

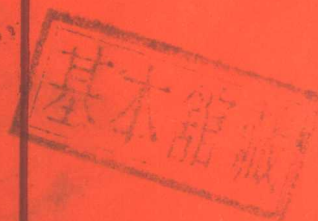
816925

51734

2829

钢铁件热加工 技术及质量控制

徐修炎 王仁东 周志光 编 著



四川科学技术出版社



钢 铁 件 热 加 工

技 术 及 质 量 控 制

徐修炎 王仁东 周志光 编 著

四川科学技术出版社

一九八六年·成都

责任编辑：崔泽海

版面设计：李明德

钢铁件热加工技术及质量控制
徐修炎 王仁东 周志光 编著

出版：四川科学技术出版社
印刷：重庆印制一厂
发行：新华书店重庆发行所
开本：787×1092毫米 1/16
印张：30.25
字数：760千
印数：1—3,000
版次：1986年12月第一版
印次：1986年12月第一次印刷
书号：15298·141
定价：6.00 元

目 录

第一篇 铸铁及其质量控制

第一章 灰铸铁及其质量控制的一般原则.....(3)	响与控制.....(38)
第一节 基础知识.....(3)	第三节 金相组织的影响与控制.....(39)
一、铁-碳及铁-碳-硅状态图(3)	第四节 化学成分的影响与控制.....(41)
二、铸铁中常见元素对状态图上临界点位置的影响.....(5)	第五节 炉前处理的影响与控制.....(42)
三、铸铁的结晶过程(6)	第六节 孕育铸铁的铸造性能、影响因素及其控制.....(43)
四、铸铁中常见的显微组织.....(10)	第三章 耐磨铸铁及其质量控制...(46)
第二节 金相组织及其控制的一般原则.....(12)	第一节 灰铸铁的低合金化与耐磨铸铁.....(47)
一、石墨(12)	一、加入的合金元素及含量(47)
二、金属基体.....(18)	二、耐磨铸铁的种类与牌号(47)
三、共晶团.....(21)	三、耐磨铸铁的性能与分类(48)
四、晶间化合物.....(23)	四、耐磨铸铁的质量控制与选用(48)
第三节 化学成分及其控制的一般原则.....(27)	第二节 高磷灰铸铁.....(48)
一、碳与硅(27)	一、高磷灰铸铁机械性能的控制.....(49)
二、锰(29)	二、金相组织的影响与控制(49)
三、硫(30)	三、化学成分的影响与控制(52)
四、磷(30)	四、铸造工艺的影响与控制(52)
五、常用合金元素(30)	第三节 高硅碳比灰铸铁.....(53)
六、常见微量元素(31)	一、化学成分的影响与控制(53)
第四节 工艺因素的影响及其控制的一般原则.....(32)	二、金相组织的影响与控制(56)
一、铁水过热程度与静置温度及时间(32)	三、机械性能.....(58)
二、孕育处理.....(33)	四、耐磨性能.....(59)
三、冷却速度.....(35)	五、残余应力与变形(59)
四、炉料(36)	六、铸造性能与经济效益(61)
第二章 孕育铸铁及其质量控制...(37)	第四节 钒钛灰铸铁.....(62)
第一节 孕育灰铸铁与普通灰铸铁...(37)	一、钒和钛的性质与作用.....(62)
第二节 孕育灰铸铁机械性能的影响	二、化学成分的影响与控制.....(64)
	三、钒钛铸铁的发展牌号及其性能(67)
	四、钒钛铸铁的耐磨性与耐磨机理(70)
	五、钒钛化合物的相分析与检验.....(72)

第五节 硼灰铸铁·····(72)	第六节 化学成分的影响及其控制·····(115)
一、硼的性质与作用·····(73)	一、碳与硅·····(115)
二、硼对灰铸铁结晶的影响·····(74)	二、锰·····(117)
三、化学成分的影响与控制·····(75)	三、磷·····(118)
四、硼铸铁的耐磨机理·····(78)	四、硫·····(120)
五、硼铸铁中金相组织的影响与控制·····(87)	五、铜·····(122)
六、硼铸铁中硬化相的结构、形态与 检验·····(79)	六、锡·····(122)
七、硼铸铁中硬化相的检验·····(81)	七、其它反球化元素·····(122)
八、硼铸铁的熔炼与浇注·····(82)	第七节 金相组织的影响及其控制·····(124)
第六节 锡灰铸铁·····(84)	一、石墨·····(124)
一、锡的性质与作用·····(84)	二、基体·····(127)
二、锡灰铸铁中化学成分的影响与 控制·····(85)	三、晶间化合物·····(136)
三、锡对铸铁金相组织的影响及其 组织控制·····(86)	第八节 工艺因素的影响及其控制·····(137)
四、锡灰铸铁的耐磨性及耐磨机理·····(88)	一、总的原则·····(137)
五、含锡复合物的金相检验·····(91)	二、熔炼技术·····(138)
六、锡灰铸铁脆化机理的探讨·····(92)	三、球化及孕育处理·····(141)
第七节 磷铜钛耐磨铸铁·····(92)	第五章 蠕墨铸铁及其质量控制·····(143)
一、磷铜钛灰铸铁的耐磨性·····(92)	第一节 蠕墨铸铁的金相组织·····(144)
二、机械性能及切削加工性能·····(93)	第二节 蠕虫状石墨生长机理·····(146)
三、金相组织的影响与控制·····(93)	第三节 蠕墨铸铁的机械性能、物 理性能和铸造性能·····(146)
四、化学成分的影响与控制·····(94)	第四节 蠕墨铸铁的生产方法和质 量控制·····(147)
第八节 铬镍、铬铜与铬钼铜铸铁·····(94)	第六章 铸件的缺陷及其控制·····(153)
一、几个主要合金元素的作用·····(94)	第一部分 灰铸件的缺陷及其控制·····(153)
二、化学成分的影响与控制·····(95)	第一节 铸件表面出现硬块·····(153)
三、金相组织的影响与控制·····(96)	一、缺陷的特征及影响·····(153)
第四章 球墨铸铁及其质量控制·····(97)	二、缺陷形成的机理及预防措施·····(155)
第一节 球状石墨的形态与结构·····(98)	第二节 疏松·····(156)
第二节 球状石墨形成过程的机理·····(100)	一、缺陷的特征及影响·····(156)
一、表面张力说·····(100)	二、缺陷形成的原因及防止措施·····(157)
二、相间张力说·····(101)	第三节 气孔·····(157)
三、气泡说·····(103)	一、缺陷的特征及影响·····(157)
四、吸附说·····(104)	二、缺陷形成的原因及预防措施·····(158)
五、净化说·····(105)	第二部分 球墨铸铁的常见缺陷及 其控制·····(158)
第三节 球状石墨的非自发成核·····(106)	第一节 皮下针孔·····(158)
第四节 球状石墨的生长过程·····(107)	一、缺陷的特征及影响·····(158)
第五节 阻止石墨球化的元素分类 及其阻止机理探讨·····(114)	二、形成原因·····(158)
	三、针孔形成的机理及其预防措施·····(159)

