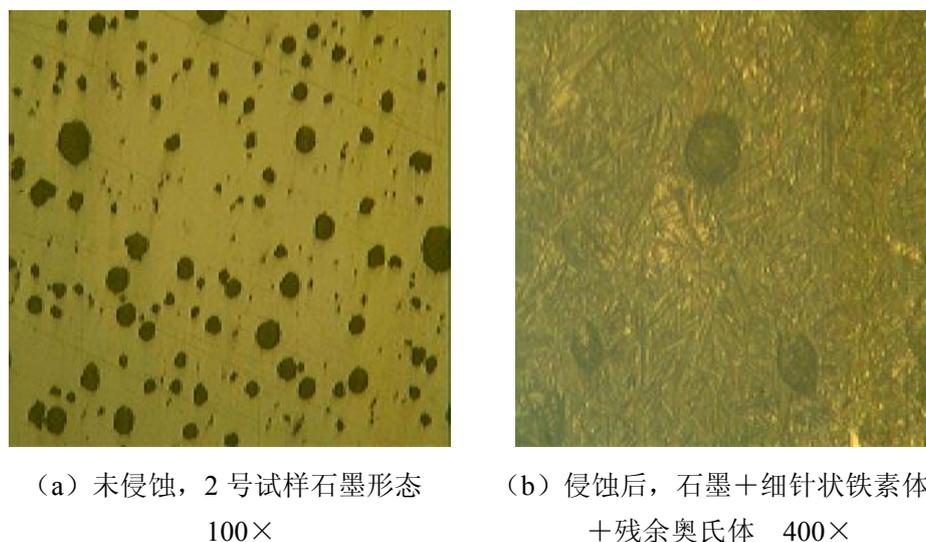


图 4.7 2 号试样侵蚀前后金相组织

4.1.4 试样受力分析

试样受力情况如图 4.8 所示。上试样钢球对下试样盘表面的接触压力为 $F_{压}$, 方向垂直于下试样盘的表面。此时摩擦系数公式为 $\mu = F_{摩} / F_{压}$, 实验机刚开始运作时, 钢球与盘的接触面积趋于零, 随着摩擦的不断进行, 钢球接触面积变大, 经过一段时间后钢球接触面趋于稳定; 随接触面变大, 施加于盘表面的压强变小, 即 $P = F / S$ 。

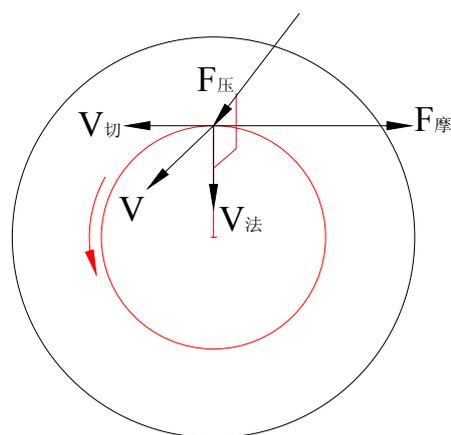


图 4.8 试样受力情况

4.1.5 实验过程与方法

(1) 实验方法

- ①实验前后, 在所有试样磨痕处进行洛氏硬度测定, 每个试样测三次, 取其平均值。
- ②实验后再称取试样重量, 以比较试样前后重量的改变量, 即为该时段内的磨损量。
- ③实验时, 将GCr15淬火钢球试样装在实验机的上部, 每次实验前必须将摩擦过的钢球更换成未摩擦的光滑面; 下试样盘安装在实验机的下部。实验完毕后测量钢球磨损处直径并计算面积, 根据公式 $P = F / S$ 求得实验时的最小压强。

- ④实验载荷为5kg, 转速为400r/s。试样每1h称重一次, 每个试样共磨损5次, 每次

1h。

⑤注意观察摩擦磨损过程中盘试样表面出现的相关现象，并做好记录。

⑥实验试样摩擦是在干燥无润滑情况下进行的。

(2) 实验操作步骤

①实验开始前，先把试件分别用浓度为0.790g/ml，分子量58.08丙酮在超声清洗器中洗干净并吹干，之后分别用精度为0.1mg的电子天平对试件进行称重，并记录。

②调试仪器，设置磨损时间为1h，载荷和转速参数后装上试件后开始实验，通过读取实验机操作面板上的摩擦力和时间数据然后利用matlab软件进行数据处理便可得到摩擦系数随着时间的变化曲线图。

③实验完毕取出下试样用丙酮清洗干净并吹干，称重，并用洛氏硬度仪测硬度，记录。测得钢球磨损面面积并计算实验压强。

(3) 数据处理及分析

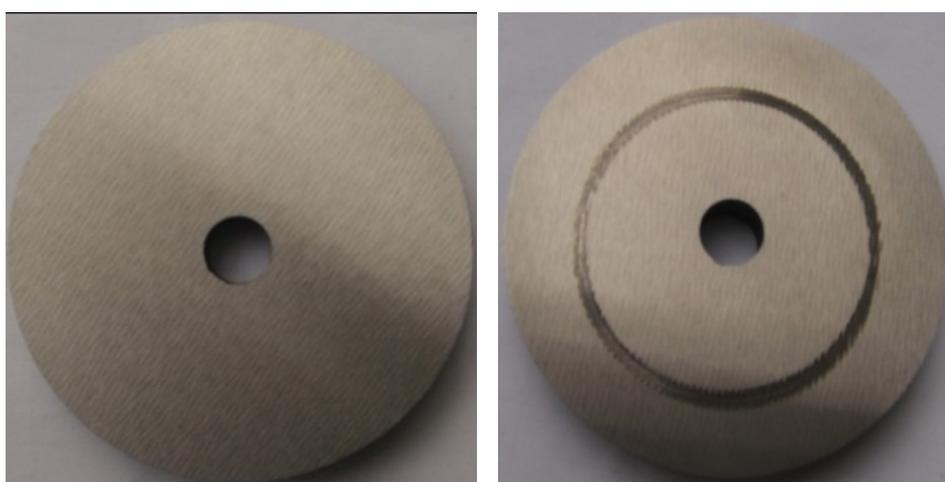
根据数理统计方法要求，对实验数据进行处理，以判定5种不同表面处理工艺对盘试样磨损状况的影响程度。

①提供磨耗量-时间和硬度-时间数据；

②确定最耐磨试样热处理工艺。

4.2 实验结果及数据分析

如图 4.9 所示，为实验前后下试样盘试样的对比，a 为实验前，b 为实验后，实验表面明显磨出一圈磨痕，测的磨痕的宽度大约为 2mm。实验测得钢球磨痕面积约直径为 2mm，故可以得出实验的载荷为 15.92MPa。



a 实验前

b 实验后

图 4.9 下试样盘摩擦前后对比

4.2.1 实验数据

表 4.4-4.8 为磨损前后试样重量的变化。表 4.9-4.11 为摩擦前后硬度的变化。

表 4.4 1h 磨损前后试样重量的变化

序号	磨损前/g	磨损后/g	磨耗量/mg
1	153.4385	153.4249	13.6
2	153.5288	153.5211	7.7
3	153.7545	153.7451	9.4
4	153.2029	153.1923	10.6
5	153.1062	153.0944	11.8

表 4.5 2h 磨损前后试样重量的变化

序号	磨损前/g	磨损后/g	磨耗量/mg
1	153.4248	153.4096	15.2
2	153.5210	153.5145	6.5
3	153.7449	153.7369	8.0
4	153.1925	153.1837	8.8
5	153.0943	153.0847	9.6

表 4.6 3h 磨损前后试样重量的变化

序号	磨损前/g	磨损后/g	磨耗量/mg
1	153.4098	153.3901	14.8
2	153.5146	153.5091	5.5
3	153.7369	153.7299	7.0
4	153.1838	153.1766	7.2
5	153.0848	153.0769	7.9

表 4.7 4h 磨损前后试样重量的变化

序号	磨损前/g	磨损后/g	磨耗量/mg
1	153.3905	153.3771	13.4
2	153.5092	153.5045	4.7
3	153.7300	153.7238	6.2
4	153.1766	153.1706	6.0
5	153.0770	153.0705	6.5

表 4.8 5h 磨损前后试样重量的变化及 5h 后的总磨耗量

序号	磨损前/g	磨损后/g	磨耗量/mg	5h 后总磨耗量/mg
1	153.3770	153.3627	14.3	70.9
2	153.5046	153.5006	4.0	28.2
3	153.7237	153.7182	5.5	36.3
4	153.1704	153.1654	5.0	37.5
5	153.0708	153.0654	5.4	40.8

表 4.9 磨损前后试样硬度的变化 (0-1h) (HRC)

序号	摩擦前				摩擦 1h			
	1	2	3	平均	1	2	3	平均
1	22.1	24.2	23.9	23.4	24.8	22.9	24.3	24.0
2	46.4	45.5	48.1	46.7	49.1	49.0	45.6	47.9
3	37.8	39.4	38.7	38.6	36.1	42.2	41.7	40.0
4	33.6	33.1	36.2	34.3	34.0	35.4	38.6	36.0
5	32.9	31.6	27.9	30.8	34.4	31.9	32.7	33.0

表 4.10 磨损前后试样硬度的变化 (2-3h) (HRC)

