

奥氏体——贝氏体球墨铸铁

叶学贤 郭戟荣 吴德海 编

全国铸造学会铸铁及熔炼专业委员会
武汉铸造协会

一九八六年十月

奥氏体——贝氏体球墨铸铁

叶学贤 郭戟荣 吴德海 编

全国铸造学会铸铁及熔炼专业委员会
武汉铸造协会

一九八六年十月

奥氏体—贝氏体球墨铸铁

(内 部 发 行)

叶学贤 郭戟荣 吴德海 编

出 版：中国机械工程学会铸造学会
武 汉 铸 造 协 会

发 行：武 汉 铸 造 协 会

印 刷：汉 阳 县 印 刷 厂

前言

在七十年代末期,有中国、美国和芬兰彼此独立地、几乎又是同时宣布各自研究成功了贝氏体球墨铸铁。其中,中国研究成功的是下贝氏体;美国研究成功的是下贝氏体+部分马氏体;芬兰则研究成功的是上贝氏体+奥氏体(现简称奥氏体-贝氏体)球铁。1977年, M·Johanson 宣布芬兰Kymi Kymmene公司所属的KarKKila铸造厂开发了一种性能优异的新型球铁,即奥氏体-贝氏体球铁。并且,在1978年召开的第45届国际铸造年会上宣读了该项研究的论文。从此,这种材质引起了各国的广泛重视,并在美、英、法、加等13个国家中申请了专利(其中, USA Patent №3,860,457; 芬兰专利1996/72; 西德专利2,853,870)。这种材质的抗拉强达 1000N/mm^2 , 延伸率达10%, 冲击韧性值接近铁素体球铁, 弯曲疲劳强度与合金锻钢的相当。因此,奥-贝球铁的研制成功,被誉为是近30年来铸铁冶金中的重大成就之一。

1984年4月2日至4日在美国芝加哥城召开了第一届国际奥氏体-贝氏体球墨铸铁学术会议。这次会议收到了来自美国、日本、西德、瑞士、芬兰等国家及地区的论文共27篇。可是,参加这次会议的代表却超过了200人。这是一次规模盛大的专业性国际学术会议。它表明,奥氏体-贝氏体球墨铸铁引起了铸造界和广大工程界的浓厚兴趣。为此,这次会议则是由美国齿轮学会、美国铸造协会、美国金属学会、美国球墨铸铁协会以及美国汽车工程师学会共同发起召开的。

为了推动与发展我国奥氏体-贝氏体球墨铸铁的生产,全国铸造学会铸铁及其熔炼专业委员会决定于1986年第4季度在北京召开奥氏体-贝氏体球铁专业学术会议。为此,作为对此会议提供目前国内外在此领域的研究与生产概况,特编辑出版了这本《奥氏体-贝氏体球墨铸铁》文集。此文集是由27篇论文及六则专刊文摘组成,其中国内论文13篇;国外论文14篇。

参加本论文集编辑工作的是武汉铸锻热处理总厂叶学贤总工程师,清华大学吴德海副教授和郑州机械研究所郭戟荣工程师。由于我们的能力和水平所限,难免有错误和欠妥之处,望读者批评指正。本论文集出版过程中还得到武汉铸造协会吴继铭、邹泽斌、郭树林以及刘克明、刘巨峰等同志大力协助,特表谢意。

编者

1986年7月

目 录

专题评述

- 奥氏体—贝氏体球墨铸铁的发展……………清华大学 惠梦君 吴德海 柳葆凯 梁 吉 (1)
- 等温处理的球墨铸铁……………(德) K. Rohrig 郭载荣 译 (13)
- 等温处理球铁八十年代的材料……………(英) Joseph. A. Lincoln 朱君贤 译 (26)
- 宜作结构材料的贝氏体型球铁……………(英) Barbara R. Krohn 郭载荣 译 (31)
- 奥—贝球铁 (评述)……………郭载荣 译 (36)

组织分析

- 奥氏体—贝氏体球铁基体的形成条件……………武汉铸锻热总厂 叶学贤 (39)
- 奥—贝球铁中贝氏体形态的电镜观察……………浙江大学 王甬培 王幼文 杨佳荣 蒋健清 (46)
- 等温处理球墨铸铁组织的扫描电镜分析……………(美) R. C. Voigt 叶学贤 刘克明 译 (49)
- 奥氏体—贝氏体球铁的X—射线定量相分析……………华东工程院 刘光华 石连捷 (56)
- 等温淬火球铁的X—射线和金相研究……………(美) K. B. Rundman 等鲍永夫 译 (61)

奥—贝球铁的试验和应用

- 奥氏体贝氏体球铁热处理工艺与机械性能……………南京工学院 朱君贤 (69)
- 奥氏体贝氏体球墨铸铁的试验及试生产……………武汉铸锻热总厂 叶学贤
- ……………汉口铸造厂 李炎之 代华早 万 代 (83)
- 高强度高韧性奥氏体贝氏体球墨铸铁……………南京 汽车厂铸造分厂 (93)
- 高强度贝氏体球墨铸铁……………(捷克) E. Darazil等 叶学贤译 (99)
- 球墨铸铁的等温处理……………(日) 高桥良治 郭载荣译 (108)
- 球墨铸铁的等温淬火处理……………(日) 上田叔完等 吴德海译 (112)
- 高强度高耐磨性的奥氏体贝氏体球墨铸铁……………(西德) J. M. Motz等 李超荣 译 (115)
- 硅、磷含量对贝氏体球铁低温冲击韧性的影响……………浙江大学 宋强 仲季 李树年 (123)
- 硅对贝氏体球铁韧性的影响……………(荷兰) J. Luyendijk等 郭载荣 译 (131)
- 提高球铁质量的研究会议报告摘要……………(日) 上田叔完 郭载荣 译 (138)
- 贝氏体球铁 (苏)……………郭载荣 译 (139)

铸态奥—贝球铁

- 铸态奥氏体贝氏体球墨铸铁汽车曲轴 (五十铃) 的成份组织与性能的研究……………
- ……………清华大学机械系 南京汽车厂铸造厂 (142)
- 铸态奥氏体贝氏体球铁的生产试制及应用……………北京东风铸造厂 高润露 刘永沛 李家良
- ……………清华大学 吴德海 柳葆凯 梁吉 惠梦君 (150)
- 铸态贝氏体球铁中 (M—A) 组织及其在材料断裂过程中的行为……………宋良国 鲍永夫 (166)
- 铸态贝氏体球墨铸铁的组织及机械性能……………(日) 坂本武夫等 高志 栋译 吴德海校 (174)
- 铸态贝氏体球铁……………郭载荣 (180)

专利摘登

- DS2744458 供处理矿物用的由球铁及可锻铁处理而成的抗磨铸铁 VSP3860457
- 球铁及其制法 J53—48015 用球铁制成的传动另件 特公昭54—26977 耐磨性强力球铁
- USP466756 火车磨擦件中的冶金 J53—14480 奥氏体—贝氏体球铁 (陈农选译) … (183)
- 第二次等温淬火奥—贝球铁国际会议……………(日) 上田叔完 高志栋译 吴德海校 (193)