第二节 皮下气孔·····(160)	二、影响石墨漂浮的因素 ·····(163)
一、缺陷的特征及影响·····(160)	三、石墨漂浮的机理及其预防措施 ·····(163)
二、影响皮下气孔形成的因素 ·····(160)	第六节 反白口·····(164)
三、防止措施·····(160)	一、缺陷的特征及其影响 ·····(164)
第三节 缩孔与缩松·····(160)	二、反白口形成的机理及影响因素 ·····(164)
一、缺陷的特征及影响 ·····(160)	三、防止措施·····(164)
二、影响缩孔、缩松产生的因素·····(161)	第七节 球化衰退与球化不良·····(165)
第四节 夹渣·····(161)	一、缺陷的特征及其影响·····(165)
一、缺陷的特征及影响 ·····(161)	二、球化衰退的原因 ·····(165)
二、影响夹渣形成的因素 ·····(161)	三、预防措施·····(165)
第五节 石墨漂浮·····(162)	第八节 金相组织。机械性能不符 合要求·····(166)
一、缺陷的特征及影响 ·····(162)	

第二篇 钢的锻造及其质量控制

第七章 结构钢锻造的质量控制·····(167)	的质量控制·····(175)
第一节 影响钢件塑性的主要因素·····(167)	第一节 高合金钢锻造的特点·····(175)
一、化学成分的影响 ·····(167)	第二节 锻造工艺的影响及其控制·····(177)
二、组织结构的影响·····(167)	一、加热温度及透烧时间·····(177)
三、温度的影响·····(169)	二、变形程度及变形方法·····(179)
四、变形因素的影响 ·····(169)	三、冷却方法及随后热处理 ·····(181)
第二节 锻造温度范围的控制·····(169)	第九章 锻造缺陷及质量检验·····(184)
一、始锻温度的控制 ·····(169)	第一节 钢锭的组织缺陷及其对 锻轧的影响·····(184)
二、终锻温度的控制 ·····(170)	一、钢锭的宏观组织 ·····(184)
第三节 锻前加热规范的控制·····(170)	二、钢锭的缺陷·····(184)
第四节 钢加热时氧化与脱碳的 控制·····(171)	三、钢材缺陷及其对锻轧的影响·····(184)
第五节 锻件冷却速度的控制·····(172)	四、锻造对钢组织和性能的影响·····(187)
第六节 锻后热处理·····(173)	第二节 锻造缺陷及锻件质量检验·····(188)
第七节 锻热淬火·····(174)	一、锻造缺陷·····(188)
第八章 高合金钢及工具钢锻造	二、锻件质量检验 ·····(190)

第三篇 钢的热处理及其质量控制

第十章 调质钢的热处理及其质 量控制·····(192)	二、晶粒长大原理简介 ·····(196)
第一节 调质用钢简介·····(192)	三、影响晶粒长大的因素 ·····(196)
第二节 钢中奥氏体晶粒度的控制·····(194)	四、组织遗传性问题 ·····(198)
一、奥氏体晶粒度的概念 ·····(194)	五、奥氏体晶粒度的控制·····(200)
	第三节 钢的淬透性及其性能·····(201)

一、影响淬透性的因素	(201)	控制	(263)
二、淬透性对组织和性能的影响	(202)	三、球化退火工艺	(263)
第四节 危险尺寸与淬裂问题	(203)	四、淬火回火及质量控制	(263)
第五节 钢中回火脆性的控制	(204)	第三节 热作模具钢的热处理质量	
一、低温回火脆性	(204)	控制	(274)
二、高温回火脆性	(208)	一、热作模具钢退火及质量控制	(274)
第六节 钢的调质工艺	(217)	二、热作模具钢淬火回火及质量控制	(275)
第十一章 弹簧钢的热处理及质		三、压铸模钢和热挤压模钢淬火回火及	
量控制	(224)	质量控制	(278)
第一节 弹簧钢的化学成分控制	(224)	四、模具钢热处理注意事项	(283)
第二节 影响弹簧钢疲劳强度的		第十四章 刀具钢的热处理及质量	
因素	(224)	控制	(284)
第三节 弹簧钢的热处理	(227)	第一节 刀具钢中化学成分的控制	(284)
一、热成型弹簧的热处理质量控制	(228)	第二节 刀具钢的牌号和应用	(285)
二、冷成型弹簧钢的热处理质量控制	(230)	第三节 刀具钢的热处理质量控制	(286)
三、弹簧钢的喷丸强化	(231)	一、刀具钢的正火	(286)
第四节 弹簧钢热处理质量检验	(232)	二、刀具钢的退火	(286)
第十二章 轴承钢的热处理及质		三、刀具钢的淬火回火及质量控制	(289)
量控制	(234)	第四节 工具钢热处理缺陷及其质	
第一节 铬轴承钢的化学成分控制	(234)	量检验	(299)
第二节 影响轴承钢疲劳强度的		第十五章 不锈钢的热处理及其	
因素	(236)	质量控制	(310)
第三节 铬轴承钢热处理及质量		第一节 奥氏体不锈钢的热处理	(310)
控制	(237)	第二节 铁素体不锈钢的热处理	(315)
一、均匀化退火	(237)	第三节 马氏体不锈钢的热处理	(319)
二、正火	(238)	第四节 不锈钢的氮化处理	(322)
三、球化退火	(238)	第五节 沉淀硬化型不锈钢的热	
四、淬火和回火	(245)	处理	(324)
五、冷处理	(248)	第十六章 钢的渗碳处理及质量	
六、附加回火	(249)	控制	(329)
第四节 铬轴承钢热处理质量检验	(249)	第一节 渗碳用钢的成分及性能	(329)
第五节 无铬轴承钢及其热处理	(252)	第二节 渗碳钢渗碳前的预先处理	(331)
第六节 特殊性能轴承钢的热处理	(252)	第三节 渗碳钢的渗碳	(332)
第十三章 模具钢的热处理及质量		一、固体渗碳	(333)
控制	(259)	二、液体渗碳	(335)
第一节 模具钢中化学成分的控制	(259)	(一)浸渍液体渗碳法	(335)
第二节 冷作模具钢的热处理质量		(二)电解渗碳法	(337)
控制	(262)	三、气体渗碳	(339)
一、冷作模具钢的正火及质量控制	(262)	第四节 渗碳后的热处理	(348)
二、冷作模具钢的低温退火及质量		第五节 真空渗碳	(349)

