

铸铁的热处理

伏克斯 著



机械工业出版社

鑄鐵的熱處理

伏克斯著

陳洵譯



機械工業出版社

1957

出版者的話

本書主要內容是討論鑄鐵的金相組織和影響鑄鐵組織與性能的因素，敘述鑄鐵熱處理的基本原理，並詳細地介紹了灰口、白口和冷硬鑄鐵的各種熱處理以及鑄鐵表面熱處理和化學熱處理的近代工藝方法和最新成就，同時還指出了鑄鐵及其熱處理在機器製造中的應用與發展前途。

本書可供機器製造工廠的工程技術人員參考之用。

蘇聯 С. И. Фукс 著 ‘Термическая обработка чугуна’
(Машгиз 1954 年第一版)

* * *

NO. 1448

1957 年 10 月第一版 1957 年 10 月第一版第一次印刷
850×1168 $\frac{1}{32}$ 字數 110 千字 印張 4 $\frac{3}{8}$ 插頁 4 0,001— 3,200 冊
機械工業出版社(北京東交民巷 27 號)出版
機械工業出版社印刷廠印刷 新華書店發行

北京市書刊出版營業許可證出字第 008 號 定價(10) 0.90 元

目 次

緒論	3
一 鉄碳合金——鑄鉄的成分和相	7
成分(7)——基本相(8)	
二 鉄碳合金的相平衡圖	12
鉄碳合金的稳定相平衡圖(14)——鉄碳合金的类稳定相平衡圖(15)	
三 鑄鉄的組織与性能	17
白口鑄鉄的組織(17)——灰口鑄鉄的組織(18)——鑄鉄的机械性能与工艺性能(18)——鑄鉄的物理性質与化学性質(33)	
四 影响鑄鉄組織与性能的因素	38
熔融鑄鉄的化学成分(38)——液态鑄鉄的过热与保温(42)——变质处理(43)——冷却速度(45)——鑄鉄的合金化(46)——高合金鑄鉄(50)——高强度鑄鉄(53)——低碳高强度鑄鉄(54)——球墨鑄鉄(55)	
五 鑄鉄的热处理(总論)	58
鑄鉄在热处理时的加热、保温与冷却(59)——鑄鉄加热时組織的轉变(62)——鑄鉄冷却时組織的轉变(64)	
六 灰口鑄鉄的热处理	79
消除内应力(鑄造应力)的热处理(79)——降低硬度的热处理(81)——提高硬度与强度的热处理(84)	
七 鑄鉄的表面淬火	100
高頻率感应加热(100)——电解加热(104)——火焰淬火(105)	
八 白口鑄鉄(可鍛鑄鉄)的热处理	108
白口鑄鉄退火时的石墨化过程(108)——石墨化完全退火(112)——石墨化不完全退火(116)——可鍛鑄鉄的正火与淬火(122)——鑄鉄板及其热处理(123)——石墨化鋼(125)	
九 冷硬鑄鉄的热处理	126
鑄鉄車輪的热处理(128)	
十 鑄鉄的化学热处理	131
氮化(134)——滲入金屬法(136)——在浇注鉄水于鑄型时鑄件的表面合金化(139)	
参考文献	148

緒 論

鑄鐵是鐵與碳以及其他元素組成的合金，它的特点是具有共晶轉變。

鑄鐵在機器制造中的應用範圍很廣，這是因為它的鑄造性質很好，熔化溫度較低，並且成本不高。

在機器制造業中用高質量鑄鐵代替鋼與有色金屬，為提高機器質量和耐久性以及降低造價开辟了遠大的前途。

在鑄鐵金屬學的科學問題研究中，蘇聯的金屬學者、熱處理工作者和鑄造師的工作占着很重要的地位，而且應該着重指出巴甫洛夫 (М. А. Павлов)、巴依可夫 (А. А. Байков)、庫爾納科夫 (Н. С. Курнаков)、維托爾夫 (Н. М. Витторф)、包赤瓦爾 (А. А. 及 А. М. Бочвар)、古得曹夫 (Н. Т. Гудцов)、斯金別爾格 (С. С. Штейнберг)、奧克諾夫 (М. Г. Окнов)、包格切夫 (И. Н. Богачев)、布寧 (К. П. Бунин)、瓦森科 (К. И. Ващенко)、格里索維奇 (Н. Г. Гиршович) 及其他人等的工作。由於他們的著作，明確了鑄鐵金屬學中的某些問題，並且為灰口鑄鐵與白口鑄鐵熱處理創造了新的方法。