序号	摩擦 2h				摩擦 3h			
	1	2	3	平均	1	2	3	平均
1	22.1	24.2	27.2	24.5	27.8	22.9	24.3	25.0
2	48.4	49.8	48.5	48.9	50.2	50.0	49.2	49.8
3	38.8	40.8	43.7	41.1	41.4	43.2	41.7	42.1
4	37.9	35.1	39.2	37.4	40.0	35.9	39.6	38.5
5	32.9	36.6	34.9	34.8	34.8	38.9	34.6	36.1

表 4.11 磨损前后试样硬度的变化 (4-5h) 及磨损 5h 后的硬度增加量 (HRC)

序号	摩擦 4h				摩擦 5h				磨损 5h 后 硬度增加
	1	2	3	平均	1	2	3	平均	
1	27.1	24.2	24.6	25.3	28.8	23.4	24.3	25.5	2.1
2	52.4	50.3	48.5	50.4	51.4	51.7	49.6	50.9	4.2
3	44.8	39.4	44.2	42.8	45.4	42.2	42.6	43.4	4.8
4	40.4	41.0	38.9	39.9	41.2	40.9	41.5	41.2	6.9
5	40.9	37.4	35.4	37.9	40.7	36.7	39.9	39.1	8.3

4.2.2 实验数据处理及分析

图 4.11 显示了磨耗量与磨损时间的关系。图中可见,除了 1 号 (未经过热处理) 试样磨耗量最高外,其次是 5 号 (等温温度 380℃) 试样,2 号 (等温温度 280℃) 试样磨耗量最小,由此可见,在一定的范围内 (本实验 280~380℃),相同的奥氏体化温度下,随着等温淬火温度升高,ADI 磨耗量相对增大,这是因为随着等温温度降低,针状铁素体变得更加细小,ADI 组织的基体晶粒尺寸细化,而且碳原子扩散较难而在铁素体表面沉淀,析出细小的碳化物颗粒,产生了弥散强化,促进了强度的增加,所以硬度和屈服强度增加,塑性和韧性下降;而等温温度较高时,碳可以扩散至铁素体片的边缘沉淀,而没有碳化物在铁素体上析出。所以针状铁素体越细小,强度和硬度都有所增加,但韧

性下降。

5 号 (380℃) 试样磨耗量随磨损时间的延长下降最快, 其次是 4 号 (340℃), 3 号 (310℃) 和 2 号 (280℃), 说明在相同的摩擦条件下, 硬度低的 ADI 的磨耗量下降快。对实验数据进行处理, 从图 4.12 试样磨损前后硬度变化可以看出, 在干摩擦情况下, 加工硬化能有效的改善 ADI 的硬度。1-5 号试样在摩擦过后硬度均有所提高, 且 5 号试样在磨损过程中硬度增加最为明显, 由图可以看出, 试样硬度增加量依次为 5 号 > 4 号 > 3 号 > 2 号 > 1 号, 实验说明, 与普通铸铁相比, 滑动摩擦磨损后 ADI 的表面硬度均有较大提高, 特别是等温温度最高的 5 号试样 (380℃), 这是因为等温淬火温度越高, ADI 中残余奥氏体量愈多, 残余奥氏体在一定外力作用下容易引起形变强化及诱发马氏体相变而强化, 使硬度增大。

也就是说, 一定等温范围内 (本实验 280~380℃), 在相同奥氏体化温度下 (910℃), 等温淬火温度低的初始硬度高, 初始硬度高的 ADI 在摩擦磨损过程中磨耗量始终较少, 但磨耗量的下降速度相对较慢, 硬度增加相对较少; 而等温淬火温度较高的试样, 经过一定时间的摩擦磨损后表面硬度明显增加, 且磨耗量随硬度的增加而快速下降。由此可知: 在一定的等温淬火温度范围内, 随等温淬火温度的升高, ADI 的摩擦磨损硬化特性增强, 且在受外力条件下的使用过程中随硬度的增加而明显增加。

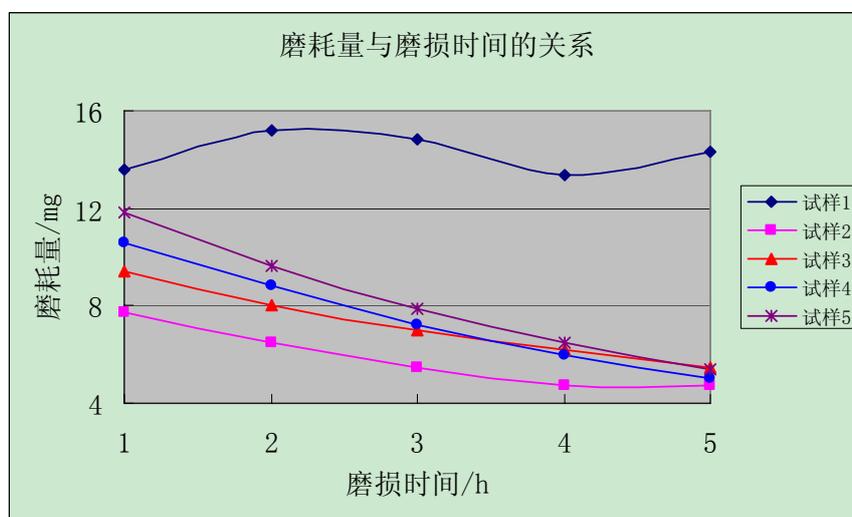


表 4.11 磨耗量与摩擦磨损时间的关系

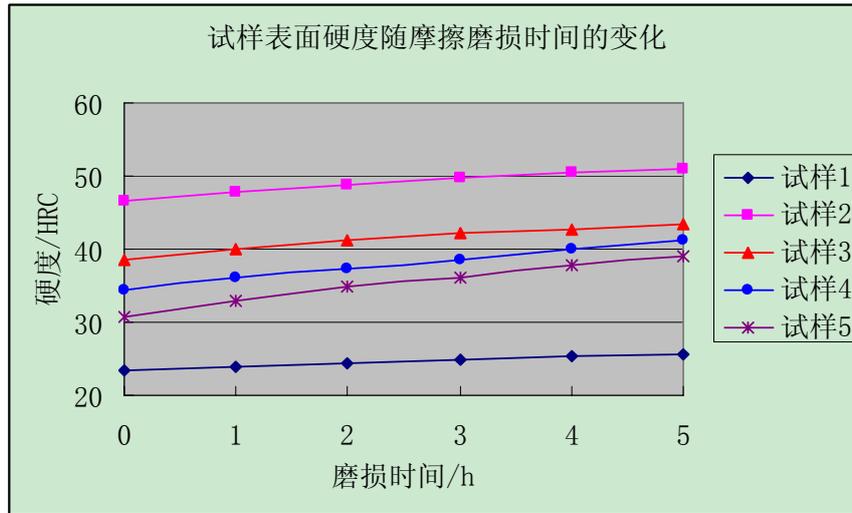


图 4.12 试样表面硬度随摩擦磨损时间的变化

图 4.13-4.16 为 2-5 号第 1h 试样的摩擦系数与时间曲线，从曲线可以看出，摩擦开始的前 5 分钟内，摩擦系数迅速上升，稳定后呈小幅度波动，最后逐渐趋于平稳，最终的摩擦系数都保持在 0.50 左右。

从图可以看出，5 号试样（380℃）摩擦系数在 1min 内迅速上升到了 0.35，而 4 号试样上升速度也比 2 号，3 号快。这是因为实验开始时接触面是点接触，载荷很大，由于滑动摩擦表面没有润滑，温度急剧上升，表面温度和沿深度的温度梯度影响分子间的相互作用以及相接触的微凸下的塑性区相互作用，在接触面发生黏着磨损，且试样硬度均小于 GCr15 淬火钢球硬度，在摩擦过程中发生了磨粒磨损，试样硬度越小，磨损量越大，磨粒黏附在试样表面，使摩擦系数迅速上升，所以硬度小的试样在实验开始时摩擦系数上升的快，此时磨损处于磨合阶段。随着接触面变大，载荷减小，试样表面硬度增大，黏着磨损和磨粒磨损变小，摩擦系数趋于平稳，此时磨损处于稳定磨损阶段。

由式 2.5 看出，磨损体积 V 与材料的黏着磨损系数 K 、载荷 P 和滑动距离 L 成正比，与材料的硬度 H 成反比，所以在相同摩擦条件下，选用硬度大的材料，减小载荷和摩擦接触距离，可有效的减少磨损。

由于在实验是在干摩擦情况下进行的，且接触面很小，压强很大，摩擦过程中发生黏着磨损和磨粒磨损，实验机有轻微跳动，导致摩擦系数和时间曲线波动，对实验过程中摩擦系数曲线进行修正，得到摩擦系数曲线如图 4.17 所示，由于 2 号试样（280℃）初始硬度较高，虽然摩擦后硬度增加不如 3-5 号试样多，但其摩擦系数依然较低。虽然在摩擦刚开始过程中，摩擦系数有所交叉，但随着摩擦表面越来越平滑，摩擦系数最后趋于平稳，且硬度高的摩擦系数小。