第六节	离子渗碳	(354)
第七节	渗碳零件的常见缺陷和控制方法	(357)
第八节	渗碳钢的热处理质量检验	(359)
第九节	钢的碳氮共渗	(371)
第十节	渗碳和碳氮共渗中黑色组织的控制	(377)

第十七章 钢的氮化处理及质量

控制

第一节	气体氮化	(384)
一、	氮化用钢的选择	(384)
二、	氮化用钢的种类	(384)
三、	氮化前的预先热处理	(386)
四、	氮化钢的氮化处理	(390)
第二节	盐浴氮化	(398)
第三节	气体软氮化	(302)
第四节	离子氮化	(408)
一、	离子氮化的特点	(408)
二、	离子氮化的组织和性能	(409)
三、	离子氮化的原理与装置	(413)
第五节	氮化质量的检查	(418)

第十八章 钢的渗硼处理及质量

控制

第一节	渗硼方法	(425)
一、	固体渗硼	(425)

二、	盐浴渗硼	(426)
三、	电解盐浴渗硼	(427)
四、	气体渗硼	(428)

第二节	渗硼后的热处理	(428)
第三节	渗硼层的组织和性能	(429)
第四节	钢件渗硼的控制因素	(431)

第十九章 感应加热表面淬火质

量控制

第一节	概述	(436)
第二节	淬火前对零件的要求	(436)
第三节	感应加热表面淬火质量控制	(439)
第四节	感应加热表面淬火常见质量问题	(447)
第五节	感应加热表面淬火质量检验	(449)

第二十章 钢中残留奥氏体的控

制

第一节	残留奥氏体的作用	(452)
第二节	奥氏体的稳定化现象	(452)
第三节	影响残留奥氏体的因素	(453)
第四节	齿轮与残留奥氏体	(460)
第五节	滚动轴承和残留奥氏体	(464)
第六节	量规与残留奥氏体	(469)
第七节	工具与残留奥氏体	(472)

第一篇 铸铁及其质量控制

由铁碳合金状态图可知,含碳量低于2.0% (亦说2.06%或2.11%)的为钢,而高于此值的则称为铸铁。工业上常用的铸铁实际上是Fe—C—Si合金,除此而外,还含有一定量的锰和硫、磷等杂质。其成分范围是:2.5~4.0% C, 1.0~3.5% Si, 0.5~1.5% Mn, 0.01~1.20% P, 0.02~0.15% S。在一些具有特殊性能的铸铁中,尚含有一定量的其它合金元素,如Cr、Ni、Mo、W、V、Ti、Cu、Sn、Al等。

工业上应用最广的是灰铸铁。就金相组织而论,可把它视为钢的基体上分布着片状的石墨夹杂。由于石墨的强度极低,从而又可以把它看成是具有许多微裂纹的钢。这些裂纹割断了基体的连续性,因此无论在强度、塑性、韧性方面,灰铸铁均远不如钢,其抗张强度最高仅达45kgf/mm²左右,通常在25~35kgf/mm²之间,冲击韧性几乎等于零;而普通45钢在正火状态下,抗张强度可达65~80kgf/mm²,冲击韧性为7~8kgf—M/cm²。

但是,尽管如此,由于铸铁具备许多优良的特性,并因而在工业上获得广泛的应用。这些优点是:

(1) **铸造性良好** 主要表现在熔点低,流动性、填充性好,以及较小的凝固收缩性等方面。灰铸铁约在1200℃熔化。一般说,熔点随着含碳量的增高而降低。铁液的温度越高,成分愈近共晶,流动性和填充性愈好。在冷却过程中,伴随石墨的析出,铸铁的体积大约会膨胀1.5~2.0%,从而可抵消固体结晶时金属基体收缩的一部分。这样,灰铸铁从开始凝固至冷却到室温的总收缩量比钢小,仅为5~10/1000,可以浇铸各种复杂形状的机械零件。

(2) **切削加工性好** 钢的韧性高,特别是含碳量低而珠光体呈球粒状时,表现粘刀并形成缠结式切屑,加工困难。由于灰铸铁中的基体基本为珠光体且几乎是不连续的,切屑呈脆性的断续状;同时石墨本身是一种润滑剂,因此不仅切削加工性好、加工光洁度高,而且减少了刀具的磨损。

(3) **具有较好的减摩性和消震性** 由于石墨本身的润滑作用和吸附油的能力,配合以硅所强化的金属基体,灰铸铁的耐磨性较好;另一方面,因为石墨犹如一些空隙,内耗大,亦即能吸收外界传给较大能量,而表现出较好的消震性。

