

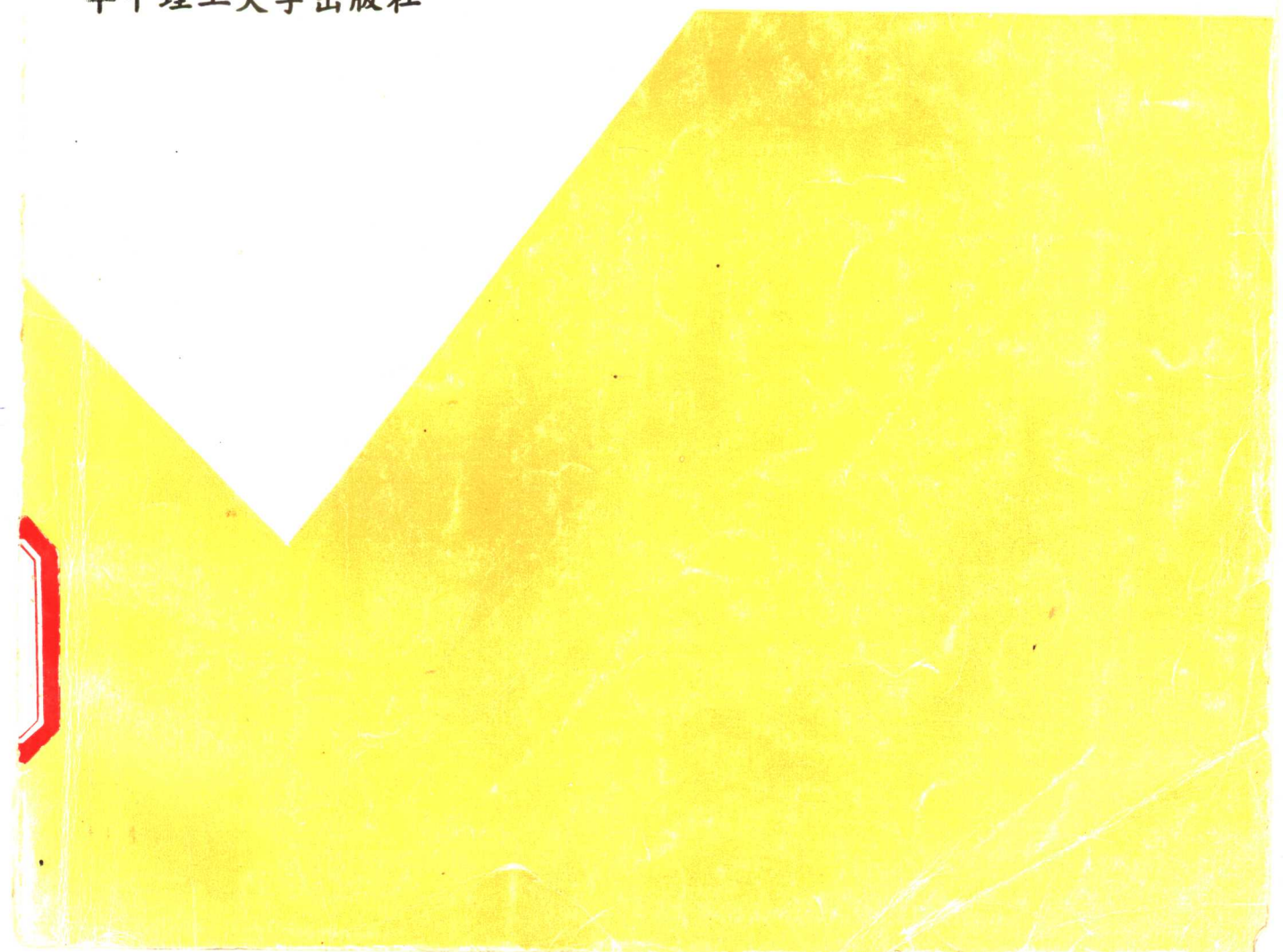
HUAZHONG UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY PRESS

铸造合金原理及熔炼

ZHUZAO HEJIN YUANLI JI RONGLIAN

韦世鹤 主编

华中理工大学出版社



(鄂)新登字第 10 号

图书在版编目(CIP)数据

铸造合金原理及熔炼/韦世鹤主编

武汉:华中理工大学出版社,1997年3月

ISBN 7-5609-1487-X

I. 铸…

II. ①韦…

III. 铸造合金-熔炼-工艺

IV. TG27

铸造合金原理及熔炼

韦世鹤主编

责任编辑:刘宣藩

*

华中理工大学出版社出版发行

(武昌喻家山 邮编:430074)

新华书店湖北发行所经销

华中理工大学出版社印刷厂印刷

开本:787×1092 1/16 印张:20.75 字数:498 000

1997年3月第1版 1997年3月第1次印刷

印数:1-1 500

ISBN 7-5609-1487-X/TG·45

定价:18.00元

(本书若有印装质量问题,请向本社发行部申请调换)

序 言

本书集作者多年的教学经验,在原讲义的基础上,经过充实完善编写而成。本书的目的是使读者掌握铸造合金的基本理论的同时,又能够触及学科前沿的最新技术成就。为了达到这个目的,在内容和体系方面作了以下尝试:(1) 突出铸造合金的合金化、变质处理及热处理的原理,以便读者掌握铸造合金的组织和性能的控制要领;(2) 增加了不锈钢、耐热钢、耐磨钢、钛合金、锌合金及镍基合金的内容,对金属基复合材料亦作简明扼要的介绍;(3) 熔炼方面,不仅叙述普通的熔炼方法,还增加了液态金属的精炼和现代熔炼技术两个部分。

本书不仅搜集了近年来国内外的最新研究资料,同时也凝聚了作者多年的科研成果。它既适用于大学本科铸造专业的教学,也适用于从事铸造合金的研究和生产的科技人员参考。

参加本书编写的同志有:闻立标(第十四章),肖理明(第十三章),段汉桥(第七、八、九、十、十九章),魏伯康(第十、十一、十七章及第十二章的1、2节,第十八章的3节),韦世鹤(第一、二、三、四、五、六、十六章以及第十八章1、2节和绪论)。