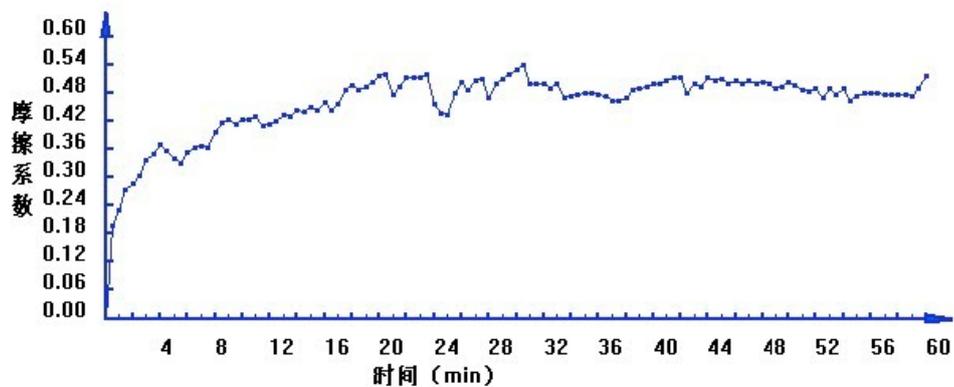


图 4.13 2号试样摩擦系数与时间关系 (第1小时)

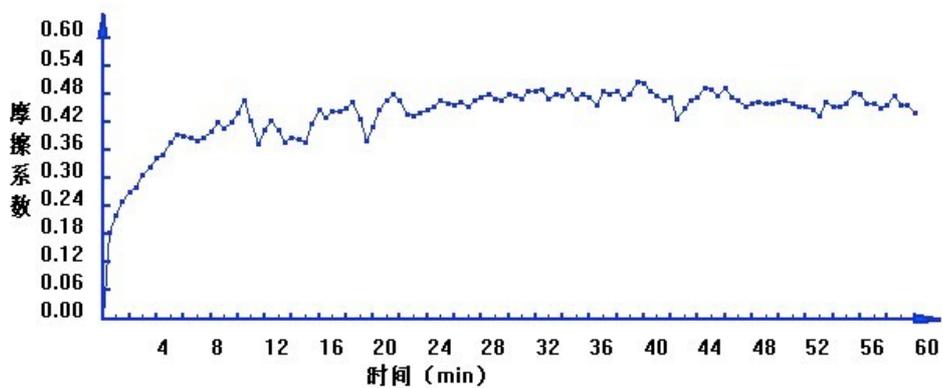


图 4.14 3号试样摩擦系数与时间关系 (第1小时)

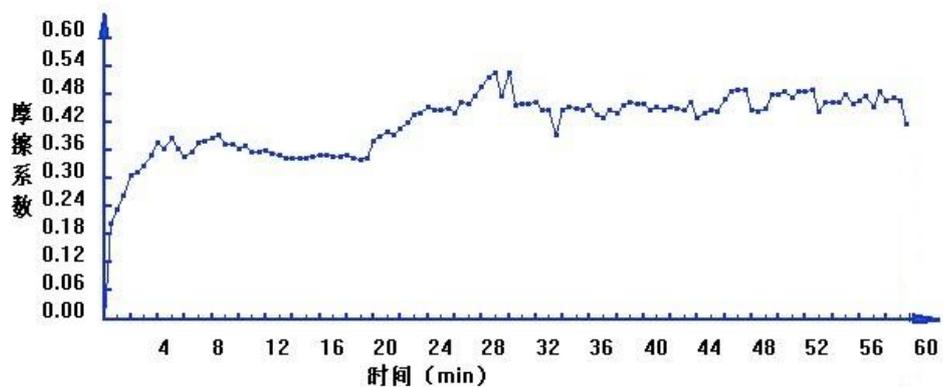


图 4.15 4号试样摩擦系数与时间关系 (第1小时)

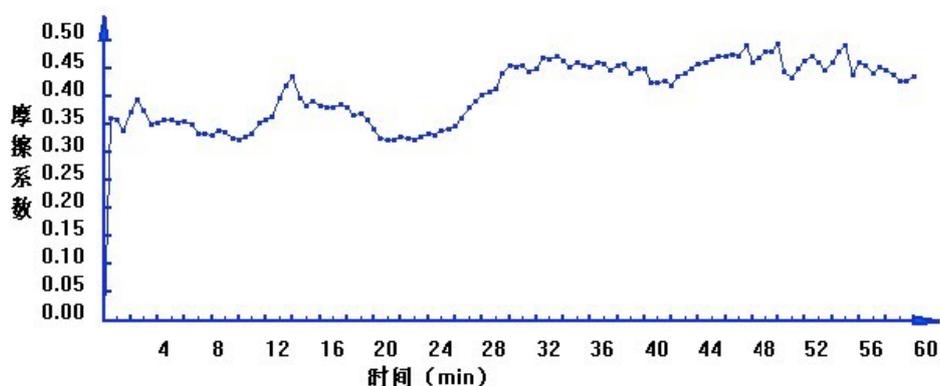


图 4.16 5号试样摩擦系数与时间关系 (第1小时)

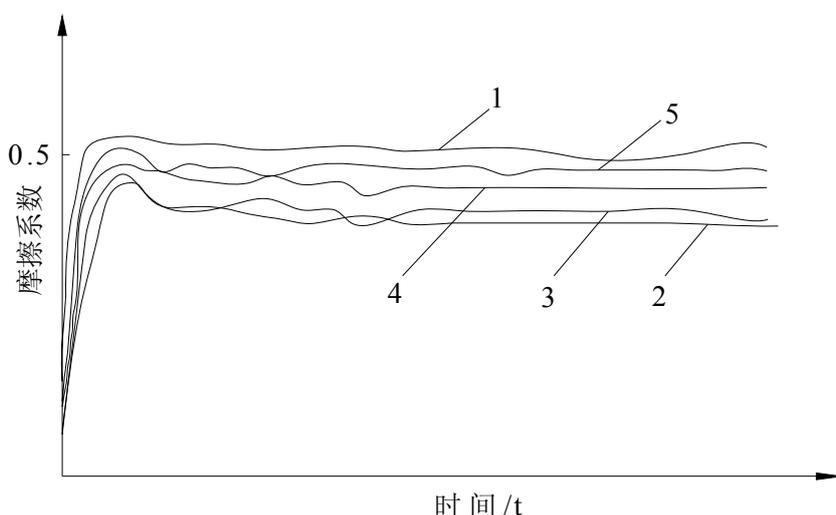


图 4.17 试样摩擦系数与时间关系

4.3 本章小结

(1) 在相同的奥氏体化温度下 (910°C)，当等温淬火温度在 $280^{\circ}\text{C}\sim 380^{\circ}\text{C}$ 范围时，ADI 硬度会随着淬火温度的升高而降低。

(2) 在相同的奥氏体化温度下 (910°C)，当等温淬火温度在 $280^{\circ}\text{C}\sim 380^{\circ}\text{C}$ 范围时，在无润滑滑动摩擦下，ADI 磨耗量会随着等温淬火温度的升高而上升，硬度的增加量会随着等温温度的升高而增加越快。也就是说 ADI 初始硬度小的易磨损，但在磨损过程中磨耗量下降的快，硬度的增加量也上升越快。

(3) ADI 的滑动摩擦磨损耐磨特性与基体组织密切相关，当等温温度较低时 ADI 组织由于强度高能抵抗塑性变形，且有少量奥氏体存在，故能阻止裂纹起源和继续扩展，因而耐磨性好；等温温度高时，由于表面产生很大塑性而导致加工硬化，且大量残余奥

氏体能有效地阻止裂纹产生,且在摩擦磨损过程中硬化特性更明显,所以其耐磨性也得到显著增加。而摩擦磨损对普通球铁的加工硬化不明显,ADI 的加工硬化特性及耐磨性显著高于普通球铁。

(4) 摩擦开始时接触面是点接触,载荷很大,由于滑动摩擦表面没有润滑,温度急剧上升摩擦系数迅速上升,表面温度和沿深度的温度梯度影响分子间的相互作用以及相接触的微凸下的塑性区相互作用,且试样硬度均小于 GCr15 淬火钢球硬度,在接触面发生黏着磨损和磨粒磨损,使摩擦系数迅速上升,所以硬度小的试样在实验开始时摩擦系数上升的快,此时磨损处于磨合阶段。随着接触面变大,载荷减小,试样表面硬度增大,只发生轻微的黏着磨损和磨粒磨损,摩擦系数趋于平稳。

(5) 在实验过程中发生磨粒磨损和黏着磨损,实验机有轻微跳动,导致摩擦系数和时间曲线波动。

5 ADI 在织机凸轮上的应用探讨

磨损是纺织机械凸轮失效的主要原因，在分析凸轮零件失效机理的基础上，主要采取以下措施：化学成分优化设计；进行铸造过程的工艺研究，获得优质球铁毛坯；研究特殊的热处理工艺，确定合适 ADI 织造机械凸轮的奥氏体化温度、时间及等温淬火温度、时间等关键工艺参数。

5.1 ADI 织机凸轮的研制

ADI 铸件的生产工艺流程为：铸造球铁毛坯→粗加工→奥氏体化加热及保温→等温淬火→清洗→精加工→成品。织造机械 ADI 凸轮耐磨件的研制主要包括两个方面：优质球铁毛坯的制备和合理的等温淬火热处理。

5.1.1 凸轮毛坯的制备

优质的球铁毛坯是制造出合格成品的前提与基础。原材料的选择、球化剂的种类、铸造过程中时间及温度的检控等是合格铸件的必要条件。织机凸轮 ADI 的毛坯制备过程如图 5.1。

