

高等学校試用教科書

鑄鐵及熔煉

西安交通大學機械製造系鑄工教研組編



中國工業出版社

高等學校試用教科書



鑄鐵及熔煉

西安交通大學機械製造系鑄工教研組編

中國工業出版社

本书共分为：灰鑄鉄、优质鑄鉄、特殊鑄鉄、鑄鉄的熔炼等四篇。对于各种鑄鉄，着重叙述了机械性能、鑄造性能，对其产生影响的因素，以及获得各种鑄鉄的工艺。在熔炼方面则着重叙述了冲天炉的熔炼工艺及理论。

本书可作为高等学校机械制造系“鑄造工艺与设备”专业的“鑄鉄及其熔炼”课程的试用教科书，同时亦可作为从事于鑄造工作的工程技术人员参考书。

鑄鉄及熔炼

西安交通大学机械制造系鑄工教研組編

*

中国工业出版社出版（北京佟麟閣路丙10号）

（北京市书刊出版事业許可証出字第110号）

机工印刷厂印刷

新华书店科技发行所发行·各地新华书店經售

*

开本 $787 \times 1092 \frac{1}{16}$ · 印張 $13 \frac{5}{8}$ · 字数 313,000

1961年6月北京第一版·1961年6月北京第一次印刷

印数 0,001—2,033 · 定价 (10-6) 1.65 元

統一书号: 15165 · 276 (—机—32)

前 言

鑄鐵學作為一門單獨課程來講授在我們教研組經試行了幾年，本書即是以該課程歷年來在向蘇聯學習的過程中積累起來的教學資料作為主要依據，經修訂補充而成。由於近二年來各高等院校在教學改革過程中情況不一，為了照顧到本書的通用性，故在內容及編排方面主要取材於1959年度由陸文華同志所編寫的“鑄鐵學”課程的講義。

鑄鐵作為鑄造材料來說，在目前由於它所具有的成本低廉、易于熔煉、鑄造性能優良，以及在相應的領域內完全能得到令人滿意的使用性能等的一系列優越性，因此愈來愈廣泛地應用於各個工業部門中，所以“鑄鐵”無論在生產實踐上或在整個教學計劃中所處的地位都是很重要的。

本課程的任務是給學生在鑄鐵及其熔煉方面的基本知識，在學生學習“物理化學”、“冶金原理”、“金屬學及熱處理”、“鑄造合金原理”及“鑄型工藝”等課程的基礎上，使學生在學習本課程後，知道如何能夠高產、優質及低消耗地鑄造出符合性能要求的鑄鐵鑄件。故本書在內容上不再重複上述課程中已經學習過的知識，而是應用這些知識來討論各種鑄鐵的成分、組織、性能以及和鑄造工藝有關的一些問題。

本書資料主要取材於蘇聯出版的有關雜誌及參考書籍，補充了國內的工廠實踐資料，此外亦適當的編進了一些我校的科學研究成果。

為了便於學生的學習而負擔又不致過重，在內容上曾作了某些精簡，儘管書的篇幅已經不小，但仍然沒有能把每個問題都闡述得詳盡細致。近二年來在鑄造事業中，無論在國內與國外、理論與實踐等方面都有了飛躍的發展，但因時間所限大多數未能編入本書。同時，由於編寫者水平有限，未能把內容編得更緊湊、把理論與實踐、國外資料與國內實踐結合得更緊密，使學生易于閱讀和掌握。其它方面的缺點和錯誤當然也在所難免，尚祈讀者提出批評與指正。

本書在編寫過程中，有周慶德同志參加了編審工作，並補寫了第十章“高硫球墨鑄鐵”。其它有余滋璋、何紀運、李錦章、王可猷等同志幫助了對原稿的整理工作，促使了本書的順利編成。

感謝南京工學院、杭州工學院、華中工學院兄弟教研組對本書在編寫過程中的審閱與指導，對有關教師、書寫及描圖的同志在整理本書時所給予的幫助亦在此致以深切的謝意。

西安交通大學鑄工教研組

1961年4月

目 次

前言	3	二、孕育鑄鐵的应用	66
緒論	7	三、获得孕育鑄鐵的工艺	66
第一篇 灰鑄鐵		四、孕育处理的理論概述	71
第一章 鑄鐵的結晶过程	10	第八章 可鍛鑄鐵	72
一、鑄鐵的結晶过程	10	一、基本原理	72
二、石墨化过程	16	二、白口鑄件的获得	76
三、影响鑄鐵結晶与組織的各项因素	18	三、可鍛鑄鐵的退火过程	80
第二章 灰鑄鐵的鑄造性能	29	四、可鍛鑄鐵的应用范围	85
一、灰鑄鐵的流动性	29	五、可鍛鑄鐵的快速热处理方法	85
二、鑄鐵的收缩	30	第九章 球墨鑄鐵	93
三、鑄鐵鑄件的应力	33	一、球墨鑄鐵的发展及国内成就	93
四、灰鑄鐵鑄件的偏析	34	二、获得球墨鑄鐵的过程概述	93
五、灰鑄鐵的气体含量	35	三、球墨鑄鐵的鑄造工艺	94
第三章 灰鑄鐵的机械性能	36	四、球墨鑄鐵的鑄造性能及鑄造工艺特点	107
一、灰鑄鐵作为結構材料的优缺点	36	五、球墨鑄鐵的机械性能及特殊性能	113
二、基本組成相对鑄鐵机械性能的影响	38	六、球墨鑄鐵的热处理	125
三、化学成分对鑄鐵机械性能的影响	40	七、球墨鑄鐵的应用范围	128
四、液体状态对鑄鐵机械性能的影响	42	八、球状石墨形成的理論概述	129
第四章 灰鑄鐵的特殊性能	44	第十章 高硫球墨鑄鐵	133
一、灰鑄鐵的耐腐性	44	一、高硫球墨鑄鐵的发展过程	133
二、灰鑄鐵的抗氧化及抗生长的性能	48	二、高硫球墨鑄鐵的化学成分	133
三、灰鑄鐵的耐腐蝕性能	52	三、高硫球墨鑄鐵的退火处理	135
第五章 鑄鐵件的热处理	55	四、高硫球墨鑄鐵的鑄造特点	137
一、消除内应力的热处理	55	五、高硫球墨鑄鐵的应用范围	138
二、降低硬度的热处理	56	第三篇 特殊鑄鐵	
三、提高强度及硬度的热处理	56	第十一章 冷硬鑄鐵	139
四、表面热处理	58	一、冷硬鑄鐵的获得原理	139
第二篇 优质鑄鐵		二、化学成分对白口层的影响	140
第六章 获得优质鑄鐵的途径	59	三、工艺因素对白口层的影响	144
一、珠光体鑄鐵	59	四、双层冷硬軋軋的鑄造	145
二、鋼性鑄鐵(低碳鑄鐵)	59	第十二章 耐热及抗生长鑄鐵	147
三、应用金屬型鑄造的鑄鐵	60	一、耐热鑄鐵的概念	147
四、选择有利的原材料	60	二、耐热及抗生长鑄鐵	148
五、將鑄鐵进行孕育处理	60	第十三章 耐腐蝕及耐磨鑄鐵	152
第七章 孕育鑄鐵	61	一、硅对鑄鐵耐腐蝕性的影响	153
一、孕育鑄鐵的性能	61	二、鋁对鑄鐵耐腐蝕性能的影响	153
		三、耐磨鑄鐵	154