在此特别感谢熊国庆教授详细审阅了部分章节,并提出宝贵的修改意见。

尽管作者尽了很大努力,力求本书更加完善,但是由于水平所限,仍有不够理想之处,希望读者予以指正。

编者 1996年10月于华中理工大学

目 录

| | |
|-----------------------|-------|
| 绪论 | (1) |
| 第一章 铸造合金导论 | (3) |
| 1.1 铸造合金的种类及特性 | (3) |
| 1.2 影响铸造合金的组织及性能的冶金因素 | (4) |
| 第二章 铸铁冶金学基础 | (7) |
| 2.1 铸铁的特性及种类 | (7) |
| 2.2 铸铁的基本相 | (9) |
| 2.3 平衡状态图 | (13) |
| 2.4 铸铁的基本化学成分及其作用 | (18) |
| 第三章 铸铁的凝固 | (30) |
| 3.1 铸铁的凝固过程及结晶原理 | (30) |
| 3.2 初生奥氏体和亚共晶铸铁的结晶 | (33) |
| 3.3 初生石墨及片状石墨的形成条件 | (34) |
| 3.4 石墨/奥氏体共晶团的结晶 | (36) |
| 3.5 共生生长概念 | (37) |
| 3.6 渗碳体/奥氏体共晶团的生长 | (39) |
| 3.7 球墨铸铁的凝固 | (39) |
| 3.8 铁水的孕育处理 | (41) |
| 3.9 铁水的球化处理 | (48) |
| 3.10 铁水的蠕化处理 | (59) |
| 第四章 铸铁的固态相变 | (61) |
| 4.1 铸铁热处理原理 | (61) |
| 4.2 铸铁的时效处理 | (64) |
| 4.3 铸铁的退火 | (65) |
| 4.4 铸铁的正火-回火 | (68) |
| 4.5 铸铁的淬火-回火 | (70) |
| 4.6 铸铁的等温淬火 | (71) |
| 第五章 铸铁合金化 | (78) |
| 5.1 合金化的作用 | (78) |
| 5.2 常用合金元素对铸铁组织和性能的影响 | (82) |
| 5.3 微量合金元素的作用 | (85) |
| 第六章 铸铁的显微组织和性能 | (89) |
| 6.1 灰口铸铁的显微组织和性能 | (89) |
| 6.2 球墨铸铁的显微组织和性能 | (94) |
| 6.3 蠕墨铸铁的显微组织和性能 | (97) |
| 6.4 减磨铸铁的显微组织和性能 | (101) |
| 6.5 抗磨铸铁的显微组织和性能 | (103) |
| 6.6 耐热铸铁的显微组织和性能 | (107) |
| 6.7 耐蚀铸铁的显微组织和性能 | (114) |

| | | |
|-------------|---------------------|-------|
| 6.8 | 铸态球墨铸铁 | (116) |
| 第七章 | 铸造碳钢 | (123) |
| 7.1 | 铸造碳钢的化学成分及性能 | (123) |
| 7.2 | 铸造碳钢的结晶 | (123) |
| 7.3 | 铸造碳钢的基本组元对力学性能的影响 | (128) |
| 7.4 | 铸造碳钢的热处理 | (130) |
| 第八章 | 铸造低合金钢 | (134) |
| 8.1 | 合金元素在钢中的作用 | (134) |
| 8.2 | 铸造低合金钢的热处理 | (137) |
| 8.3 | 普通低合金钢 | (140) |
| 8.4 | 特殊低合金钢 | (143) |
| 第九章 | 铸造高合金钢 | (145) |
| 9.1 | 高锰钢 | (145) |
| 9.2 | 耐蚀不锈钢 | (149) |
| 9.3 | 高强度不锈钢 | (163) |
| 9.4 | 铸造耐热钢 | (165) |
| 第十章 | 铸造铝合金 | (171) |
| 10.1 | 概述 | (171) |
| 10.2 | 铸造铝硅合金 | (173) |
| 10.3 | 提高铸造铝硅合金性能的途径 | (176) |
| 10.4 | 铸造铝硅合金的变质 | (181) |
| 10.5 | 铸造铝硅合金的合金化 | (185) |
| 10.6 | 其它铸造铝合金 | (189) |
| 10.7 | 铸造铝合金的热处理 | (194) |
| 第十一章 | 铸造铜合金 | (199) |
| 11.1 | 铸造铜合金的特性及分类 | (199) |
| 11.2 | 铸造锡青铜 | (202) |
| 11.3 | 铸造铝青铜 | (205) |
| 11.4 | 铸造铅青铜 | (208) |
| 11.5 | 铸造黄铜 | (210) |
| 第十二章 | 镁、锌、钛及镍基铸造合金 | (214) |
| 12.1 | 镁基铸造合金 | (214) |
| 12.2 | 锌基铸造合金 | (216) |
| 12.3 | 钛基铸造合金 | (220) |
| 12.4 | 镍及镍基铸造合金 | (222) |
| 第十三章 | 铸造金属基复合材料 | (226) |
| 13.1 | 概述 | (226) |
| 13.2 | 铸造金属基复合材料的组织和性能 | (228) |
| 13.3 | 铸造金属基复合材料的制造方法 | (230) |
| 第十四章 | 冲天炉熔炼 | (234) |
| 14.1 | 冲天炉熔炼过程的基本原理 | (234) |
| 14.2 | 冲天炉熔炼技术的发展 | (249) |
| 第十五章 | 电弧炉熔炼 | (256) |

| | | |
|-------------|---------------------|--------------|
| 15.1 | 电弧炉炼钢的特点 | (256) |
| 15.2 | 碱性电弧炉熔炼 | (257) |
| 15.3 | 碱性电弧炉吹氧返回法炼钢 | (262) |
| 15.4 | 酸性电弧炉熔炼 | (265) |
| 第十六章 | 感应电炉熔炼 | (267) |
| 16.1 | 概述 | (267) |
| 16.2 | 感应电炉加热及熔化原理 | (269) |
| 16.3 | 炉衬材料和烧结 | (272) |
| 16.4 | 铸铁的工频感应电炉熔炼 | (275) |
| 16.5 | 铸钢的感应电炉熔炼 | (279) |
| 第十七章 | 有色合金熔炼 | (285) |
| 17.1 | 铝、铜合金的熔炼特点 | (285) |
| 17.2 | 有色合金的熔炼设备 | (286) |
| 第十八章 | 液态金属精炼 | (291) |
| 18.1 | 铸铁的炉外脱硫 | (291) |
| 18.2 | 低碳及超低碳钢的炉外精炼 | (295) |
| 18.3 | 有色金属精炼 | (300) |
| 第十九章 | 现代熔炼方法 | (312) |
| 19.1 | 真空感应电炉熔炼 | (312) |
| 19.2 | 电渣熔炼 | (316) |
| 19.3 | 等离子炉熔炼 | (318) |
| 参考文献 | | (321) |

绪 论

虽然现代科学技术的飞速发展,使塑料、陶瓷、人造纤维、复合材料在工业、军事及日常生活中得到广泛应用,但是,金属具有许多其它材料难于取代的物理性能和力学性能,因此,直至今日仍然是一种不可缺少的材料。