(1) 原材料的控制

ADI 球体原件其组织中铁素体的含量必须达到 90%以上，石墨应为细小球状。因此，对炉料的控制比较严格，除了要求选择低 S、P、Mn 的生铁外，还应严格控制炉料中强烈促进形成珠光体的元素如 Cr、Mo、Cu 等。原材料要求如下：

①生铁：根据 ADI 原始化学成分设计及国家标准（GB1412-85）选定 Q10 号生铁，其含 C 量为 4.2%，Si 含量为 1.0%，Mn 0.2%~0.5%，特级 P≤0.05%，特级 S≤0.02；

②废钢：选用 A3 钢下脚料（切头/切边），干燥、无锈、无油污。其化学成分为：0.2%C、0.3%Si、0.55%Mn、0.035%P、0.035%S；

③回炉铁：其化学成分为 3.6%~3.8%C、1.8%~2.1%Si、0.50%Mn、≤0.02%P、≤0.02%S；

④原材料中化学成分总体控制如表 5.1 所示：

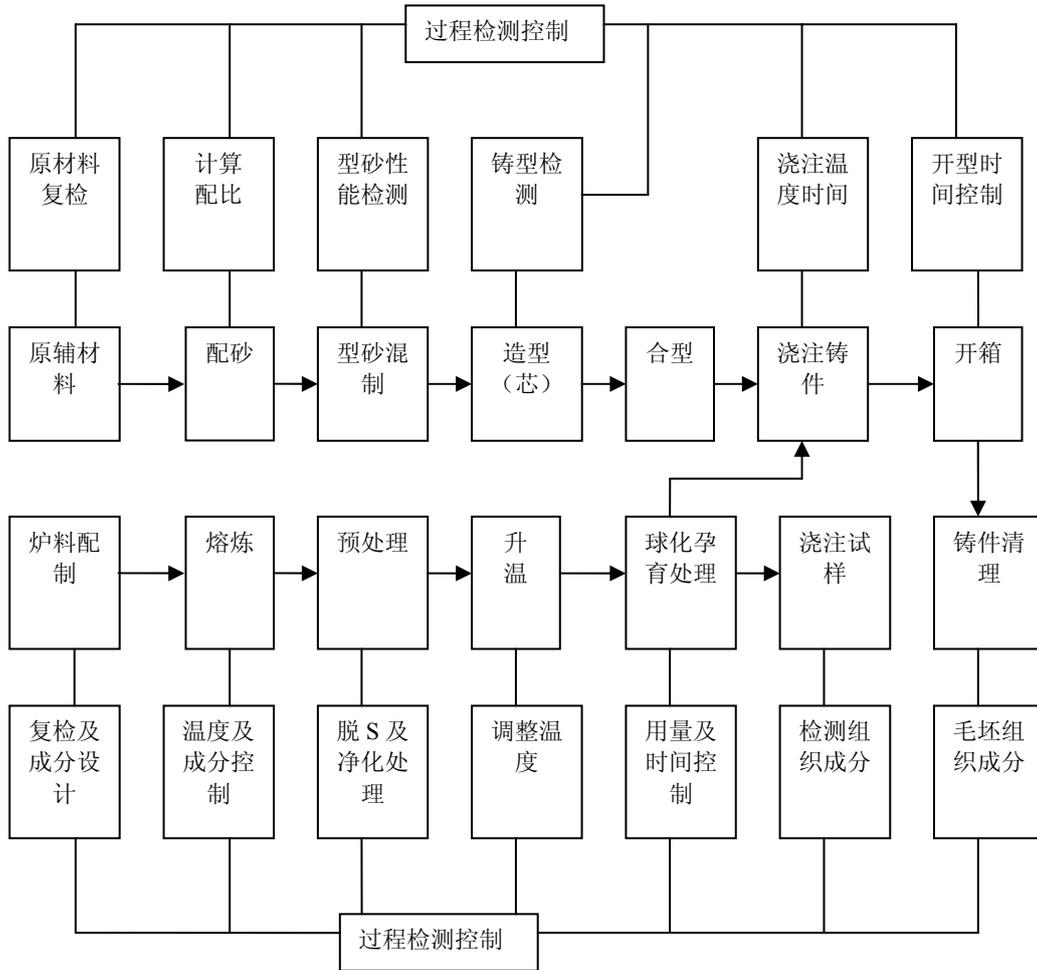


图 5.1 织机凸轮 ADI 毛坯的制备路线

表 5.1 原材料中各元素的化学成分控制

化学 成分	C	Si	Mn	S	P	Mo	Cu	Mg
百分 含量%	3.6~ 3.85	2.3~ 2.90	0.1~ 0.5	< 0.015	< 0.038	0.12~ 0.28	0.50~ 0.85	0.035~ 0.055

Si 对 ADI 的强度和硬度影响不大，但对伸长率和冲击韧度有显著的影响，在等温转变过程中，Si 阻止渗碳体析出，使贝氏体周围的奥氏体富碳，增强了奥氏体稳定性，使奥氏体数量增加，从而提高了塑性和韧性，但含 Si 量过高会引起石墨漂浮及低温脆性加剧，故 Si 的质量分数控制在 2.3~2.9% 之间。

Mn能降低共析转变温度，可溶于奥氏体和铁素体中，稳定和强化基体组织，有利于提高淬透性、强度和耐磨性，但Mn又阻碍石墨化，当含量超过0.5%，晶体边界区域Mg的浓度可能超过10倍，提高了碳的溶解度和含碳量，从而增加了奥氏体稳定性，抑制奥氏体转变为贝氏体，降低了强度、伸长率和冲击韧性。综合考虑Mn的质量分数控制在0.1~0.5%。

P在铁液中的熔点低，结晶时总是最后凝固，也会沿晶界析出P共晶，其基体组织脆而硬，会降低伸长率，晶界的P共晶使球铁力学性能下降，特别是韧性塑性，尤其对要求低温性能的球铁危害更大，故应严格控制，一般控制在0.038%以下。

S是反球化元素，在铁素体中溶解度很小，S含量过高时，产生低熔点FeS，分布在晶界上降低强度和韧性，而且会增加球化剂中Mg的消耗，影响球化效果，还能与稀土作用，影响效果，故也应严格控制，一般控制在0.015%以下。

添加少量的Mo能溶解于铁素体和渗碳体中，强化基体、细化晶粒，使组织均匀，具有良好的淬透性，同时，在热处理过程时增加过冷奥氏体的稳定性，使奥氏体等温转变的S曲线右移，拓宽热处理工艺带，提高断面的淬透性，但Mo量过多，会产生MoC，偏析于晶界或晶内难以消除，显著降低韧性和塑性。一般控制在0.12~0.28%。

少量的Cu在铸态下以固溶液或分散形式存在与基体中，促进珠光体的形成，细化晶粒和石墨球，改善厚大面组织的均匀性。热处理时能提高等温淬火转变温度，延缓转变过程，提高淬透性，抑制贝氏体中碳化物形成，增加残余奥氏体但Cu过高易沉淀于晶界，降低伸长率、冲击韧性和强度，一般控制在0.50~0.85%。

⑤晶体石墨增碳剂的化学成分 $C \geq 96\%$ 、水分 $\leq 1.5\%$ 、灰分 $< 1\%$ 、 $Fe_2O_3 < 0.5\%$ 、 $Al_2O_3 < 0.45\%$ ，不含S、P。使用晶体石墨增碳剂注意事项：配料增碳，增碳剂随炉料加入电炉下部（5~15mm颗粒），碳收得率一般为95%；铁液、钢液补碳，先打净钢液表面的渣子加入（5~15mm），碳收得率一般为92%。加增碳剂熔炼球铁中不要频繁加入覆盖剂，不要频繁打渣，以免增碳剂没有溶解完与覆盖剂混合，与渣子从炉中打出。第一次使用注意需要通过2~3炉实验，以确定增碳剂的收得率。若生铁和回炉铁中的碳含量较高，则可不用增碳剂。

⑥球化剂的要求：选用低稀土镁球化剂FeSiMg8RE3（2%~4%RE，7%~9%Mg）进行球化处理，加入量为1.3%~1.6%。球化剂的选用与球化方式对于最终处理结果具有重要的意义。国内球化剂结合国内资源情况，主要采用稀土镁硅铁复合球化剂。稀土具有较好的脱硫及平衡微量元素有害倾向的作用，净化铁液，稳定生产，但起主要作用的依然是镁，鉴于国内铸造厂脱硫水平的提高，球化剂有向稀土方向发展的趋势。球化时采用哪种球化工艺，主要考虑吸收率的高低、反应是否平稳。国外很多铸造厂采用盖包冲入法，其优点是吸收率较高，烟尘少，适应面广。国内采用的更多为冲入法球化处理工艺，Mg的吸收偏低，通常为30%~50%。