因此,灰铸铁在机械制造、冶金、矿山、石油、化工、交通、船舶以及纺织等行业、获得广泛的应用。通常用于制造强度和塑性要求不高、但需有较高耐磨性的机床床身、发动机汽缸体、汽缸套、冶金工业中的轧辊等机件。有人作过粗略统计,灰铸铁在机床上约占总重量的60~90%,用量最大;在汽车、拖拉机与农业机械中也分别占50~70%与40~60%。

为满足生产、建设的需要,我国研制成功的高强度或具有特殊使用性能的灰铸铁即不下数十种,如钒钛铸铁、硼铸铁、高硅碳比铸铁、稀土高硅耐蚀铸铁等。

灰铸铁的生产在我国已有上千年的历史,在欧洲也有几百年。直至光学显微镜问世以来,人们才逐步认清了灰铸铁的强、韧性较低,主要是与大约占其断面面积8~15%的片状石墨有关,并且设想,如果能改变石墨的形状、分布、大小与数量,铸铁的强、韧性将会获

得大幅度的提高。

十八世纪初人们发现,白口铁经过长时间的退火后,得到了具有团絮状石墨的一种铸铁,在很大程度上保持了基体金属的连续性。这种铸铁不仅具有较高的强度(因基体中铁素体、珠光体相对量的不同,抗张强度可达 $30\sim 70\text{kgf/mm}^2$),而且亦有较高的塑性和韧性(延伸率和冲击韧性分别可达 12% 与 2kgf-m/cm^2)。就其性能而言,这种铸铁有点象钢,可以弯曲延展,因而被命名为可锻铸铁或玛钢。但是,近数十年来,由于有生产方式简便、性能优越的球墨铸铁问世,可锻铸铁的应用范围有渐趋缩小之势。

一九四三年,由于一次偶然的发现,发现在铁液中加入镁可以直接形成球状石墨,从而导致兼有更高强、韧性的球墨铸铁得到应用与推广。我国解放后,球墨铸铁的生产和研究工作发展很快,特别是六十年代初试验成功了以稀土镁作球化剂以来,已形成了球墨铸铁遍地开花之势。利用稀土镁中间合金冲入法处理铁水,工艺简便、操作安全且质量稳定。目前已广泛用于制造曲轴、齿轮、连杆等重要机件。但有关球墨铸铁生产的理论与实践研究仍方兴未艾,其中突出表现在对球化机理的探索、新球化剂的研制和加入工艺,以及随后如何热处理或免除热处理等方面。

伴随着科学技术的进展和工业生产上的需求,国内外又于六十年代中、末期开始研制蠕墨铸铁。蠕墨铸铁中的石墨呈短而粗的片状,边沿(在二维空间上的尖端)较钝,相当于球墨铸铁中球化不良的石墨形态,因酷似蠕虫状而得名。

蠕墨铸铁具有比灰铸铁强度高,比球墨铸铁铸造性能和热疲劳性能好等优点,而得到广泛的重视,成为独具一格的铸铁。它可以用以取代一部分高强度或合金灰铸铁、黑心可锻铸铁以及球墨铸铁,生产大马力柴油机缸盖、电动机外壳、机座、驱动箱箱体、制动器鼓轮、阀体等零件,收到显著的技术、经济效益。

但由于其问世历史较短,无论在理论上或生产实践上尚不够成熟,有待解决的问题较多,其中最主要的是如何稳定铸造工艺,以获得需要的石墨形态及蠕化率和一定组织的金属基体等。

如上所述,铸铁的牌号多,牵涉面广,有些还处于不成熟阶段,缺乏公认的、切实的质量评价准则;有的在机械零件上应用不广,而且没有多大的发展前途,因此不必面面俱到,一一加以介绍。本篇所涉及的内容,仅是工厂常用铸铁的某些铸造技术和质量控制的原则。

灰铸铁及其质量控制的一般原则

第一节 基础知识

一、铁-碳及铁-碳-硅状态图（平衡图）

在铸铁中的高碳相可能以两种不同的形式出现：冷却缓慢或含碳量较高时，大部分或全部以石墨状态存在；反之，则以渗碳体的形式出现。石墨可以视为是稳定相，而渗碳体则有分解为石墨和铁素体的倾向，不过当铸铁碳含量较低、处于较低温度的情况下，它仍然具有相对的稳定性，故被称为准稳定相。

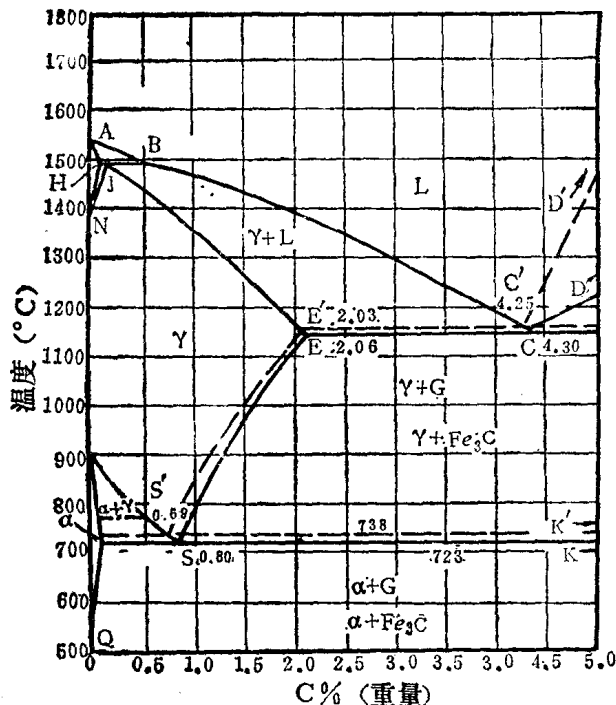


图1-1 铁-石墨、铁-渗碳体双重状态图

如所述及，铸铁实际上是铁-碳-硅三元合金。硅是强烈促进石墨化的元素，促使铁-碳合金按稳定系统结晶，并使状态图上主要临界点的温度升高、碳浓度降低。

铁-碳-硅三元状态图的建立比较困难，通常是固定某一硅含量，然后测绘铁-碳状态图：图1-2即为几种不同硅含量的、被人们称之为准二元的状态图。不难看出，随着硅含量的增高，不仅 C' 、 E' 、 S' 诸临界点将不同程度地向左上方移动，而且使奥氏体区逐渐缩小，以致趋于消失。硅的加入还使状态图上出现了共晶和共析转变的三相共存区，分别为液相、奥氏体、石墨与奥氏体、铁素体、石墨。这意味着铸铁的共晶和共析转变不是在一个恒定的温度，而