奥氏体—贝氏体球铁的发展

清华大学 惠梦君 吴德海 柳葆凯 梁吉

一、前言

奥氏体—贝氏体球铁具有强度、塑性和韧性都很高的综合机械性能，它显著地优于铁素体和珠光体球墨铸铁，也优于传统的、经调质处理的球铁以及下贝氏体球铁。例如，它的抗拉强度可达 $1000 \cdot \text{N}/\text{mm}^2$ 以上，延伸率可达10%以上。特别是，这种铸铁具有很高的弯曲疲劳强度和良好的耐磨性，因此，奥氏体—贝氏体球铁被誉为是近30年来铸铁冶金方面的重大成就之一，可以预期，它将有很广阔的应用领域。

1949年W·W·Braidwood曾预言^[1]，针状组织（贝氏体）铸铁可能是机械性能最好的铸铁。但是，贝氏体球铁的应用还是最近几年的事，其中尤其引人注目的是美国通用汽车公司用贝氏体—马氏体球铁来制造汽车后桥螺旋伞齿轮^[1]，1977年M. Johansson宣布芬兰Kymikymmene公司所属的Karkkila铸造厂开发了一种使用性能优异的新型球铁，即奥氏体—贝氏体球墨铸铁^{[1][2][3]}，并在1978年召开的第45届国际铸造年会上宣读了论文。这种新材料的制造技术引起各国铸造工作者的广泛重视，并在美、英、法、加等13个国家申请了专利（USA Paten №3,860,457；芬兰专利1996/72；西德专利2,853,870）。并且几乎是同时，各国对这种材料从不同角度进行了规模巨大的基础研究工作。我国是最早研究应用贝氏体球铁的国家之一，至今仍有几个厂家坚持生产汽车用的下贝氏体球铁螺旋伞齿轮。

本文所要介绍的是指含有40%奥氏体的奥氏体—贝氏体球墨铸铁。现仅就这种材质的基体组织、机械性能、化学成分以及应用实例进

行简要分述。

二、基体组织

钢中的贝氏体是由针状铁素体和碳化物组成。在铸铁中，由于含硅量较多（一般大于2.5%），则形成完全是另外的组织，即由针状球素体，稳定的奥氏体和石墨组成。

对于球铁经等温淬火后的组织来说，有了个具有决定性的影响因素：i转变温度；ii在转变区域保温的时间；iii奥氏体在转变开始时的状态。这就是说，这时的基体组织取决于含碳量和其它的化学成分以及由奥氏体化温度冷却至等温转变时的过程。

当转变温度为 $350 \sim 470^\circ\text{C}$ 时，按照一般方式的转变，首先沉淀析出针状的、碳呈过饱和的铁素体。在铁素体中不能再溶解的碳，则富集在奥氏体中，这是因为含有较多的硅，使碳化物的形成受到了抑制。这时的基体组织是由针状铁素体和与之相邻的奥氏体组成，而奥氏体中的含碳量可达2%。随着转变温度的降低，铁素体细化。在转变过程中，铁素体量增加，并且由于此时奥氏体中碳的浓度增加，从而使奥氏体得到稳定。由于转变时间的不同，而区分有3个区域：开始时，经短时的转变之后，由于碳量的不足，形成先奥氏体，它在室温转变时形成马氏体。在中间区域，在奥氏体量为25~50%的情况下，奥氏体甚至在 -100°C 以下也稳定的。在转变非常缓慢的情况下，不再有硅的富集，而这种硅的富集可以抑制碳从高度过饱和的奥氏体中沉淀析出。因此，在第三区域中大多析出针状或板条状的硅—碳化物。由此，奥氏体变得失稳，并转变成铁素体。转

变的第三阶段，在400℃时保温大于1小时，就会发生。降低转变温度或附加合金元素，均会显著地阻碍硅-碳化物的沉淀析出（见图1）。

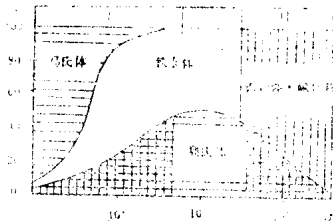


图1 在350~470℃温度范围内保温后冷却至室温时各种基体组织随时间的变化。〔4〕

图2示意地给出转变温度的影响，其中也给出了3个区域： $\alpha + M + \gamma$ ； $\alpha + \gamma$ ； $\alpha + \gamma +$ 硅-碳化物。在超过400℃时，转变非常快，在实验室条件下得到硅-碳化物；但在工程铸件中，则得到铁素体+碳化物。在低于350℃时，大量的奥氏体非常稳定，以致不发生转变，甚至到室温，它把马氏体包围起来。

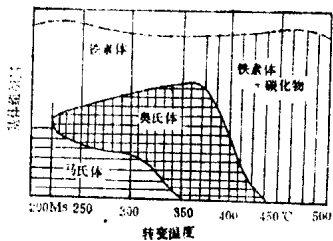


图2 对于不附加合金元素的球墨铸铁，等温转变（保温1.5小时）温度与基体组织的关系。〔4〕

三、奥—贝球铁的制取—热处理工艺

奥—贝球铁的获得基本上有两种途径，热处理工艺和铸态工艺。从目前国外研究和使用情况来看，欧美一些国家热处理工艺已经比较稳定和成熟，并在商品生产中得到推广和应用，在这方面研究工作也比较系统，并且对铸态条件下获得奥—贝球铁也进行了初步研究。国内，奥—贝球铁在一些另件上也得到应用〔5〕〔6〕，在热处理工艺方面也相应开展了一些

研究。

等温淬火工艺作为热处理工艺是在30年代研究合金钢低温奥氏体转变时产生的〔3〕。这种工艺的突出优点是〔4〕：（1）转变过程容易控制；（2）避免了从奥氏体温度迅速冷却到室温可能产生的应力、畸变和脆裂现象。等温淬大的工艺原理见图3。其特点是：奥氏体化的温度和保温时间可以控制工件奥氏体的含碳量〔5〕；等温淬火的温度和时间可以控制奥氏体的分解程度和最终组织形态。

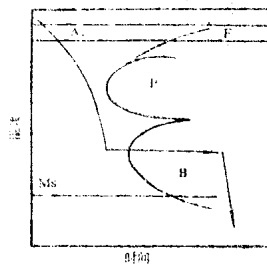


图3 等温淬火工艺原理

等温淬火工艺在球铁中的应用是从钢中移植过来的，由于钢和铁存在着本质的差别，因此，热处理的目的和最终组织也不尽相同。首先，在钢中等温热处理产生的贝氏体组织是由针状铁素体和碳化物组成的，即针状铁素体的形成伴随着碳化物的析出。而在铸铁中，高的含碳量抑制了碳化物的析出，铁素体的生长不伴随有碳化物的析出。