工业上应用的金属主要是合金而不是纯金属,合金有变形合金和铸造合金两大类。变形合金是一种经过锻造或轧制成型的材料,属于固态成型,其成品是型材,如管件、板材、线材等。铸造合金经过熔化、浇注、凝固成为特定形状的铸件,属液态成型。前者要求材料具有良好的高温塑性和较低的高温强度,以便有足够的固态变形能力,后者对固态高温性能没有特殊要求,但要求液态金属有较低的熔点、良好的流动性和填充性,以便获得所要求的铸件。

由于成型方法和材料性能不同,因而同一合金系的变形合金和铸造合金的化学成分也不完全相同,例如 316 变形合金钢和 CF-8M 铸造合金钢同属 Cr-Ni-Mo 合金系,但化学成分有些差别,316 合金含 $\leq 1.00\%$ Si, (16%~18%)Cr, (10%~14%)Ni,组织为无磁奥氏体基体;CF-8M 合金含 $\leq 2.00\%$ Si, (18%~21%)Cr, (9%~10%)Ni,组织为奥氏体和铁素体,有一定磁性。

本书主要是研究铸造合金的成分、组织、性能的相互关系及其控制方法。

我国是一个文明古国,在铸造冶金史上曾有过辉煌的成就,对人类社会的发展有过不可磨灭的贡献。早在公元前 2100 年~公元前 770 年我国就已发明锡青铜和铝青铜,用它制作武器(戈、矛、钊)、工具(刀、斧)、工艺品(鼎、尊、壶)等。公元前 770 年~公元前 221 年所制造的铜合金制品,无论从当时或现代观点来看,都已达到相当高的艺术水平,其中最有代表性的是 1978 年湖北随州市曾侯乙墓出土的随葬品——尊盘和编钟,据考证该物于公元前 433 年(即在 2400 年以前)的战国早期制成。尊盘制作之精巧无与伦比,采用了整铸、分铸、锡焊、铜焊等综合工艺。用锡青铜铸造,具有熔模精密铸造的特征。一套 64 件编钟的出土和一件楚惠王赠送给曾侯乙的铸钟可称为稀世奇宝。这套编钟在墓穴里浸泡 2400 年后出土,音乐性能仍然完好,整套编钟音阶居然和现代国际通用的 C 大调七音阶音列相同,音域达 58 度之广,比钢琴仅两端各少一组音域,可以演奏现代复杂的多声部音乐作品。这样高度发达的工艺水平和科学水平,当时在世界上任何一个地方都不可能找到。在合金设计方面,编钟含(12.49%~15.9%)Sn, (0.80%~3.14%)Pb,其余为 Cu,成分范围接近现代标准牌号 ZQ10-2-1 锡青铜((9.00%~11.0%)Sn, (1.0%~2.5%)Pb, (0.60~1.2%)P,其余为 Cu),这使得钟的频谱曲线出现三个共振峰(基音、第三及第五分音),音色浑厚、丰满、悦耳。我国的另一件值得骄傲的青铜合金制品是公元前 221 年~公元前 220 年西汉早期的透光铜镜,含(66%~72%)Cu, (19%~26%)Sn, (2%~6%)Pb,成分十分接近铜锡合金的金属化合物(76%Cu, 25%Sn),这种合金具有良好的流动性,硬度高,反光性能特别好。经铸造和研磨到一定厚度(最薄处为 0.5mm)的铜镜,借助合金不同壁厚的显微组织差异及内应力的特殊分布,使镜面产生与镜背纹饰对应的曲率差,从而产生特殊的光学现象,光滑的镜面能把镜背的图像反射到对面的墙壁上,产生所谓的透光现象。又如在我国的名胜古迹中还有许多珍贵的铜合金制品,如 1416 年铸成的武当山金殿,1755 年铸成的承德避暑山庄的铜亭(1944 年被日军劫走),以及南方地区的铜鼓等都是

令世人惊叹的精品。

在铁器方面,公元前 770 年~公元前 221 年我国已发明铸铁件——刑鼎,公元前 200 年已有退火白心可锻铸铁,而欧洲直到 1722 年法国人才熔制出来,约比我国晚 1900 年。据实物考证我国早在公元前 2200 年~公元前 2000 年汉魏时期就已有球墨铸铁农具存在,这个发现比 1948 年西方人发现的镁球铁提前约 3000 年。

然而我国在这方面的光辉历史和近代落后的工业形成明显的反差,当 1890 年~1893 年我国在汉阳建造第一座炼钢平炉和现代高炉时,法国人马丁却早在 1865 年就已发明了平炉炼钢法,英国人尼尔逊在 1828 年已制成热风高炉。从 19 世纪初起我国的落后已显而易见了。

解放后我国铸造业重获新生,目前已能生产几十吨大型铸件,自制 30 吨工频感应电炉,引进或自制若干条铸造生产线,据 1987 年统计我国铸件总产量已超过 10^7 t,其中铸铁件占 85.0%,铸钢件占 11.5%,有色金属铸件占 3.5%。但与工业发达国家相比,我国铸件在品种、数量、质量、经济效益和管理水平方面仍有相当差距。如球墨铸铁件的生产,工业发达国家的产量约占铸铁件总产量的 25%~34%,其中法国为 40%~45%,我国仅为 8%;在铸铁管件方面,国外 95%用球墨铸铁制造,我国只有 5%为球墨铸铁管。合金钢在铸钢中的生产比例标志着一个国家冶金技术的水平,1982 年~1987 年合金钢在铸钢中的比例,美国为 38%~40%,日本为 41%~43%,我国却为 8%。从 70 年代起超低碳不锈钢发展迅速,这大大改善水轮机叶片的耐蚀性和焊接性,而我国还没有普遍掌握这方面的技术。在有色合金方面,工业发达国家的有色铸造合金产量逐年递增;有色件占铸件总产量平均为 7%~15%,高于我国(2~4)倍。我国高性能铸造合金不仅产量少而且质量低,以汽车使用寿命为例,我国汽车发动机大修里程平均为 10×10^4 km,最多 $(15 \sim 20) \times 10^4$ km,而国外平均为 $(20 \sim 30) \times 10^4$ km,最高为 80×10^4 km(瑞典)。