⑦孕育剂要求：选用 FeSi75 孕育剂，加入量为 1.2%~1.6%，球化时及时扒渣，防止回硫。孕育处理是球化后的铁液处理必不可少的工序。目前，国内外较多采用含硅 75% 的硅铁合金进行孕育处理，而钙和铝等元素对孕育剂也起着重要作用。目前广泛应用含钙、钡、锰、锆等元素的复合孕育剂，其中锆能延迟衰退时间，中和氮的影响；锰能降低孕育衰退时间。当前随流孕育法在美国广泛采用，可以有效地控制孕育剂在铁液中分布的均匀性，改善基体组织。型内孕育法常与其他孕育法联合使用，是一种复合强化孕育工艺。另外新近发展的喂丝法孕育工艺，具有很好的孕育效果，可控性强，发展形势良好。

(2) 铁液的熔炼

为了获得稳定的 ADI 耐磨铸件，要求铁液有稳定的化学成分、出炉温度，并减少合金元素烧损，减少铁液中的气体及夹杂物。

采用中频电炉熔炼，每炉熔炼时间不超过 90Min，如熔炼时间过长或铁液在炉内停留时间过长，C、Si 烧损增大，应注意调整原铁液成分，根据炉前快速检测结果，按要求准确补加所需的生铁、废钢、增碳剂、硅铁等，确保要求的原铁液成分。严格要求检测出炉铁液温度，控制在 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 以内。添加的合金元素须在出炉球化孕育处理前 7~10min 加入炉内。具体熔炼过程如下：

①按配料计算要求称好各种炉料，做好记录。

②加料送电前，认真检查炉衬状况，如炉底有无其它冷铁，有无裂痕，炉衬上的炉渣是否清理干净，炉子冷却水是否流畅，是否漏水，备用水塔是否有水，电源状况是否正常。如无问题可以加料送电。

③加料熔炼：加料顺序为炉底先加入回炉料，随后加入生铁，大功率送电。在炉料溶化 60% 时加入配料晶体增碳剂总量的一半，继续提高炉温加速溶化，剩余增碳剂在炉料全部溶化打完渣后加入，不断搅拌直到增碳剂完全溶解。

④炉料全部溶化后，炉中温度达到要求时，取样快速分析原铁液的 C、Si、Mn、S，降低中频炉功率，铁液保温。

⑤铁液出炉前采用自行配制的脱硫剂在包内进行脱硫及铁液净化处理，然后将铁液倒入炉内调整温度，如果化学成分合格，铁液温度达到 $1470\sim 1490^{\circ}\text{C}$ 可以出炉球化处理。

(3) 球化处理及孕育处理工艺

采用冲入法球化处理，球化处理最好采用径高比为 1: (1.8~2.0) 的球化包，浇包烘烤到 500°C 时，在包底加入球化剂。孕育剂的加入量为铁液质量的 1.4%，分两次加入，第一次与球化剂同时加入包底，加入量为 1.0%，最后剩余晶体增碳剂（粒度 0.5~1.0mm）覆盖在包中球化剂上，促进石墨形核及孕育作用。球化剂和孕育剂用一小块薄铁片盖住，以免浇注时烧损过度。第二次添加孕育剂是在处理完的铁水上加入 0.4%。

经三角试块检验合格后，立即浇铸力学性能试棒和铸件。

控制原始组织球化率大于 80%，球化 1~2 级；石墨大小 6~8 级，球墨数要 >100~150 个/mm，形状圆整，分布均匀；共晶体要均匀、细密。基体以铁素体为主，要尽量减少珠光体数量。孕育要充分，采用倒包孕育、随流孕育等晚期孕育，以产生足够的石墨核心，保证球化效果，防止渗碳体产生，碳化物和非金属夹杂物总和应小于 0.5%。在球化处理后 15min 内浇铸完，防止球化衰退。每个铸件都应附铸金相试块，用于检查球化级别。

(4) ADI 原件的铸造工艺及浇铸工艺

采用先进的成型方法和科学的浇冒口设计技术，防止铸件产生缩孔、缩松、气孔、加渣等隐藏性缺陷。孔洞和显微缩松体积应小于 1%。

在浇铸系统中用过滤网撇渣，设计明出气孔以利于排除型腔中的气体，厚大部位用冷铁提高冷却速度，防止缩松。低温浇铸不利于第二次加入的孕育剂溶化，易产生黑渣。浇铸温度高有利于排渣及杂质，但延长了凝固时间，恶化了石墨形态，厚壁处易产生石墨漂浮，故浇铸温度控制在 $(1450 \pm 10)^\circ\text{C}$ 较为合适。

5.1.2 ADI 凸轮的热处理及微观组织

(1) ADI 热处理的一般工艺

ADI 织机凸轮等温淬火热处理技术路线如图 5.2 所示。

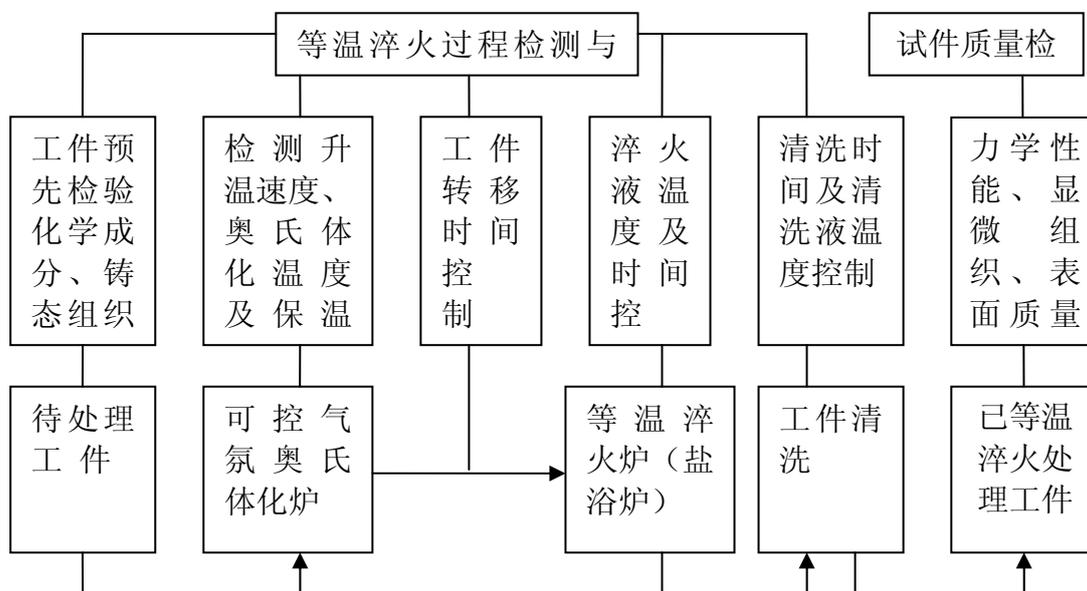


图 5.2 织机 ADI 凸轮等温淬火热处理技术路线

ADI 组织及其性能直接取决于等温转变过程，因此等温转变工艺对于获取符合要求的 ADI 耐磨件是至关重要的一步。等温转变热处理工艺包括：①奥氏体化温度及时间；

②等温转变温度及时间。

ADI 球铁一般等温淬火的工艺过程如下：首先将 ADI 球铁原件加热升温至奥氏体化温度（840~950℃），保温 2~2.5h，然后将其迅速淬入奥氏体等温转变温度（250~400℃）的盐浴中，在这个温度下保温 1.5~2.5h，然后出炉空冷至室温，如图 5.3 所示。

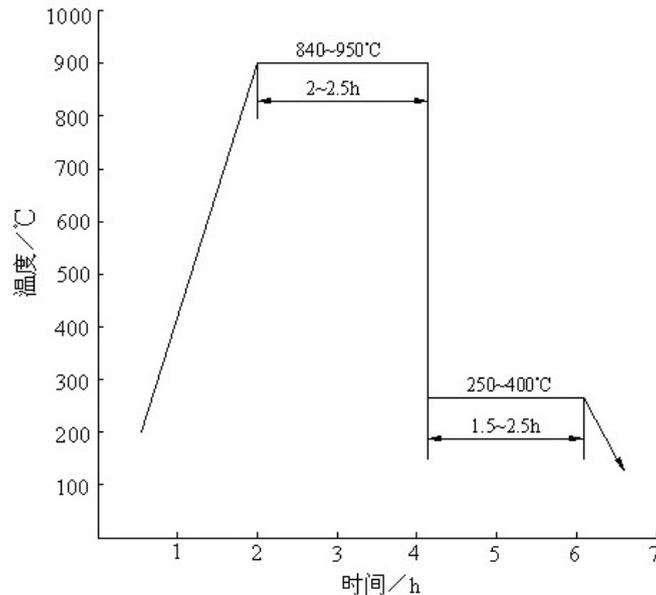


图 5.3 ADI 球铁等温淬火的典型工艺

(2) 奥氏体化温度的选择

工件奥氏体化温度的选择对后续的等温转变及工件的性能有着直接影响。奥氏体化温度越高，奥氏体含碳量也越高，因而形成上贝氏体的下限温度越低，这有利于形成上贝氏体和稳定的残余奥氏体。适当延长奥氏体化时间，使奥氏体化均匀，有利于改善力学性能。若原始组织中珠光体含量较多，晶粒细小，转变为奥氏体的速度及奥氏体化速度就越快，总的奥氏体化时间可以短一些。根据织机凸轮的几何结构及壁厚，综合考虑，选取奥氏体化温度为 860~950℃。奥氏体化时间为 2~2.5h。