其次，在钢中等温热处理的最终组织中不充许有残余奥氏体出现，要求百分之百的贝氏体组织，而在铸铁中则要求保持有一定量的残余奥氏体。在钢中，出现残余奥氏体，尤其在数量比较多时，一般认为是有害的〔3〕。这是因为在钢中，残余奥氏体的Ms温度通常高于室温，当工件温度低于Ms温度时，残余奥氏体就趋向于转变成马氏体组织。这种没有经过回火的、又硬又脆的马氏体随时都可能引起工件断裂。由于对钢和铸铁的等温转变组织要求不同，等温热处理的目的也不同。前者目的在于获得完全的贝氏体组织，而后者目的在于获

得贝氏体的同时，获得一定量的残余奥氏体组织。

等温淬火工艺开始引入球铁研究时，大概是受钢的影响，人们的注意力主要集中在低温等温淬火，并且力求获得100%的贝氏体。这样得到的试样虽然有相当高的强度，但塑性相对较差。到70年代人们才注意到中温等温淬火（300℃~400℃），认识到残余奥氏体在球铁中的特殊地位，这时人们对奥氏体-贝氏体球铁的认识也有了一个飞跃。1977年芬兰的M. Johansson首先宣布了在新型工艺条件下获得的具有优异性能的奥氏体-贝氏体球铁。捷克的E. Dorazil等人在这方面做了比较系统的研究⁽⁷⁾。

E. Dorazil 等人的试验表明，奥-贝球铁的机械性能和等温转变后的残余奥氏体量有着很好的对应关系。他们根据等温转变的动力

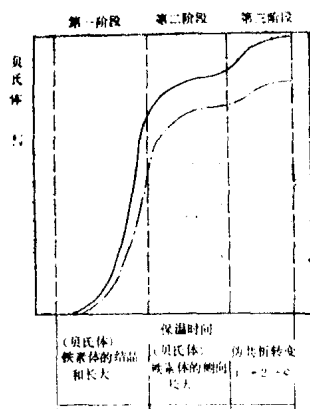


图4 等温转变动力学曲线。(7)

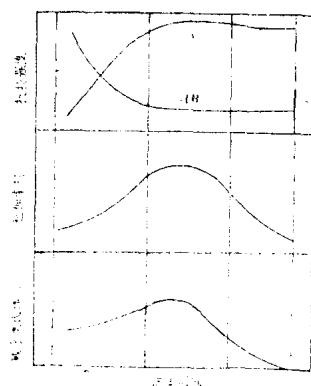


图5 与动力学曲线相对应的机械性能和残余奥氏体量示意图。(7)

学曲线，把在盐浴中的等温转变划分为三个阶段。图4为转变动力学曲线示意图。图5为与动力学曲线相对应的机械性能和残余奥氏体量示意图。

第一阶段，转变速度很快，贝氏体铁素体结晶并迅速长大，未转变的奥氏体含碳量逐渐增高。由于转变时间短，残余奥氏体的含碳量相对还比较低，因此极不稳定。当冷却到室温时，大量残余奥氏体就会转变成为马氏体，这将严重地影响工件的机械性能，除硬度较高处，拉伸强度和塑性指标均很低。随着保温时间的延长，贝氏体的增多，残余奥氏体的含碳量越来越高，稳定性也就越来越强，冷却后转变为马氏体的数量也就越少，强度和塑性逐渐提高，这时硬度将逐渐降低。

第二阶段，转变速度相对很慢，主要是贝氏体侧向长大。这时残余奥氏体的含碳量已经很高，变得极为稳定，冷却后不再转变为马氏体组织。残余奥氏体量在这里达到最大值，相应地抗拉强度和延伸率也达到最大值。

这里着重说明一下残余奥氏体的稳定性。由于球铁本身含碳量较高，并且高的含硅量（2.0~2.8%）抑制了碳化物的析出，间接地增加了残余奥氏体的含碳量，（升高奥氏体化温度也有相同的作用），因此完全稳定的残余奥氏体的含碳量大约为1.6%（甚至更高），这意味着 M_s 温度为 -80°C ⁽⁸⁾。文献⁽²⁾对残余奥氏体稳定的原因提出了三点看法：1. 贝氏体的形成使 M_s 温度降低。这可能是由于贝氏体与马氏体的核胚来源相似，贝氏体的形成也使马氏体的有效核心被消耗所引起的。2. 由于等温温度较高（如360℃~380℃），碳在奥氏体中的扩散速度较大，过冷奥氏体转变成上贝氏体，碳在 α 铁中脱溶，使其周围的奥氏体含碳量升高。由于球铁的含硅量高，使渗碳体析出困难，这也间接提高了奥氏体的含碳量，因而使奥氏体的 M_s 点显著降低。3. 据钢中的奥氏体的热稳定化现象可知，在贝氏体转变温度范围内等温停留，也使奥氏体热稳定化，在合

适的温度 (360℃~380℃) 等温足够的时间 (120分钟) 使Ms温度大大下降。

第三阶段, 转变速度再次加快。残余奥氏体量迅速减少, 取而代之的是铁素体加渗碳体的混合组织。有些文献资料认为〔7〕〔8〕, 在这个阶段, 奥氏体发生共析型转变 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{c}$ 碳化物, 碳化物为领先相。第三阶段的转变伴随着延伸率的迅速降低, 而拉伸强度和硬度变化不大。

上述三个阶段基本上概括了等温转变的整个过程, 并且讨论了保温时间对机械性能的影响, 保温时间太短或过长都是不利的, 延伸率对时间尤其敏感。

E. Dorazil 等还认为等温转变的温度对性能也有重要影响。温度升高, 动力学曲线向左推移, 且转变速度加快, 碳的扩散速度也加快, 奥氏体易于富碳而趋于稳定, 残余奥氏体量增多, 因此延伸率提高, 相应地拉伸强度和硬度下降。随着转变温度的提高, 延伸率相应不断提高, 但这时延伸率对时间的敏感性也越来越强, 等温转变很容易进入第三阶段, 延伸率急剧下降。这里还要指出, 转变温度不能无限地提高, 当超过400℃时, 渗碳体在奥氏体晶界或贝氏体铁素体周围析出, 机械性能大大恶化, 韧性急剧下降。

等温转变温度降低, 动力学曲线向右移, 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, 延伸率降低, 而拉伸强度和硬度大大提高。这时 (转变温度 < 350℃), 第三阶段的转变虽然也有加速趋势, 但奥氏体不会完全分解, 即没有 (或较少的) 碳化物析出, 残余奥氏体也不会完全消失 (动力学曲线见图4点划线), 延伸率对时间的敏感性降低。