当代铸件正向更薄、更精密、更复杂的方向发展,我国铸造工作者有义务去迎接这些新技术的挑战。

第一章 铸造合金导论

1.1 铸造合金的种类及特性

由于不同的元素能够以不同的配比熔合成各种类型的合金,所以铸造合金实际上是一个庞大的家族,按照合金的表面颜色,它分为两大类:黑色及有色铸造合金。黑色铸造合金即铁基合金如铸铁、铸钢;有色铸造合金系指铁基合金以外的其它金属基合金如铜合金、铝合金等。每一种合金又可以根据成分、性能、用途划分为若干品种规格。除此以外,还有铸造金属基复合材料,这是一种含有某种增强物的特殊铸造合金,它的组织和性能与常见合金有很大区别,属于正在发展的新型材料。铸造合金可按图 1.1 分类。

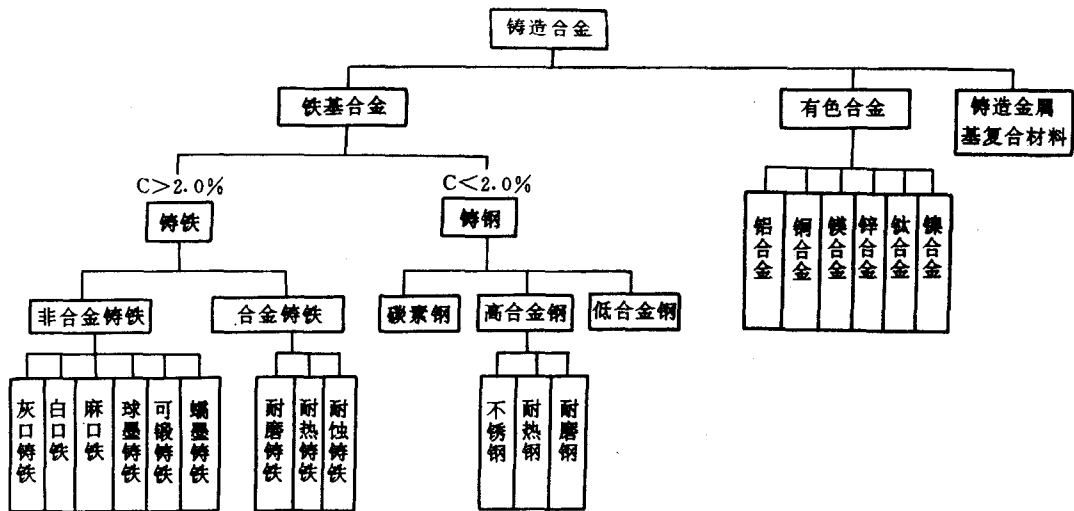


图 1.1 铸造合金的种类

尽管铸造合金的成分、组织、性能各异,但它们都是液态成型,因而有共同的冶金学特性:

(1) 相对于变形合金而言,铸造合金的杂质元素含量偏高。如型钢的硫、磷含量一般为 $\leq 0.01\%$,而铸钢允许含量为 0.04% 以内,灰铸铁允许 $S \leq 0.12\%$, $P \leq 0.6\%$ 。可见铸造合金的纯净度不如变形合金。

(2) 铸造合金的显微组织除了金属基体外,往往同时存在脆性非金属第二相。如铸铁中的石墨和碳化物,铝-硅合金中的初晶硅,铝-铜合金中的 $\theta(\text{CuAl}_2)$ 相,铝-镁合金中的 $\beta(\text{Mg}_5\text{Al}_2)$ 相,以及铜-锡合金中的 $\delta(\text{Cu}_2\text{Sn}_2)$ 相、 $\beta(\text{Cu}_5\text{Sn})$ 相和 $\epsilon(\text{Cu}_2\text{Sn})$ 相等,这些脆性第二相起着削弱力学性能的作用。因此,如何改变非金属相的数量、形态及分布特征,对提高铸造合金的性能有特殊意义,这是铸造合金研究的重要方面。

(3) 较大的断面敏感性是铸造合金的普遍特性,所谓断面敏感性即铸件的显微组织和力学性能随壁厚的变化而变化的一种属性,即厚壁部位的冷却速度缓慢,晶粒(或共晶团)粗大,强度、硬度较低;薄壁部位的冷却速度快,晶粒(或共晶团)细密,强度、硬度较高。由于铸件结构

比较复杂,壁厚不均,所以同一铸件的不同部位可能有不同的组织和性能,这种组织和性能的不均匀性使铸件产生内应力,这也是引起变形的主要原因。如何提高不同壁厚的组织均匀性,减少铸件的断面敏感性,降低内应力,这是铸造生产不能回避的技术问题。

(4) 铸造合金在结晶过程中往往伴随着元素的迁移和偏析,有些元素呈正偏析,向晶界富集;有些元素呈反偏析,向晶粒中心或树枝晶的主杆富集。低熔点杂质元素,如P、S、Pb、Bi、Sb、Zn等倾向于晶界偏析,它们在晶界上的浓度甚至高于合金平均浓度的几倍至十几倍,以致晶界上可能形成低熔点共晶体,成为削弱晶界强度,降低韧性,引起热裂或冷裂的根源。元素偏析的程度与元素的性质、铸铁壁厚(即冷却速度)有关,冷却速度越慢,晶粒越粗大,元素偏析越严重。

(5) 晶粒相对粗大。由于铸造合金的显微组织主要由凝固过程决定,可控制条件有限,虽然有些合金进行热处理后可以细化晶粒改善性能,但与变形合金经过热轧、锻造和多次再结晶的效果相比,晶粒往往比变形合金粗大。因此,铸造合金的强度特别是塑性、韧性略低于变形合金。

(6) 铸件结构复杂,所以铸造合金必须有良好的流动性和充填性,否则不可能生产出所要求的合格产品。

从以上铸造合金的特点中可见铸造合金和变形合金在成分、组织、性能及材料的纯净度方面都有不同程度的差别,二者不可能在任何条件下都能相互取代。一般对于要求塑性、韧性、焊接性特别好的零件,宜用变形合金,对于结构复杂,性能要求稍低或允许第二相存在的零件宜用铸造合金。但材料的选择在很大程度上取决于经济性。由于铸造合金的生产方法简便、成本低廉、性能可靠,所以,当变形合金和铸造合金都能满足使用要求时,通常选用铸造合金,而不用生产过程更复杂、价格较昂贵的变形合金。

1.2 影响铸造合金的组织及性能的冶金因素

众所周知,合金的组织决定它的性能,而组织由多种因素决定,影响铸造合金的组织 and 性能的主要因素如下:

1. 化学成分

合金的化学成分是决定组织和性能的基本要素,它不仅影响合金的熔点和凝固温度范围,而且影响液态金属结晶以后的固态相变,即决定合金的组成相及各相之间的比例关系。有些元素哪怕含量很少也对组织和性能产生很大影响,如原组织为片墨铸铁的铁水加入(0.04%~0.06%)Mg即可使片状石墨变为球状石墨,使其强度提高几倍,塑性、韧性提高几倍到十几倍。有些元素具有多方面的作用,如钼不仅提高铸铁、铸钢的高温强度,而且改善不锈钢的抗点蚀能力。所以,为了改变合金的性能必须首先从改变化学成分入手。而为了对合金的组织 and 性能进行控制,必须对化学成分进行有效的控制。

2. 熔炼条件

当化学成分决定以后采用哪一种熔炼设备和熔炼工艺对液态金属的质量影响很大。由于合金的物理化学性质不同,它对熔炼方式的要求也不同,铝、铜等有色金属熔点低,用电阻炉、坩埚炉、反射炉均可满足熔化的需要,但有色金属的氧化吸气比较严重,容易产生气孔和夹渣缺陷。要特别注意对有色金属熔化温度的控制、熔池表面的覆盖保护和气体、熔渣的排除。铸铁、铸钢的熔点分别为1120℃和1450℃左右,过热温度不低于1400℃和1600℃,前者可用冲

天炉和电炉熔炼,后者只能用电炉或转炉熔炼。熔炼制度的确定对合金质量也很有影响,电炉熔炼容易获得高温铁水,但是不恰当的过热和保温可能引起炉壁反应,造成增硅,同时增加铁水吸氮和氧化的危险,并使铁水残存的石墨核心消失,削弱铁水的石墨化能力,这种现象都对灰铸铁的组织 and 性能产生不利的影 响。

3. 变质处理

这是改善铸造合金组织,提高力学性能最重要的工艺手段。所谓变质处理就是向液态铁水中加入某种物质以改变合金的结晶过程,增加结晶核心数量,细化晶粒,改变非金属相的结晶形态,提高不同壁厚的组织和性能的均匀性。不同的合金需要不同的变质剂进行处理,球墨铸铁必须加入球化剂才可能使片状石墨变为球状石墨;高强度灰口铸铁需要加入孕育剂才能消除碳化物,获得分布均匀、尺寸适中的 A 型石墨,并改善不同壁厚的组织均匀性,减少内应力;铝-硅合金加钛变质可细化初生 α 固溶体,加钠、锶等变质可细化共晶体 ($\alpha + \text{Si}$),提高力学性能。同时变质处理的效果与变质剂的性质、处理方法、处理的时机和处理温度有关。

4. 液态金属精炼

由于材料不纯或冶炼过程带入某些有害杂质元素,如钢、铁中的硫,铝合金的氢,铜及镍合金中的氧。此外,高合金钢中超过规定值的碳都对合金的性能产生不同程度的损害。所谓精炼即保护有益元素同时又清除有害元素的一种冶炼工艺。人们在生产实践中创造了许多有效的精炼方法,使杂质含量控制在允许的范围以内,如真空脱碳精炼和氩氧混吹精炼能使不锈钢含碳量达到低碳 ($\leq 0.08\%$) 或超低碳 ($\leq 0.03\%$) 水平,从而大大改善耐腐蚀性能和焊接性能。高硫铁水经过脱硫处理使硫量降到 0.02% 左右,再经球化(加 Mg 或 RE)处理即可降到 0.01% 以下,这对于提高球化率、减少球化衰退速度有明显作用。此外,铝合金的氯气或氯盐除氢精炼,铜合金的加磷脱氧对减少气孔夹杂,提高力学性能都有显著效果。

5. 合金化

将合金基本成分中的某个组元提高到常量范围以上或在基本成分的基础上添加其它元素,以改善合金的组织 and 性能,这种工艺方法称为合金化。合金元素能通过多种途径改变合金的组织 and 性能,如固溶强化、沉淀硬化、改变凝固过程动力学和固态相变动力学、析出第二相等。不同的合金元素或相同的元素由于含量不同而产生不同的作用。因此,改变合金元素的种类、数量以及各元素的含量范围便可对合金的组织 and 性能进行有效的控制。

6. 热处理

由于某些冶金因素的影响使得凝固过程形成的组织不能达到预期的要求,此时热处理就成为调整组织及性能的补充手段。最基本的热处理过程包括铸件的加热、保温、冷却三个阶段,由于保温温度、保温时间以及冷却速度不同都能影响热处理的效果。因此,有多种可供选择的热处理工艺。时效处理可以消除内应力;退火能降低硬度,提高塑性、韧性和加工性能;正火可提高强度、硬度、耐磨性;淬火能使材料的强度、硬度更高。此外,还有表面淬火、渗碳、渗氮等等。采用哪一种热处理工艺依产品的性能要求来决定,热处理规范或热处理程序的制订则取决于合金的化学成分、原始组织状态以及铸件的结构特征。

7. 冷却速度

合金在凝固过程中的结晶受化学成分、形核条件和冷却速度的影响,一般的规律是:增大冷却速度可细化晶粒,从而提高合金的强度、硬度;减少冷却速度使晶粒粗大,而使强度、硬度下降。冷却速度变化对铸铁的结晶影响比钢及有色金属更大,例如铸铁中的碳是以石墨或者是以碳化物的形式析出在很大程度上和冷却速度有关。当冷却速度缓慢时碳以石墨形式析出,结

晶系为 Fe-石墨；当冷却速度很快时碳以碳化物形式析出，结晶系为 Fe-Fe₃C。石墨性质松软，碳化物性质坚硬，二者结构不同，对合金性能的影响也不同。因此，冷却速度的变化不仅影响金属相的结构而且影响非金属相的性质和形态。由于铸件结构比较复杂，厚薄不均造成冷却速度的差异，由此引起铸件组织和性能的不均匀性。工业上可以利用冷却速度的变化来控制铸件的结晶，如加冷铁，用石墨型或金属型铸造可提高冷却速度，从而提高力学性能。如 80-3-3 黄铜，用金属型代替砂型铸造，抗拉强度从 250MPa 提高到 300MPa，延伸率从 7% 提高到 15%。

总之，铸造合金的组织 and 性能的控制有多种可供选择的方法，具体用什么方法应根据合金的性质、性能及铸件的结构特点而定。只有对合金的本质有充分的了解才可能拟订出经济有效的生产技术方案。

第二章 铸铁冶金学基础

2.1 铸铁的特性及种类

铸铁是一种含有高碳相的铁碳合金,其含碳量超过2.0%。高碳相实际上是碳以石墨或碳化物形式存在的显微组织。铸铁的金相组织由金属基体和高碳相组成,它们的结构及其存在形式决定铸铁的力学性能。金属基体的主要作用是提高合金的强度,而碳化物的作用则是提高合金的硬度和耐磨性。石墨的结构特殊,它的性质松软,有助于改善铸铁的加工性能、减磨性能、减振性能和导热性能。石墨作用的大小与它的形态、数量、大小及分布特征有关。