第四篇 鑄鐵的熔煉

第十四章 冲天炉的熔煉工艺 157

- 一、鑄鐵熔煉在鑄造生产中的意义 157
- 二、冲天炉构造介紹 157
- 三、冲天炉熔煉用各种原材料 158
- 四、冲天炉的熔煉工艺 164

第十五章 冲天炉熔煉的理論 168

- 一、冲天炉中的燃料燃燒及炉气分布 168
- 二、影响冲天炉內的燃燒情况及炉气分布的因素 171
- 三、炉料的熔化及鉄水的过热 173
- 四、冲天炉熔煉过程中不同区域中的冶金反应 174
- 五、冲天炉熔煉过程中鑄鐵化学成分的變化 176
- 六、冲天炉炉料的配算 183

第十六章 土鉄的熔煉 189

- 一、土鉄的特点 189
- 二、土鉄鑄造中常見的缺陷及其原因分析 189
- 三、对土鉄熔煉过程的要求 190

第十七章 近代冲天炉的熔煉方法 191

- 一、三排風口冲天炉 191
- 二、預热送風冲天炉 192
- 三、加氧送風操作 194
- 四、小風口冲天炉 195
- 五、縫隙式風口冲天炉 197
- 六、水冷式冲天炉 198
- 七、碱性冲天炉 199
- 八、在冲天炉中熔化切屑 201
- 九、利用气体燃料的冲天炉 204

第十八章 冲天炉熔煉鑄鉄时的控制及檢查 204

- 一、原材料的檢查与准备 204
- 二、鼓風的控制及檢查 205
- 三、鉄水质量的檢查 207
- 四、炉渣的檢查 207
- 五、炉气的檢查 208

第十九章 其他熔煉炉熔煉鑄鉄 208

- 一、固定式反射炉 209
- 二、迴轉式反射炉 211
- 三、电炉 212
- 四、用坩堝炉熔煉 213
- 五、双联法熔化鑄鉄 213

参考文献 216

緒 論

鑄鐵是鐵和其它元素的多元合金，它具有共晶轉化的特征。根據碳的存在形態及形式，可以將鑄鐵分成如下幾類：

- 一、普通灰鑄鐵 此時碳主要呈自由狀態，即石墨形態存在，而且呈粗片狀。
- 二、白口鐵 此時碳呈結合狀態，即滲碳體形式存在。
- 三、冷硬鑄鐵 此時鑄鐵某一部分（外部）由白口鐵組成；而另一部分（內部）由灰鑄鐵組成。
- 四、孕育鑄鐵 碳亦以石墨形態存在，與普通灰鑄鐵的區別在於較細小，而且分布得更均勻。
- 五、可鍛鑄鐵 由白口鐵退火而成，石墨呈團絮狀。
- 六、球墨鑄鐵 這是最新的一種鑄鐵，碳亦以自由狀態，即石墨形態存在，但呈球狀。

作為鑄造材料來說，鑄鐵具有一系列的優點及很有價值的性質。首先是鑄造鑄鐵件在工藝上比其它鑄造合金的鑄造工藝來得簡便，熔化溫度比鋼為低，熔化工藝及設備簡單等。第二，鑄鐵的成本比其它合金都便宜。第三，鑄鐵具有一系列的優良鑄造性能及足夠高的使用性能，而且在某些方面，如：缺口敏感性、耐磨性及循環韌性方面有獨特的優點。因此，就決定了鑄鐵具有廣泛的應用範圍。根據統計，在整個機器的總重中，鑄件要占50%以上（或40~70%），而在這些鑄件中，鑄鐵件又占70~75%，而鑄件形狀、大小及壁厚等可以由簡單到複雜、由幾克到幾百噸、由幾厘米到幾十米長、由幾毫米到1米厚以上。因此，便不難理解為什麼在近代機器製造工業部門對鑄件的生產得到了普遍的重視。

鑄鐵具有一系列的優點，但它也具有缺點，大多數鑄鐵件是沒有或很少有延伸能力以及抵抗沖擊載荷的能力，正因為如此，在某些領域內，就限制了鑄鐵的使用，如：許多機車上的零件、受劇烈震動的零件、經受交變載荷的零件等，就不得不用鑄鋼或鍛鋼來製造，這樣就增加了工藝的複雜性及機器的成本，再加上近代工業有向高速度、高載荷、高壓、高溫以及重量輕而强度高發展的趨勢，對零件也日益提出了更高的要求，故要保證鑄鐵能被廣泛採用，必須要進一步提高鑄鐵的性能才能跟得上形勢的發展。我們不僅要提高鑄鐵的性能，而且要不斷擴大鑄鐵的應用範圍。