等温淬火工艺是由两个环节组成的, 奥氏体化转变和等温转变。工件奥氏体化的条件对后续的等温转变以及工件质量也有比较重要的影响。关于奥氏体化的加热温度和保温时间, 人们的观点不完全一致。文献〔9〕认为奥氏体化温度以刚超过临界温度为宜。温度超过临界

温度过大时, 对性能的影响取决于奥氏体中的含碳量及晶粒度。文献〔6〕认为在不使奥氏体晶粒长大的情况下, 可适当的提高加热温度, 或延长保温时间, 以便获得比较均匀的奥氏体组织, 对于含硅量偏上限的球铁件, 适当提高加热温度则更为重要。D. A. Harris和R. J. Maitland合作就奥氏体化条件对下贝氏体 (300℃) 等温转变的影响做了一系列的工作〔10〕。

他们认为在奥氏体温度不变的情况下, 等温转变时间随奥氏体化保温时间加长而增长;

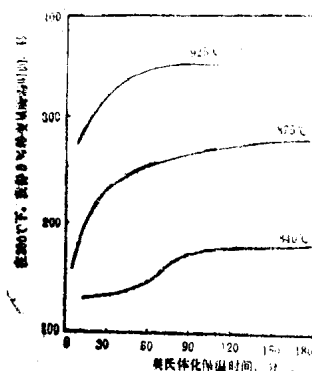


图6 在不同奥氏体化温度下保温时间和获得5%下贝氏体转变量所需时间的对应关系。〔10〕
(C3.05%, Si2.17%, Mn0.85% Ni1.05%, P0.016%)

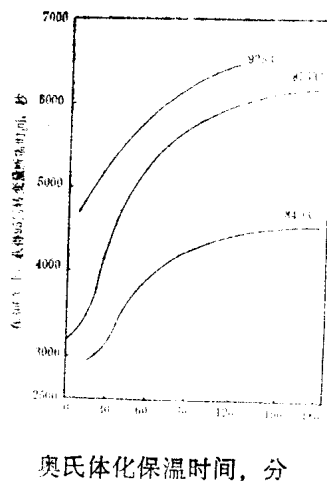


图7 在不同奥氏体化温度下保温时间和获得85%下贝氏体转变量所需时间的对应关系。〔10〕
(C3.05%, Si2.17% Mn0.85% Ni1.05%, P0.016%)

当奥氏体化保温时间不变时, 等温转变时间随奥氏体化加热温度的增高而加长。这是因为碳具有稳定奥氏体的作用, 阻碍转变的进行。并且由于奥氏体化加热温度的提高, 潜在的铁素体晶核越来越少, 当在1000~1050℃时达到最少。图6和图7分别为在840℃、875℃和925℃奥氏体化加热温度下保温时间和达到5%和95%下贝氏体转变量所需时间的关系曲线。他们的工作还揭示了在925℃以下加热不会出现奥氏体长大现象。

文献〔5〕认为, 为了获得最大量的残余奥氏体, 应该有较高的奥氏体化温度。文献〔1〕认为奥氏体化温度愈高, 则奥氏体含碳量愈高, 因而形成上贝氏体的下限温度愈低, 这有利于形成奥氏体-贝氏体组织(参见图8〔11〕)。因此文献〔1〕的作者认为奥氏体化温度以930~950℃为宜。

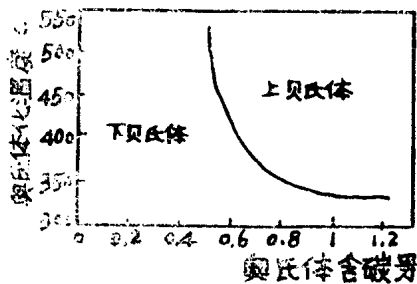


图8 碳对上贝氏体和下贝氏体转变温度的影响。〔11〕

文献〔9〕提出了一个比较新的观点, 认为在850℃加热时, 组织中存在有少量分散的铁素体, 它对强度、韧性均有益无害, 并且指出这种双相组织的等温淬火在国外愈来愈受到重视。

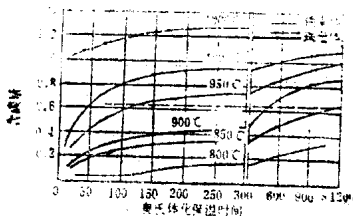


图9 对于未加合金的铁素体和珠光体球铁, 奥氏体中含碳量与奥氏体化温度和保温时间的关系。

〔4〕(3.26% C, 2.64% Si, 0.92% Mn, 0.14% Ni)

工件基体原始组织不同, 则在奥氏体化过程中, 奥氏体中含碳量的变化也不同, 即在确定奥氏体化温度和保温时间时, 基体原始组织也是一个需要考虑的因素。图9为在不同的基体中, 随奥氏体化温度和保温时间的不同, 奥氏体中含碳量的变化。

上述主要涉及到等温淬火的工艺原理问题, D.A.Harris等人就不同条件下贝氏体形核生长的微观现象做了探讨性的研究。他们认为〔1〕330℃~500℃为上贝氏体区, 330℃以下至Ms点为下贝氏体区。上贝氏体首先在晶界生核长大, 转变开始阶段只有上贝氏体铁素体片的生长, 没有碳化物析出; 转变后期, 在铁素体片之间析出碳化物。下贝氏体形核主要不在晶界, (文献〔9〕认为下贝氏体晶核是在奥氏体/石墨相界面上产生的)。不管是上贝氏体还是下贝氏体都存在这样的现象, 即晶界周围的转变比晶内的转变要慢, 这是由于合金元素偏析造成的。研究还表明(见图10), 在

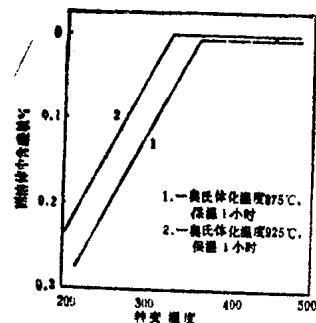


图10 碳随转变温度的不同在贝氏体的溶解量 (Si2.17%, Mn0.85%, Ni1.05%)〔12〕

平衡条件下, 上贝氏体铁素体的碳固溶量很低, 但下贝氏体的碳固溶量随转变温度的降低而增加。从这一点可以推论出在没有碳化物析出的条件下, 上贝氏体转变更容易得到残余奥氏体。

要获得理想的奥-贝组织只是控制转变工艺条件是远远不够的, 化学成分的选择以及合金元素的加入是获得理想组织的重要因素。实验表明〔1〕, 无合金的普通球铁变得到奥-贝

组织对等温处理的时间很敏感；当铸件壁厚大于20mm时，无合金球铁件在等温处理时有部分奥氏体要发生珠光体转变。J.Dodd给出了成分为C3.3%，Si2.4%，Mn0.32%的球铁达到完全等温淬火所必需的合金元素含量，见表1。