(3) 等温淬火温度及时间的确定

等温转变温度对所获得奥贝组织及力学性能与晶相组织的影响至关重要。等温时间决定奥氏体的转变程度和最终组织，因而影响力学性能；等温温度不同，奥氏体的稳定性也不同。等温转变温度降低，动力学曲线逐渐右移，转变速度减慢，碳的扩散速度降低，奥氏体不易富集，残余奥氏体量减少，伸长率降低，而拉伸强度和硬度相应提高，当转变温度小于 350℃时，第三阶段转变虽然会有加速的趋势，但奥氏体不会完全分解，伸长率对时间敏感性降低。

织机凸轮在需要高耐磨性、高硬度的同时，也需要良好的韧性，便于切削加工。综合上述和第4章的实验结果，选取等温淬火温度为300~350℃，保温时间为1.5~2.5h。

(4) ADI 的显微组织

在正常的热处理范围不会改变球状石墨的形状，但若奥氏体化温度过高或者保温时间过长，可能会有石墨球形状不规则，如图5.4所示，这是因为石墨球外表少量的石墨扩散或富碳奥氏体析出游离碳原子吸附在石墨球外表所致。

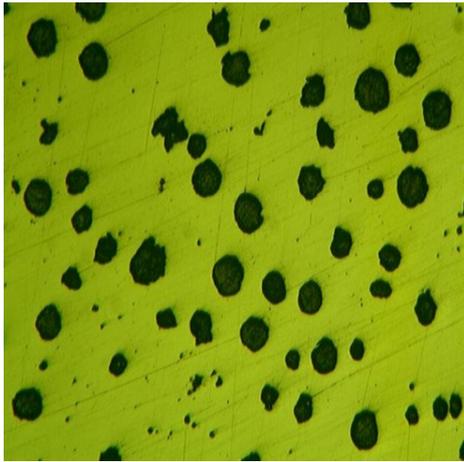


图 5.4 侵蚀前 球化 2 级，石墨 6 级
100×

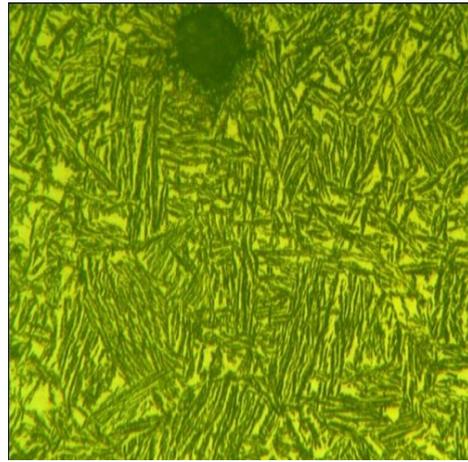


图 5.5 侵蚀后 针状铁素体+石墨球
+残余奥氏体 400×

在图5.5中，由于铁素体片内或边缘夹有碳化物，分辨不出基体组织中的针状组织是贝氏体还是针状铁素体。

5.2 织机 ADI 凸轮应用考核实验

纺织机械凸轮材料多为中碳钢经锻造、粗加工、调质、表面淬火、回火及精磨而成，如将45钢在A3+（30~50）℃温度下淬火，冷却后再在560~600℃温度下高温回火，然后表面淬火，低温回火。为了比较ADI材质凸轮和45钢凸轮的耐磨性，设计以下对比实验，模拟凸轮的工作过程，在相同的载荷、转速以及环境条件下，对不同材质的ADI凸轮和45钢凸轮进行摩擦磨损实验，最后综合评定各组试样抗磨损能力。

5.2.1 实验原理

如图 5.6 所示为凸轮摩擦磨损实验原理图，推杆与重锤连为一体，总重量为 5kg，将直径 12.7mm，硬度约为 62HRC 的 GCr15 淬火钢球固定在推杆上，与凸轮进行滑动摩擦，凸轮在电机牵引下转动，设置转速为 $n=400\text{r/s}$ 。为了快速检测实验结果，加速凸轮的摩擦，实验摩擦表面无润滑，且钢球与凸轮接触面很小，压强极大。45 钢调质、表面淬火、低温回火，编为 1 号试样；ADI 凸轮根据 5.1 的工艺要求研制，采用两种不同的热处理工艺参数，分别编号为 2 和 3 号。其热处理与初始硬度如表 5.2 所示。实验分 3 次进行，每次摩擦时间为 50h，每次实验完毕后比较磨耗量。

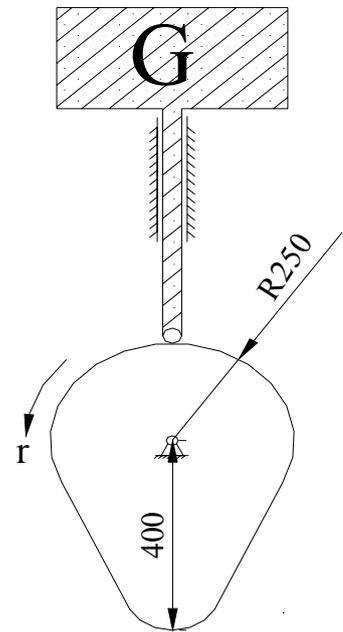


图 5.6 凸轮摩擦实验原理

表 5.2 试样的热处理及初始硬度

编号	热处理	硬度/HRC
1	调质、表面淬火、低温回火	52.5/50.6/51.7
2	奥氏体化 910℃，等温 310℃	36.8/35.6/37.2
3	奥氏体化 910℃，等温 340℃	33.1/31.6/32.5

5.2.2 实验方法及过程

(1) 实验方法

①每次实验前后都要将凸轮和钢球用丙酮清洗干净，称取凸轮试样重量，以比较试样前后重量的改变量，即为该时段内的磨耗量。每次实验前必须将摩擦过的钢球更换成未摩擦的光滑面。

②实验载荷为 5kg，转速为 400r/s。试样每 50h 称重一次，每个凸轮试样共磨损 3 次，每次 50h。

③注意观察摩擦磨损过程中凸轮表面出现的相关现象，并做好记录。

(2) 实验过程

①实验开始前，先把凸轮试件摩擦表面分别用浓度为 0.790g/ml，分子量 58.08 丙酮清洗干净并吹干，之后分别用精度为 0.001g 的电子天平对试件进行称重，并记录。

②调试仪器，设置磨损实验时间为 50h，载荷和转速参数后装上试件后开始实验。

③实验完毕取出下试样，用丙酮清洗干净并吹干，称重。

5.2.3 实验数据及结果分析

实验所得数据如下，表 5.3 为凸轮摩擦前后的磨耗量。

表 5.3 凸轮摩擦实验前后的磨耗量

编号	0h-50h / mg	50h-100h / mg	100h-150h / mg
1	220.13	230.63	260.56
2	263.25	223.02	201.88
3	285.34	234.97	210.73

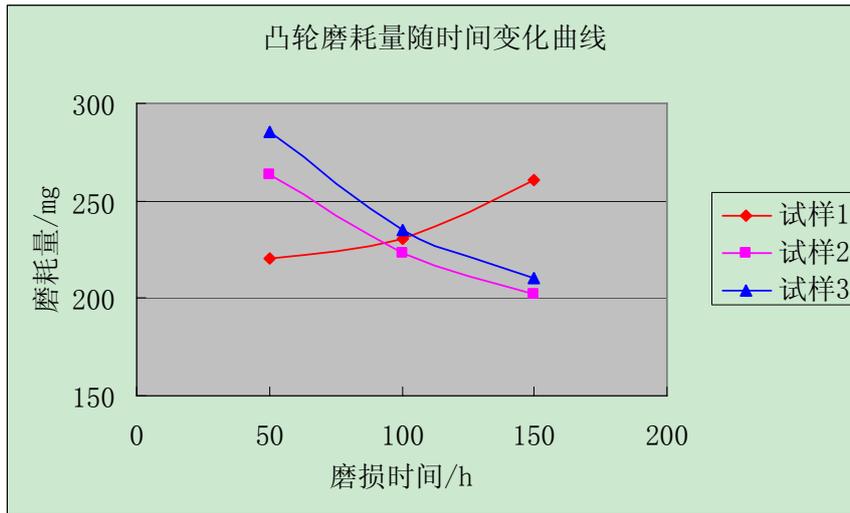


图 5.6 凸轮磨耗量随时间变化曲线

将数据进行处理，得到了如图 5.6 曲线，从图可以看出，由于 45 钢凸轮（1 号）初始硬度大于 ADI 材质的凸轮（2 号和 3 号试样），在前 50h 内磨耗量小于 ADI 凸轮，这是因为 45 钢调质处理后，基体组织中主要为回火索氏体和少量游离铁素体，经过表面淬火和等温回火后，凸轮表面很薄的一层基体组织变成了回火马氏体加少量残余奥氏体，回火马氏体具有很高的硬度和耐磨性；而 ADI 凸轮的基体组织为石墨，铁素体和残余奥氏体，虽然铁素体和残余奥氏体组织具有较高的塑性和韧性，但与马氏体相比，硬度和耐磨性相对较低，虽然在摩擦过程中 ADI 中奥氏体引起形变强化及诱发马氏体相变而强化，但由于摩擦时间较短，所以在前 50h 时，ADI 凸轮的磨耗量明显大于 45 钢凸轮。