然而到不久以前止，雖然在機器制造業中應用了大量的鑄鐵，但主要是用它制造一些載荷較低的零件。

由於一般灰口鑄鐵的機械性能較低，關於其性能的文獻資料還不全，所以造成了一種錯誤的觀點，認為鑄鐵是一種強度不高的材料，不適於制造重要零件。

近幾年來，我們已經掌握了性能已接近於鋼的鑄鐵的生產。由於詳細地研究了這種鑄鐵的性能並確定了影響零件金屬強度的新的因素，就根本地改變了我們對作為機器制造中的結構材料的鑄鐵所持的觀點。

为了用高质量鑄鉄代替鋼与有色金属，不仅我国（苏联）的許多科学研究机构在編制和改进这种鑄鉄的制造及热处理工艺过程，就是許多机器制造厂也在从事着这项工作。

科学家与生产工作者的创造性的友誼合作，給在生产中采用新品种鑄鉄带来了良好的結果，但必須使他們的經驗成为我国一切机器制造的財富。

一 鐵碳合金 —— 鑄鐵的成分和相

鐵碳合金中，碳的含量大于1.7%时，称为鑄鐵。鋼与鑄鐵的分界限是假定的；而在多成分合金的鑄鐵，即工業鑄鐵中，鋼与鑄鐵的界限还决定于其他元素（鐵与碳除外）的含量，含碳量可能还高或低一些。

鑄鐵中的碳可能成为石墨或碳化物（渗碳体）状态，或是二者同时存在。

成 分

工業鑄鐵（鐵—碳—硅三元合金）的成分是鐵、碳和硅。

鐵 鐵与其合金的金相学研究是在十九世紀三十年代由俄国偉大学者阿諾索夫（П. П. Аносов）首先进行的，而一个最完善的显微組織的記錄是屬於惹少塔爾斯基（А. А. Ржевотарский）的（1898年）。工業純鐵約含鐵99.9%，其他雜質占0.1%。在这些雜質中碳占0.006%，其他元素仅占十万分之几或百万分之几。

工業純鐵的熔化溫度为 1535°C （ $\pm 5^{\circ}\text{C}$ ）。液体金屬凝固的結果开始形成具有体心立方晶格的 δ -鐵，晶格常数 $a = 2.93\text{\AA}$ （圖1）， δ -鐵中溶解碳到0.08%。

繼續冷却时， δ -鐵在 1390°C 以上是稳定的，当到此溫度时，則轉变为另一种同素异形体 γ -鐵。 γ -鐵具有面心立方晶格，晶格常数 $a = 3.64\text{\AA}$ （圖2），溶解碳到1.7%。

再繼續冷却， γ -鐵在 910°C 以上是稳定的，在此溫度时轉变为 α -鐵，它与 δ -鐵一样，也具有体心立方晶格，其晶格常数 $a = 2.87\text{\AA}$ 。