表1 球铁达到完全淬火所需的合金元素量⁽¹⁾

壁厚 mm	淬 火 介 质	
	盐 浴	空气强制冷却
8	不需要	0.3% Mo
10	不需要	0.35% Mo + 1% Cu 或 0.48% Mo
25	0.3% Mo	0.3% Mo + 1.0% Ni 或 0.3% Mo + 1.5% Cu
37	0.5% Mo 或 0.35% Mo + 1% Cu	0.7% Mo + 1% Cu 或 1% Cu Mo + 0.6% Ni
50		0.5% Mo + 2.3% Ni

四、化学成分

下面分别讨论球铁中的基本元素C、Si、P以及常用合金元素Cu、Ni、Mn、Mo在等温转变中的行为和作用及其对机械性能的影响。碳具有稳定奥氏体，阻碍贝氏体转变的作用⁽¹⁰⁾，并改变上贝氏体的下限温度⁽¹¹⁾。碳对残余奥氏体的稳定性有决定性的影响。而残余奥氏体的数量和含碳量除对拉伸强度和韧性有影响外，还影响着工件的加工硬化速度、抗应变马氏体转变的能力和低温组织的稳定性等。此外，碳是石墨化形成元素，球铁中碳高可阻碍渗碳体的析出。一般含碳量在3.5~3.7%之间。

硅在球铁中不仅能提高共析转变温度，而且还加宽了共析转变温度的范围，缩短了珠光体和贝氏体转变的孕育期(降低了淬透性⁽⁸⁾)，并且使转变终了时间延迟。这是由于硅能降低碳在奥氏体中的溶解度，降低过冷奥氏体的稳定性，加速相变，因而缩短了孕育期。贝氏体球铁的性能随着含硅量的增加而提高，特别是

当硅量较低时更显著。这是因为随着硅量的增加，石墨球径细小，铁素体量增加，且硅促进贝氏体转变，使形成细针状贝氏体，从而提高了球铁机械性能。但当硅超过2.9%以后，不再增加，当硅>3.4%以后， α_k 迅速下降⁽⁹⁾。硅本身是负偏析元素，对基体有强化作用⁽⁶⁾。硅的最大优点是，硅在贝氏体转变中抑制碳化物的析出，使贝氏体铁素体的生核长大并不伴随有碳化物的析出⁽⁸⁾。

磷很容易偏析，一般含磷量接近0.1%就会出现2~3%的磷共晶。由于它熔点低，凝固时被生长着的共晶团推移到周界，最后凝固，所以磷共晶集中在共晶团周界上。多角形的硬脆磷共晶容易造成应力集中，从而降低球铁的强度、塑性和韧性。磷对贝氏体球铁有明显的脆化作用，是使低温冲击韧性下降的主要因素⁽¹³⁾。

镍和铜都阻碍奥氏体分解，减少贝氏体等温转变产物对时间的敏感性⁽¹⁾。两者都扩大 γ 区，形成固溶体，但不形成碳化物，它们都能降低冷脆转变温度，并且镍提高淬透性。镍和铜能显著地提高贝氏体球铁的塑性和韧性，这是由于它们在等温转变时能抑制贝氏体中碳化物的形成。强度和硬度的降低可归因于贝氏体铁素体的沉淀强化程度的降低。镍和铜的加入对残余奥氏体量的影响不大⁽⁷⁾。图11和图12分别为镍和铜对奥-贝球铁性能的影响曲

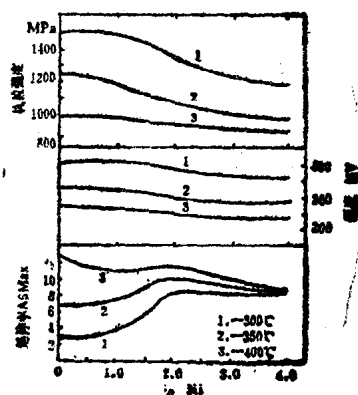
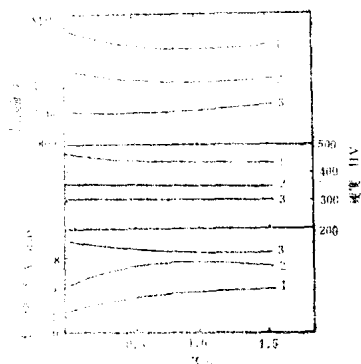


图11 镍对贝氏体球铁机械性能的影响⁽⁷⁾
(C3.47%; Si2.55%; Mn0.27%; P0.06%)



1.—300°C; 2.—350°C; 3.—400°C

图12 铜对贝氏体球铁机械性能的影响〔7〕
(C3.45%; Si2.70%; Mn0.35%; P0.031%)

线。由于图中可看出，加入2%的镍，在300°C等温淬火时可使延伸率提高2倍，在350°C时可提高50%；加入0.75~1.50%的铜，在300°C等温淬火时可使延伸率提高1倍，在350°C时可提高50%。

锰扩大 γ 区，降低过冷奥氏体的分解速度，提高奥氏体的稳定性，并使C形曲线向右移动，显著地提高淬透性。锰还使高温相变区和中温相变区分离，并使上、下贝氏体相变区域明显分开。它还显著降低马氏体点(Ms)〔14〕。锰有抑制下贝氏体的作用〔9〕。锰降低奥—贝球铁的塑性，同时强度也有所降低〔7〕〔13〕。锰对奥—贝球铁机械性能的不良影响是锰在基体中的分布不均匀造成的。锰是很容易偏析的元素，在不完全等温淬火后（特别是转变温度在350~400°C之间时），在共晶团晶周上出现马氏体—奥氏体混合组织。这种组织大大地恶化了基体的塑性，同时降低了强度。但是，含锰量较低时（不超过0.3%），几乎不影响基体

表2 铜对奥—贝球铁冲击韧性的影响〔12〕

Mn含量%	α_k	J/cm^2	比 值
0.071	782		1
0.47	555		0.71
0.74	363		0.46

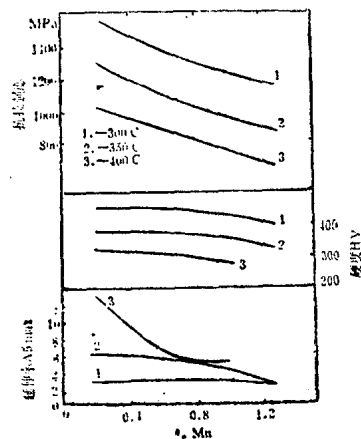


图13 锰对贝氏体球铁机械性能的影响

(C3.50%; Si2.66%; P0.060%)〔7〕%Mn
图13为锰对奥氏体—贝氏体球铁性能的影响〔7〕。

的塑性和韧性。锰是使残余奥氏体量达到很高值，如1.23%的锰能使残余奥氏体量达到40%以上，但这时延伸率不超过2.5%〔7〕。表2和

钼是碳化物形成元素，偏析程度比锰更强烈，并且更容易产生共晶碳化物。这种碳化物非常稳定，甚至通过长时间的石墨化退火（950°C/30小时）也难以完全消除。由于与锰有同样的性质，因此较高的含钼量对奥—贝球铁的塑性和强度都起降低作用。但钼的最大优点是良好的淬透性，在大断面工件或要求淬火速度比较温和的场合中，钼是不可少的元素。