孕育鑄鐵在國外發展較早，各國應用甚多。目前在國外，孕育鑄鐵件產量仍有不少（應用的孕育劑有Fe—Si、Ca—Si、Si—Fe—Ca、Si—Al—Ca、Fe—Si—Al等），其原因不外是廢鋼來源較多，孕育鑄鐵本身在性能上尚具有一定的特點（如循環韌性比較高），而且有足夠的強度（在加入少量合金後，抗拉強度可達40公斤/毫米²或更高），再由於工藝簡單，效果穩定，故孕育鑄鐵尚有一定的發展前途是可以肯定的，蘇聯最近用氣體（如NH₃）處理鐵水，亦獲得顯著效果。

球墨鑄鐵的問世在鑄造合金方面可以說是一個創舉。世界各國都非常重視，因此自

1947年試驗成功以來，無論在產量方面，據統計前几年全世界球墨鑄鐵的產量增長情況如表所示：

1949~1950	1953	1954	1955	1956上半年
5137噸	31778噸	46876噸	84037噸	59184噸

到目前為止，鑄態性能可穩定地達到以下範圍： $\sigma_b = 50 \sim 70$ 公斤/毫米²； $\delta = 2 \sim 15\%$ ，如經不同方法的热處理後， σ_b 可高達 95 公斤/毫米²或更高， δ 可高達 20%（兩者不可兼得）。

為了提高普通鑄鐵及球墨鑄鐵性能，在國外發展了許多合金化的方法。1957~1959年間國外曾先後在普通鑄鐵中加入 0.1~0.5% Sn 制造錫合金鑄鐵，可使基體中珠光體量占 50~100% 而無滲碳體，使普通鑄鐵的抗拉強度提高至 26 公斤/毫米²，耐磨性良好。1959年國外又有向球墨鑄鐵中加錫(0.003~0.4%)獲得了 60~100% 珠光體而無滲碳體的球墨鑄鐵， σ_b 高達 65~90 公斤/毫米²，延伸率 2~8%。根據我國資源情況看來，錫可能一個合金化的方向，其它尚有 Mn、Mo、V、B、Ti 等。國外研究工作認為 Mo、Ti、W、V、Cr、Si 等合金鑄鐵是耐熱鑄鐵的發展對象，普通西拉爾鑄鐵，特別是球墨西拉爾鑄鐵(含 4~6% 硅)，受到很大的重視。

蘇聯近年來對球墨鑄鐵的處理工藝、球化理論及工藝特點方面進行了大量研究，特別在球化理論方面更加突出。

在可鍛鑄鐵方面國外把主要注意力集中在進一步提高性能、縮短退火時間以及用到厚大斷面的零件上去，在性能上國外珠光體可鍛鑄鐵 σ_b 可達 45~70 公斤/毫米²， δ 2~10%。在縮短退火時間方面，如採用墜道式退火電爐，可將全部退火時間縮短到 30 小時。蘇聯某些工廠已採用了淬火—退火方法，退火前先在 970~980℃ 油淬，全部退火時間縮短至 24~28 小時；另外用油槽退火方法，可將退火時間縮短至 10~12 小時。

根據國內統計，在第一個五年計劃內鑄件產量提高了好幾倍，鑄鐵件的平均廢品率逐年降低，並為機械工業部門提供了各種重點產品的毛坯。

解放初期，我國還只能熔煉抗拉強度 18 公斤/毫米² 以下的灰鑄鐵。但到目前抗拉強度大於 21 公斤/毫米² 的灰鑄鐵、孕育鑄鐵、可鍛鑄鐵、球墨鑄鐵及各種特殊鑄鐵鑄件的生產已為廣大的鑄造工作者所掌握。

1958 年以來，由於在全國範圍內掀起了大煉鋼鐵運動，生產了大量鋼鐵，有力的推動了我國機械制造工業的高速度發展，經過二三年來的生產實踐，克服了技術上的困難，摸索了很多經驗，生產了大量性能合乎要求的鑄件。

孕育鑄鐵是在 1949 年年底開始由上海某公司生產，在當時缺乏其它高強度鑄鐵的情況下，起了很大作用。目前在一些工廠還是大批的生產孕育鑄鐵鑄件，質量甚為穩定，抗拉強度達 28~36 公斤/毫米²，該廠生產的 250 匹馬力柴油機的曲軸便是由低合金孕育鑄鐵製造的。

可鍛鑄鐵方面最近亦有很大發展，退火時間從解放初期的 120~150 小時縮短到目前的 20~40 小時，曾先後由靈山農具廠試驗成功加錳快速退火法（全部退火時間為 12~15 小時， σ_b 達 40~60 公斤/毫米²， δ 達 2~8%）。另一些廠用加鋁低溫時效快速退火法，使退

火時間縮短到 40 小時左右。由哈爾濱工業大學與第一汽車製造廠合作研究成功了加硼鎂的快速退火工藝，使退火時間縮短到 24 小時。

球墨鑄鐵在我國發展得特別迅速，目前可說已進入世界先進行列。自 1949 年 2 月在實驗室中加鎂合金得到球墨鑄鐵以來，在十年多一點的時間里獲得了巨大的成就。我們曾創造了利用安全殼的純鎂處理法、補沖鐵水的處理法、鎂屑結處理法、鐵水表皮球化鑑定法以及利用火焰鑑定球化程度的方法，並創造了天容加鎂法，使生產條件下的平均耗鎂量達到 0.2% 以下，在試驗室條件下最低的耗鎂量達到 0.059%（新鄉機械廠資料），壓力加鎂法已為許多生產工廠所採用。到目前為止機械性能已能控制在下列範圍：