为此，在铁-碳合金中存在铁-石墨和铁-渗碳体两个系统，并相应可以绘制两种不同的状态图，即稳定系铁-石墨和准稳定系铁-渗碳体状态图。为研究和使用的方便起见，通常将两者叠绘于一个坐标系中，从而构成所谓的“双重”（或“复线”）铁-碳状态图（见图1-1）。由图可见，凡是有关高碳相转变的线均出现虚实两条，虚线表示铁-石墨系统，实线表示铁-渗碳体系统。虚线都位于实线的左上方，表示对同一成分的铁-碳合金而言，石墨析出的温度比渗碳体高；在同一温度下，铁-石墨系统中，碳在固溶体中的饱和溶解度比铁-渗碳体系中的小。

状态图上各主要临界点的位置列于表1-1。

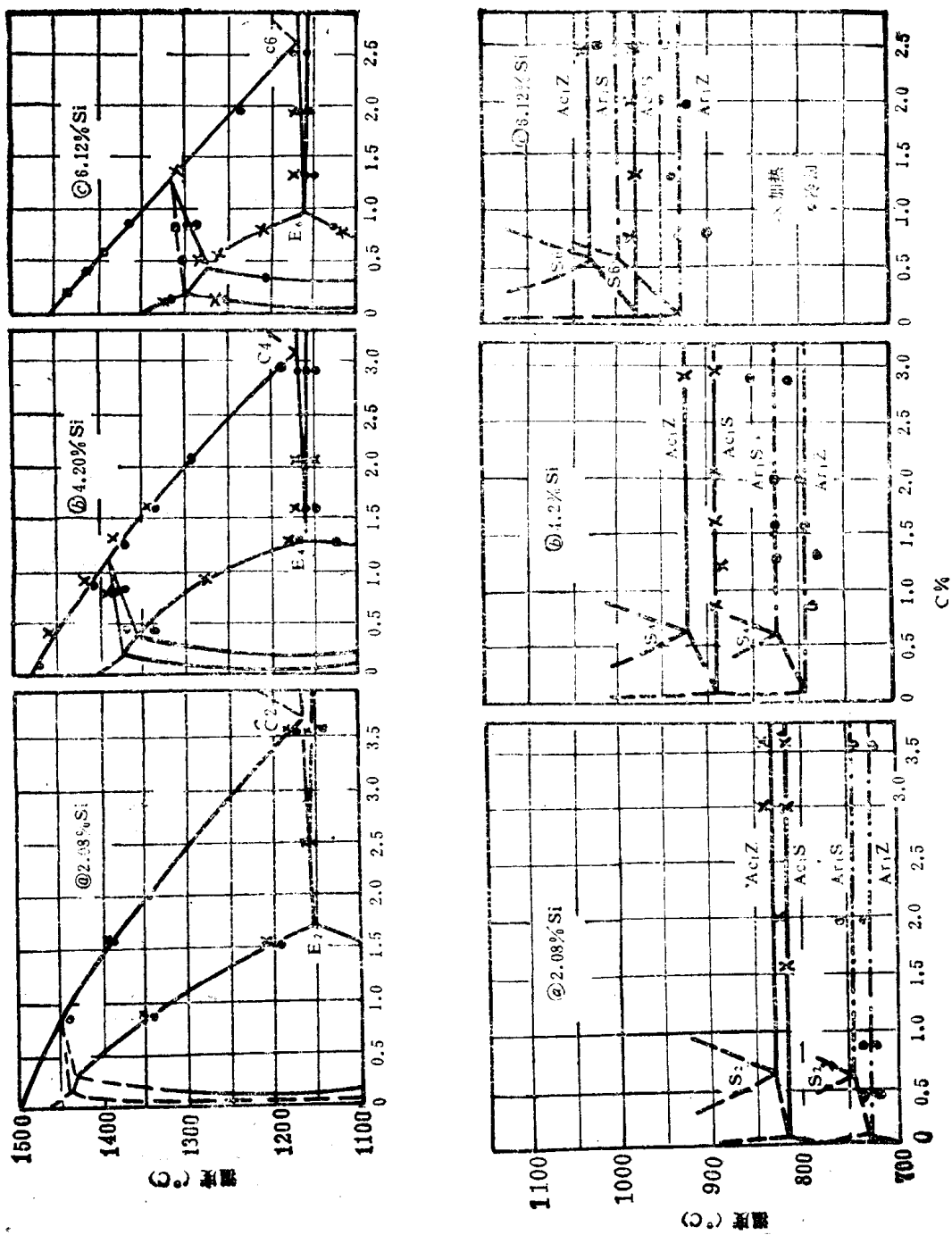


图1-2 铁-石墨-硅准二元状态图 图中：X—加热，●—冷却

是在一个温度范围内完成的。

二、铸铁中常见元素对状态图上临界点位置的影响

除硅而外，铸铁中常含元素对临界点位置的定性影响示于表1-2。但值得指出的是，这些元素的影响并不仅限于改变临界点的温度和成分，有时还足以改变某些线的走向和区域的形状，形成或关闭某一区域，甚至导致新相和新的相变出现。这些都是不能用原有临界点位置的变动反映出来，而且几种元素的综合影响亦无法表示，因此表1-2只能供研究铸铁结晶和热处理时参考，本身有很大的局限性。