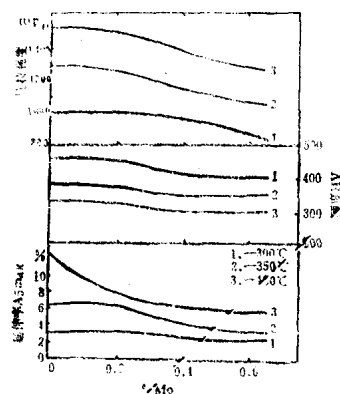


图14 钼对贝氏体球铁机械性能的影响〔7〕
(C3.50%; Si2.69%; Mn0.43%; P0.041%)

但在应用时要考虑它的偏析作用⁽⁷⁾。由于下面三个原因⁽⁸⁾，铝可以有效地获得奥-贝组织：(1)它阻碍珠光体转变，而不阻碍针状铁素体转变；(2)它与镍有相反的偏析方式，因此在不产生大块晶间碳化物的条件下能使基体显微硬度达到比较好的平衡；(3)它不延迟中间转变过程，因此可以保证合理的等温转变时间。图14⁽⁷⁾为铝对奥-贝球铁机械性能影响的曲线关系。

五、机械性能

奥氏体-贝氏体球铁的机械性能，要根据具体成分所得到的组织而定。要实现强度与韧性的最佳配合，就应具有细化的针状铁素体（即贝氏体）-奥氏体组织，并且不要有脆性的组成物。随着组织细化程度的提高，无论是抗拉强度、还是冲击韧性均提高。当化学成分不变的情况下，影响机械性能的重要参数就是，转变温度和奥氏体状态。首先是奥氏体温度，一般在840~900℃，当温度>900℃时，则延伸率总要下降。

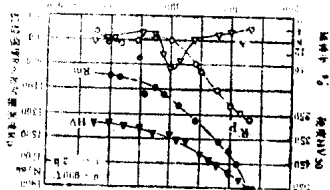


图15 奥-贝球铁的机械性能与转变温度的关系
〔4〕 (3.8% C, 2.6% Si, 0.6% Cu, 0.3% Mn;
奥氏体温度900℃, 等温时间2小时)

图15是抗拉强度、延伸率与转变温度的典型关系。随着转变温度的下降，抗拉强度、屈服极限和硬度增加，而在400℃左右时，延伸率达最大值、冲击韧性也达最大值。其数值下降总是与奥氏体数量密切相关。

延伸率的最大值与奥氏体量相对应；抗拉强度与硬度值在发生了急剧的变化以后，则几乎保持不变。现可解释如下：在转变开始时，

奥氏体不够稳定，以致冷却至室温时，大部分的奥氏体转变成马氏体，由此而得到较低的延伸率和较高的硬度值，由于它很脆，因而具有较低的抗拉强度。转变的中间阶段，有最多的奥氏体量和最大的延伸率值，此时，因形成马氏体而抗拉强度增加。在转变的后期，在转变温度较高的情况下，发生碳化物的沉淀析出，并由此使奥氏体失稳，因而转变成铁素体、此时，奥氏体量和延伸下降，而抗拉强度保持不变，或者屈服极限有少许增加。

当奥氏体量在30~40%之间时，延伸率达最大值。更高的奥氏体则产生不希望的、具有奥氏体斑的粗大组织。为达到最高的延伸率值所需的转变时间取决于转变温度，此时最佳的温度大约要>350℃。随着温度下降，保温时间要延长。但是，当温度<350℃时，保温时间有可能反而会缩短。这是因为影响因素还取决于合金成分和“奥氏体状态”，因而最终会产生非常复杂的关系。

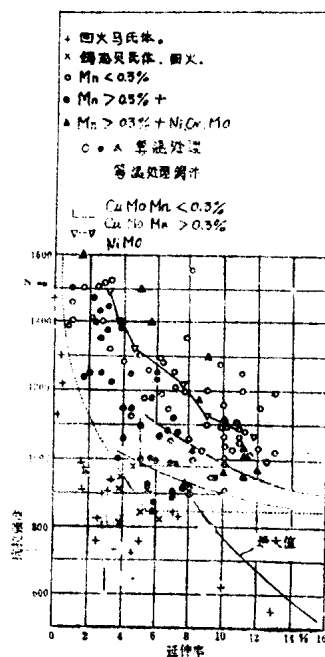


图16 等温奥-贝球铁抗拉强度与延伸率的关系，并与调质处理和铸态贝氏体球铁对比。〔4〕

图16和图17是奥氏体-贝氏体球铁的延伸

率和抗拉强度的关系，图16中列举了与经调质处理的球铁和贝氏体（铸态）球铁的对比。显然，奥氏体-贝氏体球铁具有最佳的综合性能。对于一定的强度来说，只有在含锰量小于0.3%以下时才能达到很高的延伸率数值；在含锰量0.3~0.5%时，单独加入铜或镍、或者与铝复合加入，均能得到较高的延伸率数值。

图18示出冲击韧性随转变温度的影响。在室温时，冲击韧性的最大值与延伸率的最大值相对应。对于工业上采用的Cu-Mo合金铸铁来说，抗拉强度达950N/mm²，延伸率达11%，无缺口室温冲击值达110~120J，在-40℃为50~70J。

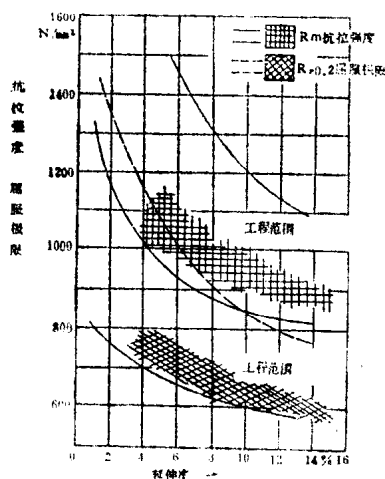


图17 奥-贝球铁抗拉强度、屈服极限和延伸率的关系。〔4〕

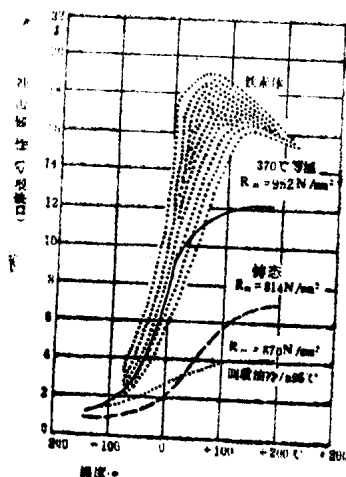


图18 奥-贝球铁冲击韧性随温度的变化〔4〕

由于含有奥氏体，使材质的疲劳强度得以改善。这无论对于表面和中心来说，由于裂纹尖端得到强化或转变成马氏体，而使疲劳性能得到提高。图19示出，两种不同的试样形式，弯曲疲劳强度与抗拉强度的关系。显然，当抗拉强度超过1100N/mm²时，弯曲疲劳强度几乎保持不变，而对于光滑试棒来说，甚至还有下降。此时含有较多的奥氏体；没有或者也只是含有很少的马氏体，这只是对于有缺口的试样能得到一定程度的强化。对于工业上采用Cu-Mo合金球铁来说，当抗拉强度达到1000N/mm²时，其弯曲疲劳强度可达360~420N/mm²。