	σ_b 公斤/毫米 ²	δ %	H_B
鑄態	54~74	2.5~1.5	205~250
正火	85~96	3~4.5	285~294

據先進工廠報導：珠光體球墨鑄鐵的強度可高至大於 70 公斤/毫米²，正火後可達 105 公斤/毫米²。

我國還掌握了各種球墨鑄鐵熱處理方法，對退火、正火以及等溫淬火等方法作了較多的研究。退火後延伸率可高達 15~25%，淬火後抗拉強度可達 140 公斤/毫米²。

在球墨鑄鐵合金化方面，已對 Ni—Mo、Ni—Cr、Cr—Ni—Mo、W—Mn、Mn—Mo 等系作了初步研究，可作為高強度的及耐高溫的球墨鑄鐵鑄件。

在鑄件方面製成了大型軋輥及柴油機的曲軸。

在沖天爐熔煉鑄鐵方面，亦有很大的發展，從過去的大多數鑄造車間採用座爐或三節爐作為主要熔煉設備的情況進展到以現代化的沖天爐作為主要熔煉設備，學習和掌握了蘇聯三排風口沖天爐的熔煉工藝創造了小風口沖天爐，發展了預熱送風沖天爐、鹼性沖天爐以及水冷熱風無爐襯鹼性沖天爐等的熔煉技術。特別需要指出的是 1958 年以來，在全國性的大煉鋼鐵運動以後，鑄造車間在大量應用土鐵的前提下，創造性地改進和發展了沖天爐的結構和熔煉工藝，集中使用了各種強化方法（如：前爐回氣、二次進風、強化器、曲綫爐形等）而出現了多寶沖天爐，能在保持鐵水溫度不變的情況下，提高鐵焦比至 15:1 以上，在熔煉土鐵的過程中起了很大作用。

從國內情況看來，鑄鐵方面的努力方向首先必須穩定地利用各種土鐵，鑄造出合格的鑄件。此外，可以利用土鐵的低碳硅特點，熔鑄低碳硅鐵水製造優質鑄鐵以代替需要大量廢鋼的孕育鑄鐵。最近國內很多地方已經利用土鐵高硫的特點來製造高硫球墨鑄鐵，性能良好，在製造農機、農具的工作中發揮了很大作用，應該繼續加以推廣。

繼續研究可鍛鑄鐵的快速退火法，進一步縮短退火時間及提高其機械性能，並使其能用之于較厚斷面的鑄件。

繼續研究並擴大球墨鑄鐵的應用範圍，發展大型球墨鑄鐵鑄件，消除鑄造缺陷、穩定質量、提高性能、節約用鎂並探討新的球化劑，結合我國資源發展合金球墨鑄鐵。

繼續提高鑄件的質量和降低成本、在推動生產、遠近結合的基礎上加強鑄鐵方面的理論研究工作應該是鑄造工作者的重要任務。

第一篇 灰鑄鐵

第一章 鑄鐵的結晶过程

一 鑄鐵的結晶过程

1. 从液体温度到共晶温度間的組織变化。

鑄鐵可以看作是一种鉄碳及硅的三元合金，其他元素可以看作是鑄鐵中的杂质，在研究鑄鐵的結晶現象时，一般根据鉄碳平衡图来加以分析，如硅量一定时，可以根据 Fe—Si—C 三元系中固定含硅量的截面图来加以研究，图 1-1 示 Fe—C 二元合金系的双重平衡图。

先以含碳不到 4.3% 的亚共晶鑄鐵加以研究，从图 1-2 所示合金自 a 冷却至 B 时，并不发生相的变化，亦无結晶現象，若冷却条件足以使合金过冷至 B 且維持在此点，則合金显然含有过饱和的鉄，因此，迟早会在鉄水中形成結晶核心，析出含有多量鉄的 γ 体，由于析出的 γ 体中含碳量比原来的少，这样便使液体部分的含碳量加濃，若温度保持不变，則液体部分的含碳量，便会自原来的 δ 向 δ' 变化。当液体含碳量为 δ' 而固态物含碳量为 δ 时，便又达到平衡。結晶的析出作用便告停止，此时液相量为 $B\delta'$ ，而 γ 体含量則为 $B\delta$ 。