表1-1 铁碳合金状态图上主要临界点位置

点	温 度 (°C)	碳 量	
		重 量%	原子%
C	1147	4.30	17.28
C'	1153	4.25	17.10
E	1147	2.06	8.91
E'	1153	2.03	8.79
S	723	0.80	3.61
S'	738	0.69	3.13
P	723	0.025	0.095
P'	738	0.023	0.087

表1-2 某些合金元素对铁—碳系统临界点温度和成分的影响

项目 元素	铁—石 墨 系					铁—渗 碳 体 系				
	共 晶 温 度	共 析 温 度	共晶点 含碳量	奥氏体饱 和碳量	共析点 含碳量	共 晶 温 度	共 析 温 度	共晶点 含碳量	奥氏体饱 和碳量	共析点 含碳量
Si	+	+	—	—	—	—	+	—	—	—
Mn		—	+	+	—	—	—	+	+	—
P	—	+	—	—	—	—	+	—	—	—
S	—	+	—	+	—	—	+	—	+	—
Cu		—					—			
Cr	—	+	—	—	—	+	+	—	—	—

注：“+”表示提高；“—”表示降低。

为了比较定量地反映各常见元素在通常含量范围内对临界点位置（温度与碳量）的单独与综合影响，可以采取下列计算公式：

(1) 液相线温度(BC线)

$$t_L(^{\circ}\text{C}) = 1664 - 124(C + 1/2P + 1/4Si)$$

(2) 共晶转变温度(C'、C)

$$t_{C'}(^{\circ}\text{C}) = 1153 + 7.5Si - 30P - 2Cr$$

$$t_C(^{\circ}\text{C}) = 1147 - 10Si - 30P + 30Cr$$

(3) 共晶点含碳量 (C'、C点)

$$C_{C'}(\%) = 4.25 - 0.3(Si + P) - 0.4S + 0.03Mn - 0.07Ni - 0.05Cr$$

$$C_C(\%) = 4.30 - 0.3(Si + p) - 0.4s + 0.03Mn - 0.07Ni - 0.05Cr$$

(4) 共析转变温度(S'、S)

$$t_{S'}(^{\circ}\text{C}) = 738 + 35Si + 200P + 8Cr - 20Ni - 35(Mn - 1.7S) - 10Cu$$

$$t_S(^{\circ}\text{C}) = 723 + 25Si + 200P + 8Cr - 30Ni - 35(Mn - 1.7S) - 10Cu$$

(5) 共析点含碳量(S'、S)

$$C_{S'}(\%) = 0.69 - 0.2Si - 0.05[Ni + Cr + (Mn - 1.7S)]$$

$$\dot{C}_s(\%) = 0.8 - 0.02\text{Si} - 0.05[\text{Ni} + \text{Cr} + (\text{Mn} - 1.7\text{S})]$$

(6) 碳在奥氏体中最大溶解度 (E'、E点)

$$C_{E'}(\%) = 2.03 - 0.15\text{Si} - 0.30\text{P} + 0.04(\text{Mn} - 1.7\text{S}) - 0.09\text{Ni} - 0.07\text{Cr}$$

$$C_E(\%) = 2.06 - 0.11\text{Si} - 0.30\text{P} + 0.04(\text{Mn} - 1.7\text{S}) - 0.09\text{Ni} - 0.07\text{Cr}$$

在上列计算式中, 元素符号代表该元素在铸铁中的重量百分比(%); “Mn-1.7S” 是考虑到在灰铸铁中会有一部分锰因形成MnS而失去作用, 而各式中的“P”只限于它在液体或固溶体中的溶解度范围以内。

为了分析某一具体成分铸铁的结晶过程、组织和性能, 首先需要了解它属于过共晶抑是亚共晶, 偏离共晶的程度如何, 从而有必要引入“碳当量”和“共晶度”两个概念。

当假定共晶点 (C'、C) 分别为一固定值: 4.25与4.30的情况下, 再根据各元素对共晶点实际含碳量的影响, 将这些元素的量折算成碳量的增减, 从而求得“碳当量”:

$$C_{E' \text{ 或 } E} = [C + 0.3(\text{Si} + \text{P}) + 0.4\text{S} - 0.03\text{Mn}] \%$$

由于铸铁中的含硫量相对很低, 而锰对共晶点的影响很微弱, 因此后两项可忽略不计, 这样, 碳当量可简写为:

$$C_{\text{当}}(\%) = C + 0.3(\text{Si} + \text{P})$$

铸铁偏离共晶点的方向、程度, 称为共晶度(Sc'或Sc), 以稳定系为例, 其值可按下式计算:

$$Sc' = \frac{C}{Cc'} = \frac{C}{4.25 - 0.3(\text{Si} + \text{P})}$$

式中: C—铸铁含碳量, %;

Cc'—铸铁共晶点实际碳量, % (稳定系)

更准确一些是用共晶体在组织中的比例来表示共晶度:

$$\begin{aligned} Sc' &= \frac{C - C_{E'}}{Cc' - C_{E'}} = \frac{C - 2.03 + 0.15\text{Si}}{4.25 - 0.3(\text{Si} + \text{P}) - 2.03 + 0.15\text{Si}} \\ &= \frac{C + 0.15\text{Si} - 2.03}{2.22 - 0.15\text{Si} - 0.3\text{P}} \end{aligned}$$

当Sc'(Sc)大于1时, 为过共晶成分的铸铁; 小于1时为亚共晶铸铁; 刚好等于1时则为共晶成分的铸铁。

三、铸铁的结晶过程

按照平衡相图, 当液体铸铁冷却碰到液相线时, 将析出固相晶体(开始结晶), 且随着冷却的进行, 服从平衡相图标示的规律直至全部转变成固体为止。不过冷却速度将决定相变的过冷度, 亦即平衡图上各点线的位置随冷却速度的加快而被压低。