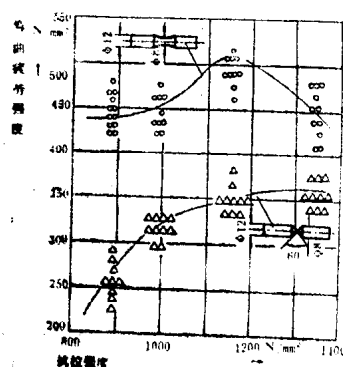


图19 铜-铝合金奥-贝球铁有缺口和无缺口弯曲疲劳强度与抗拉强度的关系。〔4〕

M. Johansson 认为〔3〕，最佳的疲劳强度值与延伸率的最大值对应，即与稳定的残余奥氏体的最大含量相对应，而并不与抗拉强度或硬度呈增函数关系。加工硬化现象增加了工件的抗疲劳性能。加工硬化是由于冷加工使工件加工表面层发生了马氏体转变，而工件内部的奥氏体-贝氏体显微组织仍保持不变。因为马氏体的体积要比奥氏体的大4%，所以在加工硬化层中产生压力，这对抗疲劳性是有利的。实验表明，在残余奥氏体量大于30%时，等温淬火处理后经铣削加工所获得的齿轮，疲劳强度提高了20%。如果在齿根进行短时喷丸处理（得到0.35mm的加工硬化层），疲劳强度可提高60%。

耐磨性也是奥-贝球铁突出的优点。耐磨能力几乎要具有同样硬度的淬火和回火钢的两倍。奥-贝球铁良好的耐磨性并不是由于其本身的硬度，而主要是由于有一定量的残余奥氏体存在。

奥-贝球铁的机加工性能不同于一般材质，对于这种材料切削速度要慢，而进刀量要充分，应当切削到前一次切削时所产生的加工硬化层下面。由于等温转变所引起的变形很微小，所以在热处理前先进行加工是可行并且是有益的。

六、铸态奥-贝球铁

铸态工艺相对于热处理工艺有其独特的优点。首先它大大降低能量消耗，在能源危机的今天，这有着很重要的意义。其次，它降低成本，不只是热处理的成本，而且还避免了由于脆裂、氧化皮或变形等所引起的成本增加。而这些成本的节约超过为获得合格铸态奥-贝球铁附加合金元素所需的化费^[15]。此外铸态工艺减少了对于设备（如热处理设备）的依赖性，缩短了生产周期，减少了辅助工序，改善了劳动条件。铸态工艺目前在工厂中还没有得到推广，主要还停留在实验室里，并且研究工作也才开始不久。国内还没有看到这方面的报导。

在铸态条件下获得理想的奥-贝球铁，目

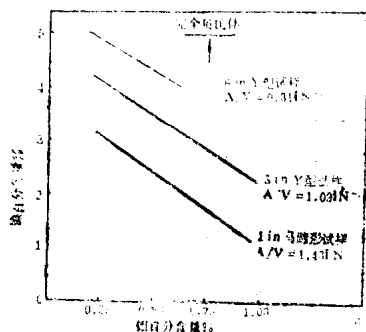


图20 钼、镍含量和铸件尺寸对铸态贝氏体显微组织的影响。〔15〕

(C约为3.30%；Si约为1%；砂型)

前主要的途径是加入合金，通过合金化来控制奥-贝球铁的最终组织。图20为在不同壁厚下获得完全贝氏体所需的镍、钼合金量^[15]。在铸态工艺中，合金的作用和行为与在热处理中合金的作用和行为基本相同。但由于铸态贝氏体是在连续冷却的条件下，跨过一个温度范围而形成的，因此它在形成过程中，合金起作用的程度与等温淬火工艺时有一定的不同。G.J.Cox等人的实验结论表明^[16]（参见图21和图22）：高硅（~2.7%Si）可获得较高的强度和塑性，而低镍（~1.8%Ni）却有相

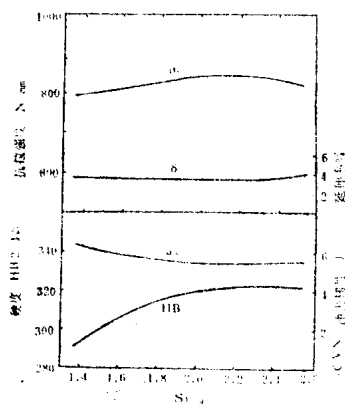


图21 硅对铸态贝氏体球铁拉伸性能、硬度及冲击韧性的影响。

(C3.38%，Mn0.16%，Ni2.1%，Cu1.12%，Mo0.5%，P0.034%)〔16〕

反的效果。硅增加铸态奥-贝球铁的抗拉强度和硬度。硅在1.~2.0%的范围内，增加百分之一的硅使抗拉强度增加30N/mm²，硬度增加25HB，而延伸率却没有影响。硬度的增加归因于硅的固溶强化。镍从1.8%增加到2.7%。强度提高不显著。但含镍1.8%时（C3.56%；Si2.16%；Mn0.21%；Cu1.14%；Mo0.47%。30mm厚试块），有珠光体以及铁素体组织。从图20可知，镍对形成贝氏体组织有显著作用。文献^[15]认为，钼含量达到0.75%时，将出现比较多的碳化物，使韧性下降。因此在生产铸态贝氏体球铁时，在防止形成珠光体的前提下，要连续地冷却通过贝氏体区。为了防止

在缓慢冷速下，在铸型中沉淀析出珠光体，必须至少加入0.5% Mo和2~6% Ni。在这种情况下，也经常有混合组织。

低温回火能显著提高抗拉强度。不同的回火温度可以得到不同的性能。290~350℃回火，可以提高强度和硬度，而不降低塑性和韧性；230~270℃回火，虽然强度没有提高，但塑性和韧性却得到改善，高于400℃回火，球铁将变脆⁽¹⁶⁾。图23为不同回火温度下铸态奥-贝球铁的性能曲线。实验还表明⁽¹⁶⁾，两次回火对于改善机械性能效果不显著。