若欲使結晶体繼續析出，必須有更大的过冷度，例如再过冷至 3，則液相成分为 K ，显然又含有过多的鉄，这样便会繼續析出 γ 体

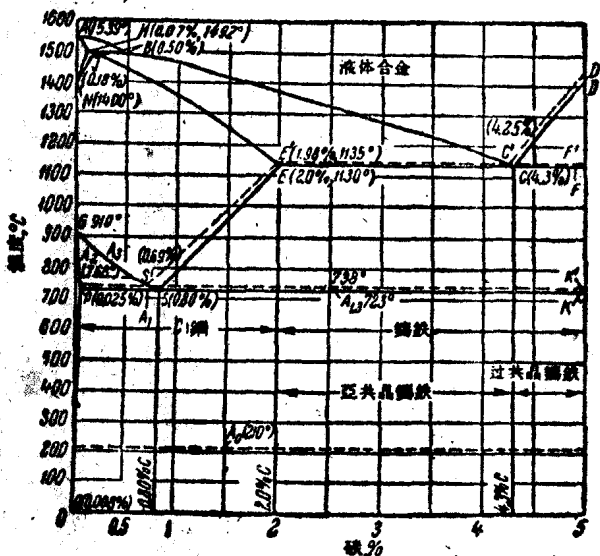


图 1-1 Fe—C 合金二元状态图。

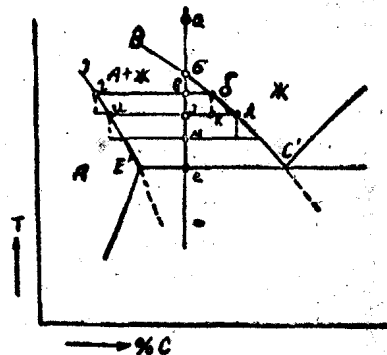


图 1-2 Fe—C 合金状态图的一部分。

結晶。这样繼續不断的冷却，便足以使鑄鐵不断析出 γ 体，而直到 O 点为止，此时析出 γ 体含碳量为 E' 而液体含碳量为 C' 。

繼續冷却时，便发生共晶轉化，若冷却速度較慢，共晶轉化时析出石墨，冷却速度超过某种限度时，共晶轉化时析出渗碳体，其轉化情况，下面再行討論。

至于含碳量超过 4.3% 的过共晶鑄鐵，冷却凝固时的变化方式有二种，一种为冷却速度較慢而在某一限度以下的情况，冷却期內析出石墨，当冷却速度超过某一限度时，冷却期

內可自鉄水中析出渗碳体。

以第一种結晶方式而論，情况如下：图 1-4 內的鉄水自 a 冷却时，在 $a-b$ 阶段中，并无結晶現象产生，图內 $C'D'$ 綫为鉄水与石墨保持平衡的温度与碳含量之間的关系，当冷却速度并不太大而鉄水过冷至 b 时，这样鉄水內便会迟早产生高碳的核心，由于析出石墨核心，在石墨表面部分的鉄水含碳量便会降低至 B ，这样远离核心的鉄水含碳量为 b ，比 B 点为濃，結果便会引起鉄水中碳原子的扩散，若使石墨不断生长直至所有未凝固鉄水內的碳含量全部达到 B 为止，若欲使石墨再行生长，必須再过冷至 B 点，此时液体的含碳量为 c ，显得含碳量又比平衡含量为高。这样便会使石墨繼續析出，直至未凝固部分成分变到 d 为止，此种情况不断进行，便可使液体的成分变至 C' 为止，其后的冷却凝固作用，便会引起共晶轉化。

在上述析出石墨的作用中，为了使石墨生长，除了必須有碳原子不断自其它部分扩散至 α/Γ 界面以外（鉄水/石墨界面），还有另外一个必要条件，那就是鉄原子必須不断地自 α/Γ 界面扩散到鉄水中去，留出空位来容纳碳原子。这个条件，主要是由于析出石墨时体积脹大，必須有空位以容纳脹大部分，才足以使石墨生长，由于这一关系， α/Γ 界面处附近鉄水中的 [空位] 濃度便会减少，而远离 α/Γ 界面处的 [空位] 則較濃，因此 [空位] 便又不断向 α/Γ 界面扩散，維持碳核心的生长，因此在析出石墨的过程中，共有二个限制条件，其一为碳原子的扩散，而另一則为鉄原子自己扩散以留出 [空位]，这二种作用中，以 [空位] 的扩散速度較慢，因此，这一作用便限制了石墨的生长（这只是 K. П. 布宁及其学派的理論）。

至于第二种結晶方式，情况如下：在图 1-4 所示的过共晶鉄中，由于冷却速度較大，过冷程度甚大，而使鉄水过冷至 CD 綫以下，此时便会自鉄水內直接析出渗碳体，当过共晶鉄水过冷至 a 点时，对 CD 与 $C'D'$ 而論，鉄水均显得含有过饱和的碳，在这种情况下当然有可能析出渗碳体，但同样有可能析出石墨。

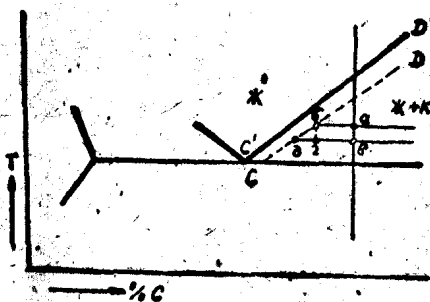


图1-3 Fe—C合金状态图的一部分。

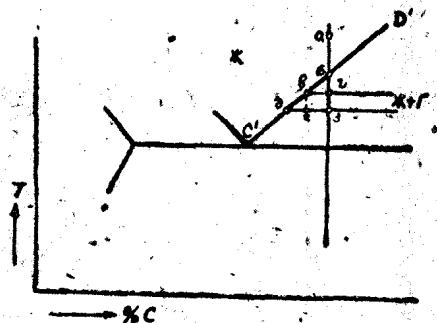


图1-4 Fe—C合金状态图的一部分。

根据前述析出石墨时的限制条件为鉄原子的自己扩散以造成 [空位] 而形成渗碳体的条件则为碳原子的扩散与鉄原子的重新排列，过冷度增加时，前一种作用减弱，而后一种作用加强，因此，过冷度加大时便析出渗碳体，至于渗碳体析出的过程，与析出石墨时相似，不再重述。

2. 鋼鉄的共晶轉化：

共晶轉化时，共晶液体分解成 γ 体及高碳相，此高碳相可为石墨，也可为渗碳体，根

据铁水成分、冷却条件、铁水处理方式而定。当共晶转化析出石墨时，铸铁便成为灰口铁，析出渗碳体时，便成白口铁，若同时析出石墨及渗碳体，则为麻口铁。

以共晶灰铸铁而论，共晶点 C' 为 BC' 线与 $D'C'$ 线的交点，如图 1-5 所示，当铁水过冷时，铁水便显得同时有过饱和的铁及碳，因此，有条件使 γ 体与石墨同时析出，过冷至 x 时，铁与碳的过饱和程度，可各用虚线 xy 及 xz 表示，若 x 点在 EF 线之上 (EF 线在图上未表示出)，则高碳析出物不可能是渗碳体，在这种情况下，最先析出的核心为石墨 (这是因为开始析出 γ 体时需要较大的过冷度之故)。由于石墨之析出，使石墨核心周围之液体内碳的浓度降低至 z ，这样便有可能在该处产生 γ 体核心。当 γ 体长大时，在 γ 体附近铁水中含碳量增加至 y ，形成了碳的浓度梯度，因此碳原子便会自 γ/A 界面向 γ/Γ 界面上扩散，而 γ/Γ 界面上的铁原子，则向 γ/A 界面扩散，留出空位以便石墨成长。

析出石墨片的尖端部分伸向铁水，四侧则有 γ 体包住，这样尖端部分往往快速生长，而欲使两侧肥厚，则碳原子必须自 γ/A 界面经 γ 体而自铁水扩散至 A/Γ (γ 体/石墨) 界面，这样两侧的增厚当然较慢，