严格来说,铸铁是含有少量合金元素的铁-碳-硅合金,可在铸态或经热处理后使用。铸铁在工程上获得比铸钢更广泛的应用,与它廉价的生产成本,良好的铸造性能、加工性能,耐磨性、耐蚀性、减振性和导热性,以及适当的强度和硬度有关。如果将几种铸铁和铸钢的特性优劣按1、2、3、4、5排序,则得到表2.1所列的特性数据。表内的指数1表示该项性能最好,指数10表示该项性能接近于零。根据综合评价指数,球墨铸铁性能最好,其次为灰口铁、可锻铸铁,再次为铸钢,最差是白口铁。

表 2.1 几种铸铁和含 0.3%C 铸钢的特性比较

| 序号 | 性能 | 球墨铸铁 | 可锻铸铁 | 灰口铸铁 | 0.3%C 铸钢 | 白口铁 |
|--------|-------|------|------|------|----------|------|
| 1 | 铸造性能 | 1 | 2 | 1 | 4 | 3 |
| 2 | 加工性能 | 2 | 2 | 1 | 3 | 10 |
| 3 | 减振性能 | 2 | 2 | 1 | 4 | 4 |
| 4 | 表面硬化 | 1 | 1 | 1 | 3 | 10 |
| 5 | 弹性模量 | 1 | 2 | 3 | 1 | 10 |
| 6 | 抗冲击 | 2 | 3 | 5 | 1 | 10 |
| 7 | 耐磨性 | 2 | 4 | 3 | 5 | 1 |
| 8 | 耐蚀性 | 1 | 2 | 1 | 4 | 2 |
| 9 | 强度/重量 | 1 | 4 | 5 | 3 | 10 |
| 10 | 生产成本 | 2 | 3 | 1 | 4 | 3 |
| 11 | 可靠性 | 1 | 3 | 5 | 2 | 4 |
| 综合评价指数 | | 1.45 | 2.54 | 2.45 | 3.09 | 6.09 |

铸铁的种类既与化学成分有关又与液态铁水的处理条件有关,对于非合金铸铁,液态铁水的石墨化能力及其处理情况决定凝固过程的最终组织。图 2.1 表示不同石墨化能力的铁水结晶过程及其组织转变情况。铁水快速冷却,石墨化能力最弱,碳只能以碳化物的形式结晶,最后为白口铁。铁水冷却速度不很快或孕育不良,石墨化能力居于中等条件,铁水在这种状态下结晶比较复杂,部分铁水可能析出石墨,另一部分铁水可能析出碳化物,结果得到由石墨、碳化物和金属基体组成的麻口铁。如果铁水冷却缓慢,不经过特殊处理,凝固结果为灰口铁,若铁水经

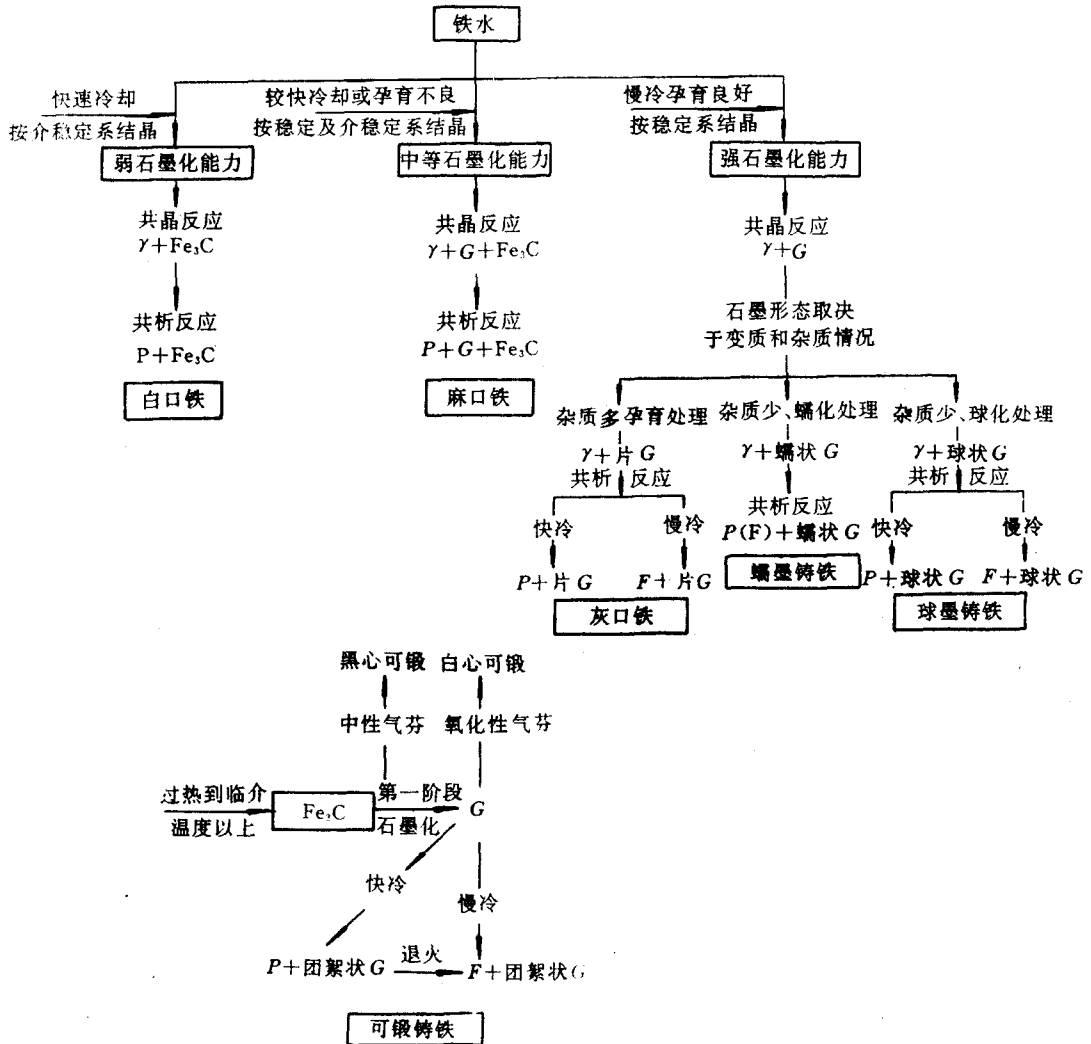


图 2.1 非合金铸铁的种类及其结晶过程简图

P-珠光体;G-石墨;F-铁素体;γ-奥氏体

过蠕化处理则结晶为蠕墨铸铁,如经过球化处理则获得球墨铸铁。

白口铁组织由碳化物和珠光体基体组成,性能硬而脆,很少直接被应用,但把白口铁铸件经过高温石墨化处理,碳化物即分解为石墨,这种石墨是固态相变的产物,结构为团絮状,这种金属基体和团絮状石墨组成的铸铁称为可锻铸铁,并按金属基体的变化分为珠光体可锻铸铁和铁素体可锻铸铁两类。