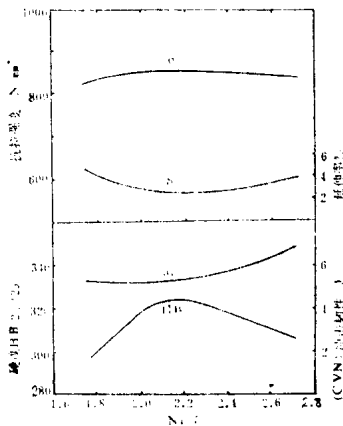


图22 镍对铸态贝氏体球铁拉伸性能，硬度及冲击性能的影响 (16)

(C3.8%, Si2.00%, Mn1.6%, Cu1.12%, Mo0.5%, P0.024%)

获得理想的铸态奥-贝球铁除了合金化以外，其它因素的影响也不应该忽视。例如，铸态条件下，贝氏体转变是在一个温度范围内进行的，得到的组织有上贝氏体和下贝氏体。由于上贝氏体是在晶界形核长大的⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾，下贝氏体是在奥氏体/石墨相界面上形核长大的⁽⁹⁾，因此石墨球数越多，晶粒越小，越有利于贝氏体形成，并且能使组织细化。当然，目前对于奥-贝球铁铸态工艺的影响因素了解并不很清楚，有待进一步研究揭示。

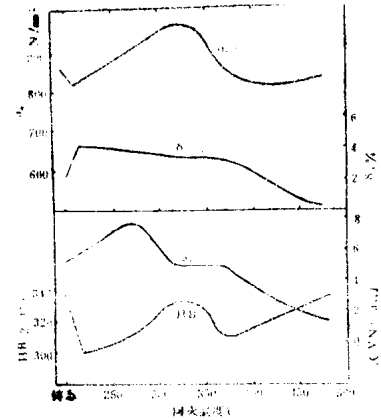


图23 回火温度对拉伸性能、硬度及冲击值的影响。(16)

(C3.38%, Si2.0%, Mn0.16%, P0.024%, Ni2.10%, Cu1.12%, Mo0.50%)

七、应用实例

文献(8)对奥-贝球铁的应用做了比较全面的概述。由于奥-贝球铁的特殊性能使它具有特殊的用途。如应用在耐磨、耐冲击、高强度、高韧性和耐疲劳的场合。奥-贝球铁首先是在齿轮上得到应用，在大齿轮方面它甚至可以完全代替渗碳钢，在某些条件下它比渗碳钢作用更好。特别是在震动和冲击的情况下，奥-贝组织承受住了冲击，而渗碳钢则容易断裂，以致齿轮完全毁环。由于奥-贝球铁的优异性能，从而产生了一个新的齿轮系列。此外在润滑困难或无润滑的恶劣条件下，奥-贝球铁表现出特殊的优越性。

奥-贝球铁很适合应用于机车车轮、碾轮、滑块等场合，在这些场合中加工硬化大大提高了工件硬度，同时提高了耐磨性。不同于表面硬化处理的钢件（尽管不断地磨损），奥-贝球铁件始终维持着硬的表面层，而表层下面，仍保持着原有的韧性。

由于高强度、高韧性和良好的低温冲击性能，奥-贝球铁还适用于曲轴。凸轮轴、链轮以及大型柴油机的卡盘扳手等方面，还适用于

低温工作条件, 如空压机曲轴(工作温度-40℃)。奥-贝球铁还能满足破碎机、推土机、挖掘机和农业机械等易磨损部位提出的抗磨损、损冲击和抗疲劳的要求。

非常引人注目的应用领域是曲轴, 如果在球铁的抗拉强度达到 70kg/mm^2 仍不能满足要求时, 就可以取用这种奥-贝球铁, 以代替锻钢。图24是最近试制成功的奥-贝球铁曲轴实例。

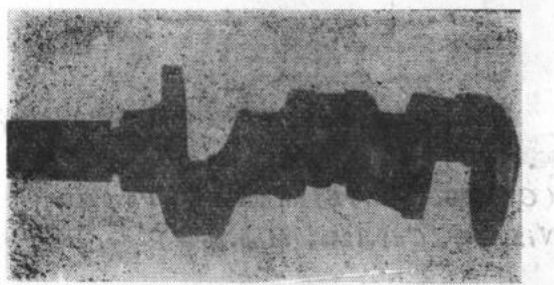


图24 用于柴油发动机上的曲轴 [17]

用奥-贝球铁制作的转轮, 它除了具有优异的耐磨性能以外, 还有很好的韧性和很高的强度。此外, 还节省了大量的机械加工费用。用铜-钼合金球铁, 采取适宜的等温淬火工艺制作的全套驱动装置, 总重达22吨。

从1982年起, 美国用Ni-Mo合金奥-贝球铁来制作齿轮毛坯铸件, 例如制作小型齿轮的毛坯。此外, 采用这种奥-贝球铁制作矿山运输车轮和机车车轮已经证实具有良好的效果。因此, 用奥-贝球铁制作球路车轮, 现正在芬兰国营球路上进行大规模试验。

奥-贝球铁还用于压力加工机床和轧机另件上。高应力热轧辊是在空气中冷却的, 并在 $300\sim 320^\circ\text{C}$ 进行等温转变, 其直径超过1米, 重量达50吨。它含有 $2\sim 3\%$ Ni和 $0.5\sim 1.0\%$ Mo。

参 考 文 献

- [1] 叶学贤, 《球铁》 1983 №3 P1~6, 30.
- [2] 朱君贤、冯树根, 《球铁》 1983 №1 P8~12.

- [3] M.Johansson, Transaction of the A.F.S. Vol.85(1977).P117~122.
- [4] K.Rohrig, Giesserei - Rundschau, 1983 Nr.4 s.19~35.
- [5] K.B.Rundman etc, Transaction of the A.F.S. Vol 90(1982),P499~508.
- [6] 沈阳铸造研究所, 《铸工》1980 №6, P22~31.
- [7] E.Dorazil etc, AFS International Cast Metals Journal, Vol. 7.№2 (June 1982), P52~62.
- [8] Robert Barr and Jay F.Janovak, Casting Engineering Foundry World (Winter 1982~83), P51.
- [9] 宋强、仲季, 《铸工》1982 №6, P26~29,55.
- [10] D.A.Harris, R.J.Maitland, Iron and Steel, Vol.43, №5 (October 1970), P725~328.
- [11] John Dodd, Modern Casting (May 1978). P60
- [12] D.A.Harris etc, Iron and Steel, Vol43, №1 (February 1970), P53~60.
- [13] 宋强等, 《铸造》1983 №2, P28~32.
- [14] 沈阳铸造研究所节《球墨铸铁》机械工业出版社, 1982
- [15] R.D.Schelleng, Transactions of the A.F.S. Vol.77(1969), P223~228.
- [16] G.J.Cox etc, The British Foundryman, Vol.75, Part1 (JAN, 1982). P1~7.
- [17] K.Rohrig, Giesserei Praxis, 1983 Nr1/2, s.1~16.