在讨论结晶时, 通常把奥氏体(初生石墨或渗碳体)的析出和随后的共晶反应称为铸铁的一次结晶, 而把凝固后碳自奥氏体中的脱溶沉淀和共析转变称为二次结晶。

1. 共晶结晶的过程——一次结晶

当铁液成分为共晶浓度, 并且过冷度不大时, 结晶的领先相是石墨。由于石墨晶核的形成, 遂造成液体和石墨相界面(L/G)上铁液中贫碳, 并导致奥氏体在此界面生核、长大。不言而喻, 由于奥氏体的形成, 又使L/G周围铁液中的碳达到饱和程度, 从而使石墨得以继续长大。如此相互促进, 保证了共晶转变的顺利进行。

在此以灰铸铁为例, 讨论一次结晶时石墨和伴生相—奥氏体的成核、长大模式。由于种种

原因（这在后文讨论球墨铸铁时将详加介绍），石墨一开始即沿a向（ $[10\bar{1}0]$ 方向）长成小片状，奥氏体只能贴在石墨片的两侧析出。由于石墨在随后的结晶线速度超过奥氏体，所以后者始终难以完全包围住石墨，从而保持着石墨的边缘一直与铁液相接触。这种可称之为共生生长的机构，导致石墨最终形成片状。

但是，共晶石墨不象初生石墨结晶成粗大、简单的叶片状，初始的共晶石墨片长大到一定的阶段便分瓣长入液体金属，从而加速了整个结晶过程。可以认为，石墨的成核是起始于下述两种情况：

（1）自发成核 由于铁液中存在无数的、几乎是均匀分布的碳原子集团，所以在液相线以上150℃左右，铁液中存在时隐时现且尺寸约为10~100Å的碳原子集团，这就是碳的浓度起伏。当这些集团在一定的温度下超过临界大小时，即有可能成为石墨的核心。不过灰铸铁由于未经特殊处理，碳的活性弱，自发核心比球墨铸铁少。另外，无论在哪一种铸铁的铁水中，含碳量越低，上述碳原子集团的数目相应减少。

除此而外，在一定的条件下，温度的起伏，亦即在某一瞬间，铁液中某些微观区域内的温度有可能高于或低于平均温度。当为后一种情况时，也就相当于局部过冷，导致石墨晶核的萌生。

这种自发成核的几率还可以用数学公式予以表示。根据结晶学的一般原理，成核率取决于两个因素，即结晶原子获得临界晶核形成成功的机率[用机率函数 $\exp(-\Delta F_c/KT)$ 表示]和克服扩散势垒而获得的扩散激活能[用函数 $\exp(-U/KT)$ 表示]。因此，成核总机率为：

$$I = C \cdot \exp \left\{ -(\Delta F_c + U)/KT \right\} \\ = \frac{NKT}{h} \exp(-\Delta F_c/KT) \cdot \exp(-U/KT)$$

式中：N—原子密度；

K—波尔茨曼常数， $1.38 \times 10^{-6} \text{erg}^\circ\text{K}^{-1}$ ；

T—熔体温度，°K；

h—勃朗克常数， $6.62 \times 10^{-27} \text{erg} \cdot \text{sec}$ ；

ΔF_c —临界晶核形成功，erg；

U—扩散激活能，erg

一般说这是两个矛盾的因素，转变的温度越低，即过冷度越大，固液两相的自由能差越大，成核所作的功越小；但由于液体粘滞性的随之增加，原子所获得的扩散激活能相对减小，亦即扩散变得困难。

（2）非自发成核 由于铸铁是Fe—C—Si合金，且难免有其它杂质，因此在铁液中可能会存在象SiC、SiO₂、MnS、(Ti, V) (N, C)等微粒。这些质点无疑能成为石墨析出的基面。考虑到基面与石墨的湿润程度以及假定石墨晶核为球状，则上面自发成核的公式可以改写为：

$$I = \frac{NKT}{h} \cdot \exp \left(\frac{16\pi\sigma^3 T_m^2}{3(Lm \cdot \Delta T)^2} \cdot \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} / KT \right) \\ \cdot \exp(U/KT)$$

式中：ΔT—熔体转变过冷度，°K；

Lm—相变结晶潜热，erg·cm⁻³；

Tm—熔体平衡结晶温度，°K；

θ—晶核与基面的湿润角。当θ=180°时，

石墨与异质基面完全不湿润，公式回复到自发成核条件

由上式可知，当熔体（铸铁铁水）的化学成分及温度一定时，除 ΔT 外，式中各参数均保持不变，而 ΔT 则取决于冷却速度及异质基面等情况。无论是自发还是非自发成核的方式；成核率表现在与 ΔT 的关系上都是突然爆发性的增长，并且相应发生在 $\Delta T=0.2T_m$ 和 $\Delta T \approx 0.02T_m$ 时，亦即对于纯铁而言为295℃；对于具体成分为C 2.59, Si 1.71, Mn 0.49, S 0.154, P 0.058, CE 3.13%, $T_m 1270^\circ\text{C}$ 的亚共晶铸铁而言， $\Delta T \approx 25.4^\circ\text{C}$ 。采用高温金相显微镜对共晶转变的实际观察和理论分析认为，石墨初始核心的形态是规则的，而最终形态则主要取决于生长条件。

关于石墨的成长过程，精细的研究指出，其亚机构主要借助于位错台阶，并且在成长过程中可以以分枝、碰撞结合及粘接长大三种方式进行。

近代的结晶过程理论指出，固态晶体在熔液中的生长速度取决于两相的界面结构。界面结构的判据是：

$$a = \left(\frac{L_0}{KT} \cdot \frac{\eta}{V} \right)$$

式中： L_0 —熔体温度， $^\circ\text{K}$ ；

K —波尔茨曼常数；

η —表层原子的邻近原子数；

V —晶体中原子的配位数

当 $a > 2$ 时，为光滑界面； $a < 2$ 时，为粗糙界面。一般金属为粗糙界面，非金属、半金属及一些半导体为光滑界面。石墨晶体为键能较大的非金属，故应为光滑界面。