当摩擦进行到第 100h 时，45 钢凸轮由于表面淬火层极薄，摩擦过程中由于磨粒磨损和黏着磨损使淬火层逐渐磨去，在摩擦表面，既有表面淬火产生的回火马氏体组织，又有表面以下没有淬透的回火索氏体组织，回火索氏体组织是铁素体基体内分布着碳化物（包括渗碳体）球粒的复合组织，塑性和韧性较好，但硬度很低；随着摩擦时间的增加，ADI 凸轮表面产生了塑性形变，晶粒发生滑移，出现位错的缠结，使表面硬度增加，且残余奥氏体在摩擦作用下不断诱变成马氏体，同样增加了 ADI 凸轮的硬度，所以此时两种材质的凸轮磨耗量相当。

实验进行到最后 50h 时，45 钢凸轮表层的回火马氏体组织基本磨去，露出淬火表层

以下的回火索氏体组织和少量残余奥氏体组织,由于回火索氏体组织塑性较好,硬度低,且残余奥氏体含量较少,故在摩擦过程中加工硬化不明显,耐磨性逐渐下降;而 ADI 凸轮由于摩擦时间越来越长,加工硬化越明显,硬度越来越大,磨耗量越来越小。

由于实验是在干摩擦情况下进行,钢球与凸轮接触面极小,接触面的载荷很大,因 ADI 基体组织中含有大量的石墨球,故与 45 钢凸轮相比,ADI 凸轮摩擦时噪音极小,而且十分平稳。

比较 ADI 凸轮的 2 号和 3 号试样,结果显示在摩擦过程中,等温淬火温度高的 3 号试样磨耗量大,但磨耗量下降更快,这是因为等温淬火温度越高,初始硬度越低,ADI 中残余奥氏体量愈多,残余奥氏体在一定外力作用下容易引起形变强化及诱发马氏体相变而强化,使硬度增大,与第 4 章实验结果相符。

织造机械凸轮在要求较高硬度的同时,必须有一定的塑性和韧性,便于机加工,比较 ADI 凸轮的 2 号和 3 号试样,因 3 号试样等温淬火温度高,初始硬度低,实验过程中磨耗量大于 2 号试样,但摩擦时间越长,其磨耗量越来越小,最后甚至会小于或等于 2 号试样,且塑性和韧性比 2 号试样好。由此可见,在凸轮初始硬度满足织机凸轮硬度要求的前提下,选择塑性和韧性较好的 ADI 凸轮有利于提高凸轮的寿命和整机的性能。

综上所述,在相同的实验条件下,虽然刚开始 ADI 凸轮磨耗量大于 45 钢凸轮,但随着摩擦时间的增加,ADI 凸轮的磨耗量越来越小,如果摩擦时间更长,ADI 凸轮的优势将更加明显,是 45 钢凸轮理想的替代材料。

5.3 本章小结

(1) 本章根据对织机凸轮的工况和对材质力学性能要求的分析及第 4 章摩擦磨损实验的结果,拟定其热处理工艺为:奥氏体化温度 860~950℃,保温时间 2~2.5h;等温淬火温度 300~350℃,保温时间 1.5~2.5h。

(2) 在无润滑滑动摩擦条件下,ADI 凸轮在表面压应力作用下,基体中的奥氏体不断转变为马氏体,显著提高表层硬度,改善抗磨性,越磨越硬,磨耗量越来越小。虽然 45 钢凸轮因表面淬火硬度初始较大,磨耗量较小,但随着表面淬火层的磨去,硬度下降,磨耗量越来越大。如果摩擦时间越长,ADI 凸轮的优势更加明显,是 45 钢凸轮理想的替代材料。

(3) 在无润滑滑动摩擦条件下,在相同奥氏体化温度,不同等温淬火温度条件下制成的 ADI 凸轮,等温淬火温度较高的初始硬度低,在摩擦磨损过程中磨耗量较多,但磨耗量随时间的延长下降更快。

6 总结与展望

6.1 总结

(1) 纺织机械凸轮失效的常见形式为接触面的磨粒磨损、接触面黏着磨损和接触面疲劳磨损, 研究表明, 选择合适的匹配材料、增加润滑和合理的机构设计是减少凸轮摩擦磨损的有效手段。

(2) ADI 材料摩擦磨损实验表明, 在相同的奥氏体化温度下 (910°C), 当等温淬火温度在 $280^{\circ}\text{C}\sim 380^{\circ}\text{C}$ 范围时, 等温淬火温度高的 ADI 初始硬度小。在无润滑滑动摩擦条件下, ADI 初始硬度小的, 磨耗量大, 但磨耗量下降速度更快, 硬度的增加量也上升越快; 织机 ADI 凸轮应用考核实验也表明, 在相同的载荷、转速以及外界环境条件下, 在相同奥氏体化温度, 不同等温淬火温度条件下制成的 ADI 凸轮, 在干摩擦条件下, 等温淬火温度高的初始硬度低, 在摩擦磨损过程中磨耗量较多, 但磨耗量下降的更快。

(3) 研究表明, ADI 的滑动摩擦磨损耐磨性与基体组织密切相关, 当等温温度较低时 ADI 组织由于强度高能抵抗塑性变形, 且因奥氏体存在, 能阻止裂纹起源和继续扩展, 因而耐磨性好; 等温温度高时, 由于表面产生很大塑性而导致加工硬化, 且大量的残余奥氏体在外力作用下还会引起马氏体相变, 所以其耐磨性也较好; 而摩擦磨损对普通球铁的加工硬化不明显。因此 ADI 的硬化特性及耐磨性显著优于普通球铁。

(4) 通过对 ADI 材料摩擦磨损实验摩擦系数与时间关系进行分析, 结果表明, 由于摩擦没有润滑, 摩擦开始的前 5 分钟内, 摩擦系数迅速上升, 且硬度越低的 ADI 硬度上升越快, 稳定后呈小幅度波动, 最后逐渐趋于平稳, 最终的摩擦系数都保持在 0.50 左右, 但硬度高的摩擦系数偏小。因为摩擦开始时接触面是点接触, 载荷很大, 由于滑动摩擦表面没有润滑, 温度急剧上升摩擦系数迅速上升, 表面温度和沿深度的温度梯度影响分子间的相互作用以及相接触的微凸下的塑性区相互作用, 且试样硬度均小于 GCr15 淬火钢球硬度, 在接触面发生黏着磨损和磨粒磨损, 使摩擦系数迅速上升, 所以硬度小的试样在实验开始时摩擦系数上升的快, 此时磨损处于磨合阶段。随着接触面变大, 载荷减小, 试样表面硬度增大, 只发生轻微的黏着磨损和磨粒磨损, 摩擦系数趋于平稳。

(5) 依据 ADI 材料的摩擦磨损实验研究结果, 对织机 ADI 凸轮的化学成分、熔炼工艺进行了优化设计, 并结合不同等温淬火温度对 ADI 摩擦磨损性能影响的规律, 制订其热处理工艺为: 奥氏体化温度 $860\sim 950^{\circ}\text{C}$, 保温时间 2~2.5h; 等温淬火温度 $300\sim 350^{\circ}\text{C}$, 保温时间 1.5~2.5h。

(6) 在无润滑滑动摩擦情况下, ADI 凸轮在表面压应力作用下, 基体中的高碳奥氏体部分转变为稳晶或微晶马氏体, 显著提高表层硬度, 改善抗磨性; 而新的次表面又不断发生以上过程, 越磨越硬, 磨耗量越来越小。虽然 45 钢凸轮因表面淬火初始硬度较大, 磨耗量较小, 但随着表面淬火层的磨去, 硬度下降, 磨耗量越来越大。摩擦时间越长, ADI 凸轮的优势更加明显, 是 45 钢凸轮理想的替代材料。

6.2 本文不足之处

(1) 由于实验过程没有润滑, 且压强较大, 对于较软的试样, 实验过程中黏着磨损明显, 实验台跳动较大, 导致摩擦系数和时间曲线波动较大; 对于较硬的试样, 也有轻微的黏着磨损, 影响了摩擦系数测试。

(2) 由于时间和条件限制, 凸轮摩擦实验只能在简易装置上进行, 没能装机实验。

6.3 展望

(1) 进一步进行润滑条件下的 ADI 凸轮摩擦磨损实验, 并对摩擦磨损后的断面组织进行深入的研究分析。

(2) 将凸轮在织机上进行装机实验考核, 根据使用情况, 进一步优化制造工艺, 以达到实用化的目的。

致 谢

行文至此，论文接近尾声，意味着三年研究生生活即将结束。离别在即，站在人生的又一个转折点上，心中难免思绪万千，一种感恩之情油然而生。

首先，我要对我的导师龚文邦教授表示最由衷的感谢，感谢龚老师在我攻读硕士学位期间对我所付出的一切心血。在龚老师潜心的教导下，我对材料铸造业的现状和发展有了一定的认识；在我对学习有所懈怠的时候，龚老师耐心地提醒我，鼓励我；在论文进行到最后阶段，龚老师不辞辛劳熬夜替我修改论文。龚老师身上那种严谨的工作态度和热情深深的感染着我、影响着我，我定会牢记在心。