因此析出的石墨便形成片状，可由图 1-6 示意说明。

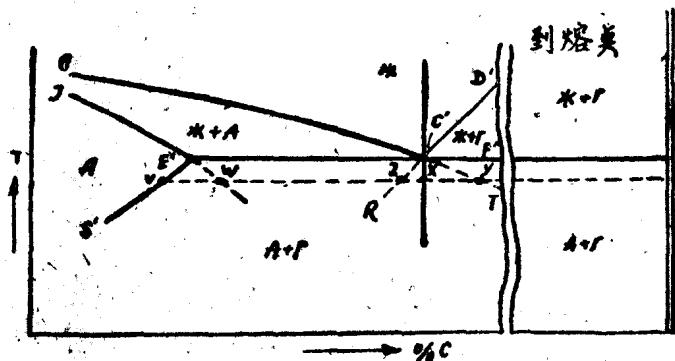


图1-5 Fe—C合金状态图的一部分。

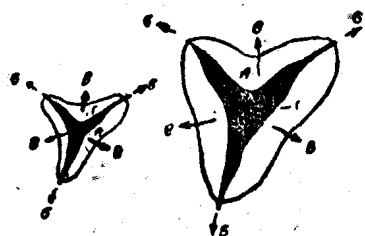


图1-6 A + Γ 集合体成长的示意图。

BB—石墨的纵向生长；BB—石墨的横向生长。

由共晶分解而生成的 $A + \Gamma$ 团本身并不均匀，此种组织本身的基质为 γ 体，其中含有石墨片。

当冷却速度增加时，此种片状石墨逐渐变细，当冷却速度超过某一限度时，便产生所谓 [过冷石墨]，即非常微细的晶枝间石墨。过去错误的认为此种石墨由渗碳体分解而成，事实上它的生成方式与前述一样，并无区别。(布宁的见解)。

非共晶铁水的共晶变化：此时共晶转化在具有过剩的 γ 体或石墨的方式下进行，如图 1-7 所示，当成分为 a 的亚共晶铁水冷却至 a 点时，便开始析出 γ 体，温度自 a 冷却到 δ ，析出 γ 体的成分便成为 E' ，而未凝固部分的液体成分则为 C' 。刚冷却至 δ 点时，并不会立即产生共晶转化，一般须有若干程度的过冷，在此过冷期内，仍不断地析出 γ 体，析出 γ 体的成分自 $E' \rightarrow W$ ，此时液体部分的成分自 $C' \rightarrow y$ ，这样铁水便显得含有过饱和的碳，因此便开始析出石墨，开始共晶转化，以后情况与共晶铸铁相同。

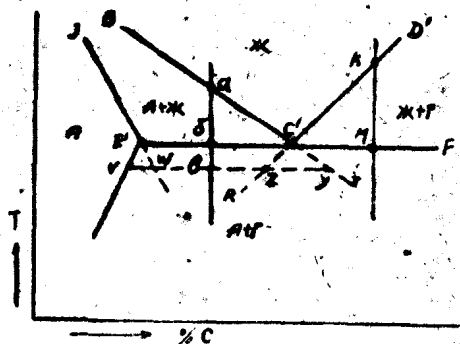


图1-7 Fe—C合金状态图的一部分。

当含碳量甚低的铁水凝固时，在发生共晶转化以前，已析出了大量 γ 体，结果发生共晶转化的液体量甚少，且成为个别的小区。被初晶 γ 体所隔开，结果使共晶转化中所析出的石墨分布在树枝状结晶之间，而成为树枝状分布形式。称为晶间石墨。

至于过共晶铁的共晶变化，基本上并没有特殊之点，在 KM 温度区内析出过多的石墨，铁水成分变成 C' ，再继续冷却，便会析出共晶 γ 体及共晶石墨，此共晶 γ 体可能在初析石墨表面上生成核心而析出，亦可能在共晶石墨面上产生核心而析出，但温度至少须在 M 点以下，当过冷甚小时，析出共晶 γ 体及共晶石墨与初析石墨相连，与共晶铸铁及亚共晶铸铁很难区别；但当过冷度甚大时，初析石墨面上所析出的石墨及 γ 体甚少，而在初析石墨所包围的区域中析出许多细小的共晶石墨。

白口铁的共晶转化：当共晶铁水过冷到 ECF 线以下时，共晶转化时便会析出渗碳体及 γ 体。

麻口铸铁的共晶转化：当冷却速度不太快也不太慢时，二种高碳相即石墨及渗碳体可同时产生，这样铸铁就成为麻口组织，此时一般是在共晶转化开始时析出石墨，共晶转化将完了时析出渗碳体，但亦有相反者，即先开始析出渗碳体，然后由于结晶过程的进行而放出凝固潜热，使冷却速度降低，以致析出石墨。

3. 铸铁在共晶温度与 A_1 点之间的组织变化。

液体中析出结晶的规律，在固态转化中同样适用，但固态状态中的变化，共有下述几项特点：

(一) 固态中的转化，与原来相及生成相有关，一般均在相界面上析出新相。

(二) 位相变化时，由于体积的变化，往往产生应力，转化温度愈低，以及转化中体积变化愈大时，则应力亦愈大。

铸铁于凝固完成时，组织可分为 $A + P$ (γ 体 + 石墨)， $A + K$ (γ 体 + 渗碳体) 或 $A + P + K$ (γ 体 + 石墨 + 渗碳体)，铸铁在共晶温度 T ，至共析温度 (A_1) 间还有较大的组织变化，在此段温度内，冷却过程中可能自 γ 体内析出石墨，亦可能自 γ 体内析出渗碳体。

(i) 析出石墨：凝固完毕时 γ 体的含碳量应为1.5~2.0%，但如果冷却速度甚大时，则由于 γ 体的选择性凝固作用，则含碳量远较上述数值为低。

假设 γ 体在析出过程中有足够的时间与液体部分相接触，而成分能够均匀化，则在凝固完毕时，其含碳量为 E' 如图1-8所示，温度下降时， γ 体内的饱和含碳量亦随之而降低，当铸铁温度降至 δ 点时，则含碳量为 B 的 γ 体便呈过饱和状态，若在此温度保持一定时间，则 γ 体内的过剩碳便会析出，若过冷度不大，即渗碳体并不可能析出时，