这样,非合金铸铁可以分为白口铁、麻口铁、灰口铁、蠕墨铸铁、球墨铸铁和可锻铸铁六种。

合金铸铁有低合金和高合金铸铁之分,低合金铸铁含合金元素 1% 以下,属于高强度铸铁范畴,高合金铸铁含 (3~30)% 合金元素,属于耐磨、耐热、耐蚀铸铁范畴。合金元素对组织的作用比较复杂,单一元素的性质、数量以及多种元素的不同组合对合金铸铁都显示出不同的作用,它们不仅影响金属基体的结构,而且影响石墨和碳化物的数量、形态及分布状况。所以,合金元素在灰口铸铁、球墨铸铁、可锻铸铁、蠕墨铸铁中都获得应用,这些铸铁利用合金化使其性能得到改善,并使品种规格变得更加丰富多彩。例如,灰口铸铁可按力学性能划分为六个牌号,

同时又可以根据合金元素的种类及含量分为高磷铸铁、磷铜钛铸铁、钒钛铸铁、铜钼铸铁等，这些低合金铸铁不仅有比较高的强度、硬度，而且有比较高的耐磨性能。

2.2 铸铁的基本相

尽管铸铁的种类牌号繁多，但就显微组织而言，它们都是由以下各种金属或非金属相组成的。只是由于组成相的性质及其相互比例的变化而使铸铁的性能发生了变化。

一、奥氏体

非合金铸铁的奥氏体是一种高温组织，它只在共析温度以上存在，温度下降到共析转变温度以下即转变为珠光体或铁素体。但高镍或高锰铸铁的奥氏体十分稳定，其共析转变温度降到室温以下，使奥氏体能在室温条件下存在。奥氏体的晶体结构为面心立方晶格，完全由 Fe 原子组成的面心立方晶格叫 γ -Fe，晶格常数与温度 t 有关： $(0.3618 + 0.8496 \times 10^{-5}t)$ nm。实际上，奥氏体是一种含有其它元素的固溶体，铁-碳-硅合金的奥氏体是硅以置换方式，碳以嵌入方式固溶于 γ -Fe 的固溶体。

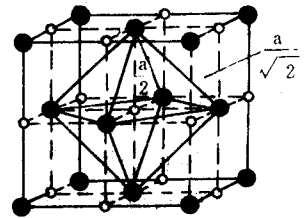


图 2.2 奥氏体的晶格结构

●—金属原子
○—C 原子

图 2.2 表示 C 原子在奥氏体中的侵入位置。面心立方晶格最大空隙位置 $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ 的空隙半径 $R = 0.41r = 0.053$ nm (注: Fe 原子半径 $r = 0.130$ nm)，而 C 原子半径为 0.077 nm，因此，C 原子固溶于 γ -Fe 晶格将引起晶体膨胀。碳在奥氏体中的最大溶解度为 2.1% (或原子百分数 8.9%)，共析反应时溶解度下降到 0.69%。非合金铸铁的奥氏体固溶碳量对奥氏体的共析转变影响很大，由于 C 是稳定奥氏体的元素，随着溶碳量增加奥氏体将变得更加稳定或共析转变更困难，因而更容易获得数量更多，组织更致密的珠光体基体。

二、铁素体

铁素体是奥氏体在平衡条件下的共析转变产物，其晶体结构为体心立方晶格，由纯铁原子组成的体心立方晶格称为 α -Fe，其晶格常数为 $(0.2860 + 0.4252 \times 10^{-5}t)$ nm。实际上，铁素体是碳、硅的固溶体，当碳和硅固溶于 α -Fe 时其晶体稍微膨胀。

铁素体的体心立方晶格内有两个最大间隙位置，一个为四面体，如图 2.3(a) 所示，间隙半

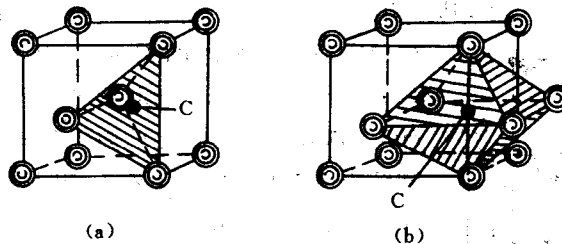


图 2.3 铁素体晶格中 C 原子的嵌入位置

(a)四面体位置 (b)八面体位置

径 $R=0.29r=0.036\text{nm}$, 另一个为八面体, 如图 2.3(b) 所示, 间隙半径 $R=0.154r=0.019\text{nm}$ (r 为铁的原子半径)。而碳的原子半径为 0.07nm , 比上述间隙半径大得多, 因此, 碳在铁素体中的溶解度很小, 727°C 时为 $0.02\% \text{C}$, 温度下降时溶解度更小, 所以铁素体是一种微碳固溶体。

铸铁含硅量比较高, 硅置换体心立方晶格中的铁原子变为含硅铁素体。硅有固溶强化作用, 随着含硅量的增加, 铸铁的强度及硬度提高。但硅的有效半径大于铁, 当含硅量大于 3.0% 时, 铁素体晶格畸变的程度使材料的脆性增大。

铁素体是一种高塑性、高韧性、中等强度的金属基体, 是高韧性铸铁期望的显微组织, 如铁素体球墨铸铁, 铁素体可锻铸铁的铁素体含量在 80% 以上。与此相反, 高强度铸铁则限制铁素体的含量, 以保证足够的强度、硬度和耐磨性。

工业铸铁的铁素体含量取决于化学成分、冷却速度、孕育及热处理条件, 提高碳、硅含量, 减少锰等稳定珠光体的元素, 降低冷却速度, 强化孕育作用或用高温退火处理都有助于增加铁素体量。