在此，还要感谢欧迪艾铸造公司，感谢他们在试样试制期间的大力帮助，为我学位论文直接或间接的提供了许多宝贵的帮助。

同时，我还要感谢同学高波、陈丽、张朝阳、王玉金、黄俊明、柳威、王睿、徐安进、毕文武等机械学院 09 级的所有同学们，感谢 10 级的师弟宋小宁、王建伟等，感谢他们在我的研究生生活中对我的帮助与关心。

最后，我需要感谢我的父母、爱人、妹妹和所有亲朋好友，感谢他们无怨无悔、一如既往的支持我，鼓励我，使我在学习和工作中充满了动力。

参考文献

- [1] 许为民, 徐春园. 我国纺织机械发展现状及发展对策[J]. 甘肃科技, 2008, (1): 19-20
- [2] 中国纺织机械器材工业协会. 重点纺织机械产品的发展方向和关键技术[J]. 纺织导报, 2006, (3): 9-14
- [3] 顾文彬. 凸轮机构的摩擦磨损失效分析. 纺织机械[J]. 2005, (6): 44-47
- [4] 刘金成, 时胜利. 等温淬火球铁的微观组织与力学性能[J]. 现代铸铁, 2007, (3): 49-54
- [5] 李传拭. 铸铁材料的发展和等温淬火球墨铸铁[A]. 2008 首届等温淬火球铁 (ADI) 产业论坛及研讨会论文集[C]. 北京, 2008: 3-6
- [6] 龚文邦, 陈立亮, 刘瑞祥等. 高韧性等温淬火球墨铸铁的生产工艺及力学性能[J]. 机械工程材料, 2007, (8): 51-54
- [7] 曾艺成, 李克锐, 张忠仇. 我国等温淬火球铁 (ADI) 生产应用及发展前景[A]. 第四届全国等温淬火球墨铸铁 (ADI) 技术研讨会文集[C]. 苏州, 2006: 1-6
- [8] 曾艺成. 等温淬火球铁 (ADI) 工业化生产评述[A]. 第三届全国等温淬火球铁技术研讨会论文集[C]. 大连, 2002: 1-8
- [9] 蔡启舟. 日本奥贝球铁的研究及应用概况[A]. 第三届全国等温淬火球铁技术研讨会论文集[C], 大连, 2002: 45-50
- [10] 钱鲁阳. 奥贝球铁材料性能及其应用[A]. 第三届全国等温淬火球铁技术研讨会论文集[C], 大连, 2002: 86-88
- [11] Thomson R.C., James J.S., Putman D.C.. Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron[J]. Materials Science and Technology, 2000(16): 1412-1419
- [12] Johansson M.. New ADI production technology[A]. Proceeding of the 2002 world Conference on ADI[C]. Louisville, Kentucky, USA, 2002: 63-67
- [13] Moncada O.J.. Machinability of Austempered Ductile Iron[J]. AFS Transaction, 1998, (10): 39-45
- [14] 黄建洪. 奥-贝球铁研究与应用的进程[J]. 金属热处理, 2010, (11): 1-9
- [15] ADI-Strength meets Toughness. ADI Austempered Ductile Iron-The Benchmark engineering material, Euro ADI Promotion, 1999
- [16] Franco Zanardi. The Development of Machinable ADI in Italy[A]. Proceeding of 2002 World Conference on ADI[C], Kentucky USA, 2002:5-7
- [17] A Modern Casting Staff Report, 2003 Casting Contest: Innovations in Casting Design[J].

- Component Design, 2004, (July): 76
- [18] 司乃潮, 付明喜, 孙少纯等. 汽车发动机奥贝球铁齿轮的应用研究[J]. 汽车工程, 2002, (3): 231-235
- [19] 王海生, 时胜利, 黄志强等. 水平连铸 ADI 在工程上的应用[A]. 中国铸造学会铸造及熔炼专业委员会第三届全国等温淬火球铁 (ADI) 技术研讨会论文集[C]. 大连, 2002, 104-105
- [20] 龚文邦, 余靖, 向钢玉. 提高等温淬火球铁韧性的研究与生产实践[J]. 铸造, 2004, (6): 447-451
- [21] 叶学贤. 奥氏体-贝氏体球铁基体的形成条件[J]. 球铁, 1983, (3): 1-6
- [22] 杨佳荣, 肖承和, 刘庚南等. 奥氏体-贝氏体球铁的耐磨性[J]. 浙江大学学报, 1989, (2): 298-307
- [23] 郭戟荣, 吴德海. 奥-贝球铁的热处理球铁[J]. 汽车工艺与材料, 1990, (5): 30-32
- [24] John Keough, An ADI Market Primer[J]. Foundry Management and Technology, 1995, (November): 27
- [25] Kovacs B.V. Austempered Ductile Iron. Fact and Fiction[J]. Modern Casting, 1990, (5): 38
- [26] 刘金城, 时胜利. 等温淬火球铁 (ADI) 优越的耐磨性[J]. 铸造技术, 2005, (4): 316-320
- [27] Kristin R. Brandenburg, and Kathy L. Hayrynen. Agricultural Applications of Austempered Ductile Iron[A], Proceedings of 2002 World Conference on ADI[C]. Kentucky, USA, 2002, 26-27
- [28] John R. Keough, Kathy L. Hayrynen, Carbatic Austempered Ductile Iron(CADI)[J], Appied Process Inc, 2000, (November): 28
- [29] 曾艺成, 李克锐, 吴现龙等. 我国等温淬火球墨铸铁 (ADI) 的最新进展[A]. 第五届全国等温淬火球铁 (ADI) 技术研讨会论文集[C], 长春, 2011: 1-8
- [30] 黄志强, 王海生, 时胜利. 水平连铸 ADI 冲剪机剪切刀片[J]. 铸造技术, 2004, (9): 201-702
- [31] 李树中, 顾刚. 浅谈球墨铸铁的石墨飘浮缺陷磨擦磨损[J]. 1993, (8): 1-3
- [32] 郭立新, 孟祥康, 刘治国等. 奥贝球铁磨粒磨损性能的研究[J]. 金属热处理学报, 1995, (3): 55-59
- [33] R. Gundlach and J. Janowak. Proceedings, 2nd International conference on ADI, Ann Arbor, 1986, 23-30
- [34] 刘伟, 王金华, 韩建民. 等温淬火球墨铸铁耐磨性的研究[J]. 摩擦学学报, 2000, (3): 190-192
- [35] 朱君贤. 奥氏体贝氏体球铁热处理工艺的实验研究[J]. 现代铸铁, 1985, (2): 1-3

- [36] 陈宗民, 叶以富. 奥贝球铁在冲击磨料磨损条件下的磨损特性[J]. 中国铸造装备与技术, 2000, (3): 14-16
- [37] 丛家瑞, 曹兴言, 姜恒甲等. 奥贝球墨铸铁的接触疲劳与耐磨性能[J]. 现代铸铁, 1988, (4): 1-3
- [38] 陈革. 织造机械[M]. 北京: 中国纺织出版社, 2009. 132-143
- [39] 吴东方. 柴油机配气凸轮与桶形挺柱磨损的实验研究[J]. 内燃机, 1993, (2): 1-5
- [40] Alamsyah C, Dillich S, Pettit A. Effects of initial surface finish on cam wear[J]. Wear, 1989, 134: 29-47
- [41] Ipeka R, Selcuk B. The dry wear profile of cam shaft [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 168(3): 373-376
- [42] 江亲瑜, 李宝良, 孙晓云. 磨损数值仿真模型中材料磨损率实验研究[J]. 大连铁道学院学报, 2000, 21(1): 29-32
- [43] 周霞, 唐占飞, 窦慧莉等. CNG 发动机凸轮表面接触疲劳失效分析[J]. 理化检验, 2009, 45: 244-246
- [44] 温诗铸. 摩擦学原理(第3版)[M]. 北京: 清华大学出版社, 2008. 259-279
- [45] 顾文彬. 凸轮机构的摩擦磨损失效分析[J]. 纺织机械, 2005, (6): 44-47
- [46] 程伟超, 邓健平. 有效改善凸轮硬度和耐磨性的措施[J]. 机械传动, 2010, (1): 77-78
- [47] 刘正林. 摩擦学原理[M]. 北京: 高等教育出版社, 2009. 55-63
- [48] 温诗铸. 材料磨损研究的进展与思考[J]. 摩擦学学报, 2008, (1): 1-5
- [49] 蔡俊鸿. 金属材料磨损及其影响因素[J]. 四川冶金, 1994, (4): 52-58
- [50] 周仲荣. 摩擦学发展前沿[M]. 北京: 科学出版社, 2006. 29-46
- [51] 全永昕. 工程摩擦学[M]. 浙江: 浙江大学出版社, 1994. 76-87
- [52] 续海峰. 黏着磨损机理及其分析[J]. 机械管理开发, 2007, (4): 95-97

附 录

附录一 攻读硕士学位期间发表的论文

- [1] 陈国栋, 龚文邦, 向纲玉. 我国 ADI 的发展思路探讨[J]. 中国铸造装备与技术, 2011, (6): 1-3
- [2] Gong Wenbang, Chen Guodong, Xiang Gangyu. Calculation of carbon content of austenite during heat treatment of cast irons [J]. China Foundry, 2010, (1): 30-32
- [3] Gong Wenbang, Chen Guodong, Luo Li, Hao Jing and Zhang Zhonghe. Design and control of chemical compositions for high-performance austempered ductile iron [J]. China Foundry, 2012, (2): 143-147