(如 δ 点在不稳定平衡相线 EF 以上)，析出物应为石墨，此石墨一定在 A/P 的界面上析出，这样便使该界面处 γ 体的含碳量降低至平衡值 δ ，而远离石墨面的 γ 体的含碳量仍为 B ，结果 γ 体内便会产生碳的浓度差 $B\delta$ ，因而引起了碳的扩散，使石墨不断生长，最后 γ 体的含碳量全部降低至 δ 时，石墨的生长便告停止，温度再降低便可再析出石墨，这样步步降低温度，最后可使 γ 体内的含碳量降至 S' 点。

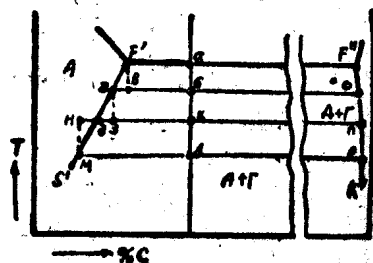


图1-8 铁-碳合金状态图的一部分。

析出的石墨一般均附着在原来已有的石墨面上，但由于析出石墨中的主要因素为界面上铁原子的自己扩散作用，因此若基体内的铁原子的自己扩散作用在某一方向上加速，则石墨便会取该方向生长长大。

(ii) 析出渗碳体：冷却速度加快时，或加入合金元素以降低铁原子自己扩散作用时， γ 体的析出石墨作用便会被阻止。此时便借碳原子的扩散与铁原子重新排列相配合而析出渗碳体。

以白口铁而论， γ 体的饱和含碳量为 E 点，如图1-9所示，温度降至 a 点时， E 成分的 γ 体与不稳定相的渗碳体保持平衡，冷至 b 点时， γ 体含有过多的碳，因而在 A/K 界面上析出渗碳体，由于和析出石墨同样的理由，使 γ 体内的含碳量变化至 i ，其后逐步冷却，终于使 γ 体的成分变成 S 。

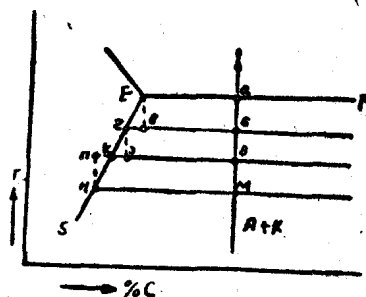


图1-9 铁-碳合金状态图的一部分。

析出渗碳体或石墨的量与冷却速度亦有关系，速冷时，渗碳体来不及析出，因此使冷至 A_1 点之 γ 体，含碳量可高于平衡含碳量。

4. 铸铁的共析转化

系指铸铁冷却至 $723^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ 以下的变化，在此区内，由于铸铁的冷却速度及化学成分不同，而可分为稳定式的与介稳定式的变化两大类。在稳定式变化中，生成物为共析石墨与铁素体，在介稳定变化中，则生成珠光体或其他组织，如索氏体、屈氏体、贝氏体及马氏体。在钢中仅有介稳定变化；而在铁中则由于成分中含有大量的硅，以致部分改变成稳定式变化，同时，由于有了硅，使共析点范围扩大，成为一个共析温度范围。这一方面，研究工作还做得很少，铁-碳-硅三元系状态图还未做成，仅有若干个含有一定硅量的若干切面图而已，共析范围这一个现象早已发现，例如以下述两种灰铸铁作淬火处理时：

(一) 3.20% C, 2.46% Si;

(二) 3.1% C, 3.77% Si。

第一种铸铁自 770°C 淬火时组织中，除有马氏体外，同时有铁素体存在，直至淬火温度提高到 800°C 以上组织中开始无铁素体存在；而在第二种铁中，由于硅量较高而碳量并无多大变化，淬火温度直至提高到 900°C 以上，组织中才只有马氏体而不見铁素体。由此可知，硅量越高，淬火时愈不易全部生成马氏体。在一般铸铁中，若不采用特别加速铸件冷却的方法，则在共晶区内铸铁根据稳定态而转化，生成石墨；而在共析转化时，则根据介稳定方式转化而生成珠光体组织。此外，在铸铁的共析转化时，必已有很多石墨存在，此项石墨对共析转化也能发生作用。

一般而论，铁水注入铸型后的冷却可分为两个阶段：第一阶段为共晶转化阶段，在此阶段内，如按稳定方式结晶时，则生成物为石墨，此时期内的冷却条件可决定石墨的大小，多少及分布形式，第二阶段为共析转化阶段在此阶段内决定铸铁的基体组织，共晶转化时的冷却速度能影响到石墨的析出条件，而析出的共晶石墨又可能成为共析转化时的核心，因此，对共析转化亦有一定的影响。

在钢中主要的研究对象为马氏体的转化作用，在铸铁中，主要的研究对象则为转变成珠光体的转化作用，这是因为铸铁大都在砂型中冷却，当达到共析转化温度时的冷却速度

不大，过冷程度甚低之故。

亚共晶鑄鉄在 $720^{\circ}\sim 530^{\circ}\text{C}$ 的过冷温度中轉化时，仅生成珠光体，过冷度愈大，珠光体的組織愈細微，在 500°C 及 500°C 以下轉化时，生成針状屈氏体与珠光体的混合組織。

过共晶鑄鉄在共析变化中，生成物中的鉄素体占絕大多數，仅磷共晶体四周有珠光体存在而已。当冷却速度加快而过冷温度为 680°C 时，組織中鉄素体含量为 $25\sim 30\%$ ，过冷温度为 650°C 时，鉄素体占 10% ，过冷温度为 620°C 时，組織中仅有鉄素体 $2\sim 3\%$ ，过冷温度达到 $600^{\circ}\sim 580^{\circ}\text{C}$ 时，組織中始无鉄素体存在。

若欲防止过共晶鉄中析出鉄素体，最好利用各种合金元素，其中最有效的是鉬，錳及鉍，加入此种元素后，过共晶鉄在 $680^{\circ}\sim 550^{\circ}\text{C}$ 的恒溫中发生共析轉化时，不致产生鉄素体，由此可知，上述合金元素加入鑄鉄后，在共析轉化时奥氏体显得比非合金更为稳定。图1-10示各种元素与奥氏体开始轉化所需的时间即奥氏体的稳定度的关系。时间愈长，表示奥氏体愈加稳定。由此图可知加入鉍对奥氏体的稳定度最大。碳含量愈大，奥氏体的稳定度愈低，这是由于奥氏体中碳的饱和度增加的緣故。