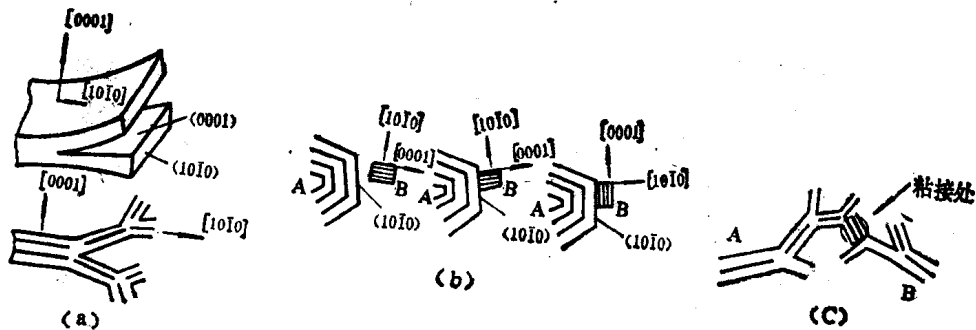
具有光滑界面的晶体常靠位错台阶生长，其平均生长速度可表示为：

$$R = \eta_0 \Delta T^2 \text{ (式中 } \eta_0 \text{ 为常数)}$$

亦即生长速度与过冷度的平方成正比。对于亚共晶铸铁而言，在冷速大约为116℃/分的情况下，石墨在共晶中期的生长线速度 $\Delta L / \Delta \tau = 1.7 \sim 3.2 \mu/\text{秒}$ ，但后期要快得多。

高温金相观察到的石墨最普遍的生长方式为分枝机构，即沿(0001)面发生劈裂（见图1—3a），这与过去的理论和实验结果完全吻合。但除此而外，还发现有两种成长形式：

（1）碰撞结合（或谓之“兼并生长”）在核心形成后或长大初期，由于液态金属的对流作用，以及石墨微粒自身在液相中作不规则运动的结果，造成了石墨微粒的互相碰撞，若相碰撞的两晶面具有对应关系，则有可能结合成为一个整体；如果相碰面失配，则结合不稳定，当转过某一角度达到晶面对应后，即可成为稳定结合（见图1—3b）。



(a) 石墨片分枝生长模式示意图 (b) 碰撞结合长大过程示意图 (c) 粘接长大过程示意图

图1-3 片状石墨的几种生长方法

(2) 粘接长大 几个独立生长的石墨枝晶互相接触,如果能继续生长并且有晶面对应关系,则两颗石墨能够长合成一个整体。图1—3c为A、B两石墨分枝以(1010)面互相粘接成为整体的模式。

当石墨晶体长大到一定大小后,由于周围液体中碳的贫化已经达到了奥氏体形成的浓度起伏条件,于是奥氏体(111)面以石墨(0001)面为衬底而形成。由于石墨分枝生长速度的不对称性,从而沿石墨外缘析出的奥氏体也是不均匀的,亦即共晶开始时并非整个石墨片的侧面均为奥氏体所包围。

每一个石墨晶核分枝出来的晶体及其伴生相奥氏体构成一个结晶中心,并以大致呈球状的外形成长,直至彼此碰接并使其间的残液完全转变为止。

随后继续冷却时,再发生奥氏体的分解。

2. 共析结晶的过程—二次结晶

铸铁在一次结晶(即凝固)完毕后所得到的基本组成相是奥氏体和高碳相(石墨抑或渗碳体或两者兼有)。在随后冷却的过程中,奥氏体仍要进一步发生分解,这种固态下的相变,通称为二次结晶过程。

二次结晶主要包括奥氏体中碳的脱溶和共析转变两个阶段。

(1) 奥氏体中碳的脱溶 以稳定系铁-碳状态图为例,在硅含量为2%的情况下,铸铁共晶反应终了后奥氏体的碳浓度落在E'点的位置上,即大约1.7%,而共析反应的碳浓度(S')点仅为0.66%,亦即有1%以上的碳要在冷却的过程中沿E'/S'线析出。在如上所述的灰铸铁或球墨铸铁中,从奥氏体中脱溶的碳一般是沉积在共晶生成的片状或球状石墨上,使其长大,但并不改变原有的基本形态,在金相上也无法将两者区分开来。不过这 不是 绝对的。

当相变按准稳定系(即沿ES线)进行时,从奥氏体中脱溶的碳显然是以析出渗碳体的方式发生,并且以通过原有共晶渗碳体长大或在晶界上形成网状渗碳体的两种形式出现。

(2) 共析转变

a. 当铸铁的石墨化倾向较小或冷却速度较快时,奥氏体的分解即将按照准稳定系进行,发生奥氏体→珠光体的转变。

象在钢中所通常观察到的一样,珠光体形成的领先相是渗碳体,并且大都起始于晶界成某些既存的壁面,当这些渗碳体的晶核在奥氏体晶界、石墨或夹杂物相界面出现后,势必造成其周围奥氏体中贫碳,这就为其两侧铁素体核心的形成创造了浓度起伏条件;由于铁素体的析出,又使其两外侧的奥氏体富碳,反过来又为渗碳体的新核形成提供了条件。如此互相促进,便导致一个珠光体集团的产生,并且保持着一个凸出的前沿。这是珠光体形成时的经典描绘方式。事实上珠光体转变的过程,往往是通过桥接或分枝机构完成的。在一个奥氏体晶粒内,可能同时或先后生成几个珠光体集团,直至生长到互相碰撞衔接后,共析转变便随之終了。

在一个珠光体集团中,交替着排列的渗碳体、铁素体片大致是平行的,它们的片间距与转变的过冷度密切相关,过冷度越大(相变的温度越低),片间距愈细。但是由于成长过程中种种因素的影响,渗碳体的片层往往不是平直的,彼此之间也多不是平行的,而是出现形形色色的所谓成长误差,包括常见的片层呈弯曲或断续状,放射式的发展,等等。另外,即使是在等温转变的条件下,在同一个奥氏体晶粒中,真实的片层间距也不完全一致,少数的甚至有较大的粗细之别。