三、珠光体

珠光体也是奥氏体的共析转变产物, 由于冷却速度较快, 反应按介稳定系进行, 形成由 $\gamma\text{-Fe}$ 和 Fe_3C 组成的机械混合物。纯珠光体基体的抗拉强度为 $(686\sim 784)\text{MPa}$, 硬度 $\text{HB}170\sim 330$, 延伸率 $(15\sim 25)\%$, 是一种强度、硬度、韧性都较理想的基体, 其性能波动与 $\alpha\text{-Fe}$ 、 Fe_3C 层状结构的片间距有关, 片间距越小或分散度越大则强度、硬度越高。通常把片间距大于 0.3μ 的层状结构称为珠光体, 小于 0.3μ 在 1000 倍光学显微镜下可看清层状结构的组织称为索氏体, 光学显微镜无法辨认, 需用 10000 倍以上电子显微镜才能看清的层状组织称为屈氏体。

珠光体可能在铸态下形成, 也可能在正火处理过程中形成。化学成分中的碳化物形成元素 (如 Mn 、 Cr) 或稳定珠光体形成元素 (如 Ni 、 Cu 、 Sn) 越多, 冷却速度越快, 珠光体的数量就越多, 片间距越小, 强度、硬度越高。

珠光体铸铁的强度受石墨形态的影响很大。片状石墨使金属基体受到割裂, 因而强度、韧性被严重削弱, 珠光体灰口铁的抗拉强度约为 234MPa , 延伸率为零。球状石墨对基体的损害比较小, 珠光体球墨铸铁的抗拉强度为 $(680\sim 785)\text{MPa}$, 延伸率为 $(2\sim 4)\%$ 。

珠光体铸铁有比较高的强度、硬度、耐磨性, 有一定的塑性和韧性, 加工性也好, 因而是高强度铸铁所要求的组织, 但对高韧性球墨铸铁、可锻铸铁则尽量减少珠光体的含量。

四、石墨

无论是片状还是球状石墨, 其结构都是六方晶系, 如图 2.4 所示, 基面为 (0001) 面, 柱面为

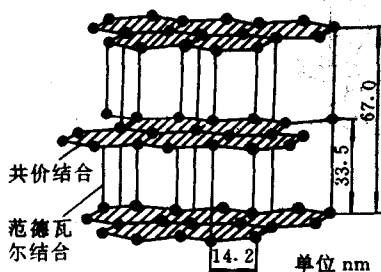


图 2.4 石墨的晶体结构

$(10\bar{1}0)$ 面, 基面内的 C 原子以共价键结合, 结合能为 $(293.1\sim 334.9)\text{kJ/mol}$, 大于金刚石的结合能 267.9kJ/mol 。六方形结构内的 C 原子距离为 0.142nm , 层与层之间的距离为 0.335nm 。基面间的碳原子靠极性键即范德瓦耳力结合, 结合能为 16.7kJ/mol , 这个方向上的抗拉强度不到 20MPa 。由于层内的共价键能比层间极性键能约大 20 倍, 因此石墨结构表现极大的各向异性, 结晶学上把垂直于基面 (0001) 的方向称为 c 轴方向, 平行于基面而垂直于柱

面的方向称为 a 轴方向。

石墨结构的各向异性对性能和结晶方式影响很大：

(1) 层间受到切向力作用时容易滑移，因此石墨有一定的润滑作用；

(2) 平行于基面或垂直于柱面的 a 轴方向是石墨优先生长方向，因为该方向具有不饱和共价键，工业铁水中的石墨由于 a 轴方向和 c 轴方向的生长速度有显著差别而倾向于片状结构；

(3) 在纯净铁水中，基面的界面能 $56.2\text{J}/\text{cm}^2$ 比柱面的界面能 $433.0\text{J}/\text{cm}^2$ 小得多，基面强烈的表面活性使它具有比柱面更大的生长速度，以致倾向于球状生长；

(4) c 轴方向的电阻是 a 轴方向电阻 $((3\sim6)\times 10^5\Omega\cdot\text{cm})$ 的 10^4 倍。

石墨形态因结晶条件不同而有七种基本类型，如图 2.5 所示。即球状、团状、团絮状、蠕虫状、水草状、开花状和片状。在片状石墨中又可分为 A、B、C、D、E 五种形状，如图 2.6 所示。

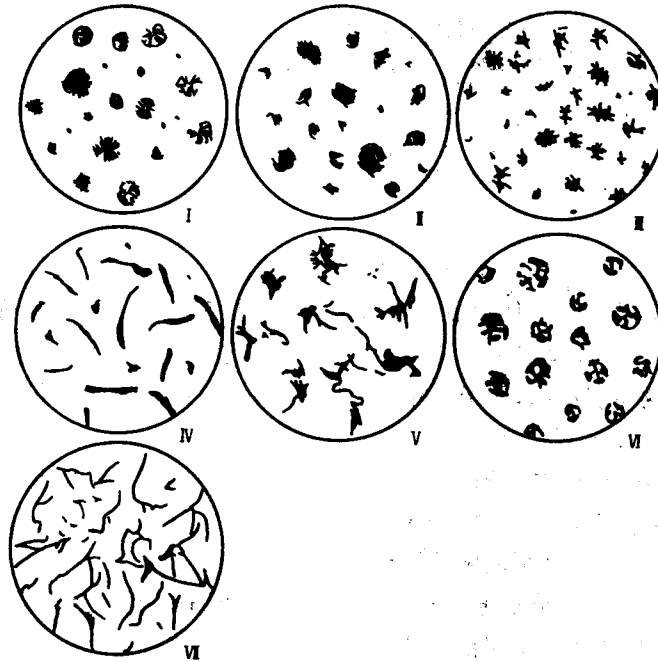


图 2.5 石墨的七种基本形态

五、碳化物

由一个 C 原子和三个 Fe 原子组成的化合物 Fe_3C 称为渗碳体 (Cementite)，其显微硬度为 $\text{HM}1000\sim 1100$ ，是普通铸铁中硬度最高的非金属相。渗碳体是按介稳定系结晶的产物，直接从过共晶成分铁水中析出，在铁水中形核长大。尺寸特别粗大的渗碳体称为初生渗碳体，它对强度的破坏最严重。共晶反应时与奥氏体同时生长的渗碳体称为共晶渗碳体，它和共晶奥氏体形成的机械混合物称为莱氏体 (Ledeburite)，这个共晶体在继续冷却过程中不断从共晶奥氏体内析出细小的二次渗碳体并附着在初生或共晶渗碳体上。奥氏体冷却到共析点以下即发生共析反应，一方面析出共析渗碳体，一方面转变为 $\alpha\text{-Fe}$ ，二者共同组成的共析体就是珠光体。因此，常温下看到的莱氏体并不是由奥氏体和共晶渗碳体组成，而是由珠光体和共晶渗碳体组成。