在实际鑄件中，鑄件在砂型中的冷却为連續式的，因此奥氏体的共析轉化生成物为各种混合組織，为了得到一定的組織，必須有一定的冷却速度，以含Si 1.8%的鑄鉄而論，若欲使共析轉化生成物全部为珠光体的組織，則冷却速度至少为 $0.4^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，即 $24^{\circ}\text{C}/\text{分}$ ；而含Si 2.7%的鑄鉄則需以每秒下降 6°C ，即 $360^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的速度冷却时，始能使組織中全部为珠光体。由此可知，含Si量愈高，生成全部珠光体組織所需的冷却速度应愈大。我們若知一种碳、硅含量的鑄鉄，在某一种冷却速度下（指 $750^{\circ}\sim 650^{\circ}\text{C}$ 間的溫度区内）的共析轉化生成組織，則根据此項数据便可求得同一化学成分，而厚度不同时的組織变化情形。

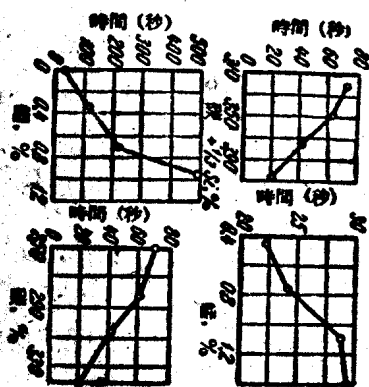


图1-10 某些元素在上部轉变地带对奥氏体稳定性的影响。

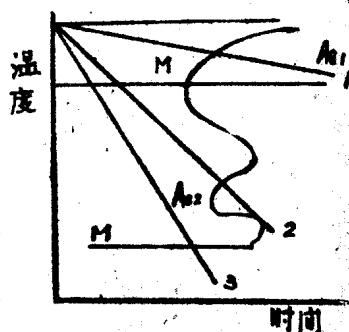


图1-11 不同冷却速度时鑄鉄組織形成的示意图。

鑄鉄中的基体組織，可根据冷却曲線与共析分解S——曲線的交点来估計，例如在图1-11中冷却曲線1与S——曲線相交于珠光体轉化速度最大点之上，表示共析轉化生成物为珠光体；冷却曲線2与S——曲線相交于 A_{e2} 处，此时共析轉化生成物便可能是針状屈氏体；冷却曲線3与S——曲線相交于M綫处，此时便轉化成馬氏体。

若冷却速度保持一定，而逐漸增加合金元素含量，亦可改变鑄鉄的基体組織。例如以普通鑄鉄澆注厚12毫米的干砂型鑄件，所得的基体組織为鉄素体——珠光体混合組織，如

加入0.3%Mo后,基体組織便全部轉化成珠光体。此时奥氏体的稳定程度并不頂大。加入Mo1~1.5%时,組織中便有針状屈氏体产生;如含Mo量更为增加,則基体組織中可完全轉化成馬氏体。在上述情况中,相当于图1-11的冷却曲綫不动,而S——曲綫向右移动,以致原来的冷却曲綫1逐步与 A_{e2} 处相交,而最后則与M处相交,因此組織上便发生上述变化。

由此可知,决定鑄鉄基体組織的主要因素是:鑄鉄的化学成分及冷却速度,在一定的化学成分下,基体組織由冷却速度所决定,冷却速度非但能影响鑄鉄的基体組織,而且能影响到組織的粗細程度(包括石墨及基体),增加冷却速度可細化晶粒,如对珠光体來說,增加冷却速度,使珠光体組織細化。

在实际生产中,鑄鉄的外表部分与中心部分的冷却速度相差甚多,因此内外部分的組織有时亦会有显著的差别。

二 石墨化过程

在上节內已經詳細地談了关于石墨的結晶过程,故在本节內不再重复,本节內主要介紹有关石墨化过程的其他一些問題。

1. 現有石墨化理論的观点及其分歧

虽然关于石墨化問題进行了大量工作,但目前在这个問題上还有分歧。

关于石墨形成过程的原理有二种不同的观点,第一种观点认为石墨是渗碳体分解的产物,不能由溶液(液体与固溶体)中直接析出,根据这个观点任何化学成分的鑄鉄不管它的冷却条件如何,結晶时都生成白口,进一步当条件有利时再轉化为灰口,因此对所有的鑄鉄來說,只存在一种平衡图——介稳定平衡图,主張这个观点的有M. F. 阿克諾夫;A. H. 藍达;K. H. 瓦申柯等。前二位学者并认为最初形成的渗碳体的時間非常短,在液体时已可以分解。

第二种观点认为根据不同条件石墨能由液体中直接析出,亦可能由渗碳体分解而得,根据这个观点便有双重平衡图的存在——介稳定平衡图与稳定平衡图,主張这个观点的有K. П. 布宁;Г. H. 德魯斯基;И. H. 布格切夫;B. Ф. 祖巴烈夫;H. Г. 盖尔紹維奇等。

在苏联大多数学者主張并贊同第二种石墨化理論的观点,并应用双重平衡图来研究鑄鉄的結晶过程。

在国内关于这方面的工作做得还比較少,故还没有建立起具有足够根据的見解与观点。

2. 灰鑄鉄內石墨的分布形式

石墨形成的一般过程如下:在初生相(亚共晶鑄鉄內为奥氏体,而在过共晶鑄鉄內为石墨)析出以后,便开始共晶轉化而相应地析出石墨。但是由于过冷較少,这时通常得到粗大的聚集物,而不是細小的共晶組織。在这种条件下,石墨的析出物呈均匀而无方向性的分布着(图1-12a)。

当过冷度大一点时,就形成了蔷薇状的石墨,这种石墨在放大倍数不大时能很好地在金相試片上发现(图1-12b)。

当过冷度再加大时,尤其在亚共晶鑄鉄內,石墨分布在奥氏体枝晶間的空隙中(图1-12c)在这种情况下,石墨沿先形成的奥氏体枝晶分布。因此,石墨的分布具有枝晶間