这样，即鐵在固态状态具有两种同素异形体： α 和 γ 。 γ -鐵的特点是原子排列最密，当其轉变为 α -鐵时，体积随之增大。

α -鐵的机械性能可由下列数值說明之：抗拉强度 $\sigma_b = 25$

公斤/公厘²，屈服限度 $\sigma_s = 12$

公斤/公厘²，延伸率 $\delta = 50\%$ ，

收縮率 $\psi = 85\%$ ，冲击韌性

$a_k = 30$ 公斤·公尺/公分²，硬度

$H_B = 80$ 公斤/公厘²。

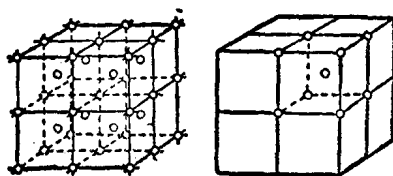


圖1 α -鐵晶格。

碳 在自然界中所見到

的碳是金剛石和石墨。在金

剛石中，每一個碳原子被四

個等距離的鄰近原子圍繞着

（圖3）。金剛石的特征是在

原子之間的共价結合。在鐵

合金中沒有金剛石形态的

碳。关于第二种形态的碳（石墨）的性質下面將要談到。

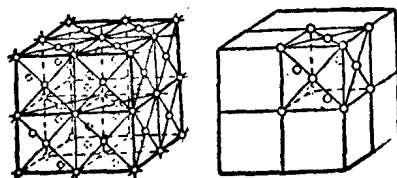


圖2 γ -鐵晶格。

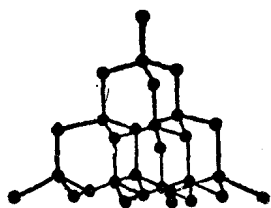


圖3 金剛石的晶格。

硅 硅的特征是原子之間的共价結

合，并且具有金剛石的晶格（圖3）。

硅的熔化溫度为1427°C，硅的原子量为

28.1，原子体积为11.6，比重为2.35克/

公分³；在20°C时的比热为0.17大卡/

公斤·度，綫膨脹系数 α 是 6.95×10^{-6} 公厘

/公尺·度，硬度是 $30H_B$ 。

基 本 相

鐵碳合金 鑄鐵可能处在下列几种相的状态：碳与硅在鉄內的液溶体，碳与硅在 α -鉄內的固溶体（鉄素体），碳与硅在 γ -鉄中的固溶体（奥氏体）。碳可能成为石墨和滲碳体状态。

液溶体 硅与鉄在液体状态彼此是無限溶解的，碳在液体状态的鉄中的溶解度，也显然是無限的。

鉄素体（ α -相） 碳与其他元素在 α -鉄內的固溶体为体心立

方晶格(圖1)。在鉄素体内,碳的最大溶解量在723°C时是0.04%,而在通常的温度下为0.006%。

一般的鋼和鑄鉄中,鉄素体固溶体内不仅含有碳,而且也含有相当数量的硅、錳、磷以及其他元素。

应当注意,鉄素体的机械性能决定于其中各种合金元素的含量。例如含2%硅和0.3%磷的灰口鑄鉄的鉄素体的硬度等于130 H_B 。可鍛鑄鉄的硬度 H_B 为100,其鉄素体含硅0.85%,含磷0.15%。

当高温加热的鉄素体快速冷却时,获得过饱和的碳和其他杂质的固溶体,这种固溶体在随后加热时有时效的倾向。时效可以提高强度与硬度,这是由于从过饱和的 α -固溶体内析出碳及其他杂质的缘故。鉄素体的塑性是由于沿着原子分布密度最大的結晶面發生塑性滑移。体心立方晶格具有六个不平行的滑移結晶面,这就使具有这种晶格的材料产生了塑性。

奥氏体 γ -鉄中,碳与合金元素的固溶体結晶成为面心立方晶格(圖2)。

实验証明,碳原子位于面心立方晶格的中心,或是在結晶学上所谓的肋格的中心。

由于在 γ -鉄的面心立方晶格的中心具有較大的空位,因此可以溶解大量的碳。

当1130°C时,奥氏体溶解碳可达1.7%[●],在723°C时达0.8%。在鑄鉄中,奥氏体存在于共析转变以上的温度范围内。奥氏体的显微組織是由同样的顆粒——双晶多面体所組成。奥氏体的結構为俄国学者巴依可夫(А. А. Байков)首先發現(1909年)。他是在高温下的真空中用氯浸蚀显微磨片,然后在正常的温度下进行研究發現的。奥氏体無磁性,它是可塑的,其可塑性是由于这种晶格具有一些滑移的結晶面。

不含合金元素的奥氏体硬度为170~220 H_B ,抗拉强度为40公斤/公厘²,延伸率 δ 为40~50%。

● 最近的資料达2.0%C。

石墨 石墨是碳的結晶变态的一种。石墨的晶格如圖 4 所示。碳原子在其六角形晶格之中排列成層狀，在每一層中，原子的分布很靠近（它們之間的距离为 $1.42 \text{ \AA}$ ），在它們之間有坚强的原子共价結合；在彼此位置最近的原子層与層相互之間（距离 $2.46 \text{ \AA}$ ）分子的結合〔溫德華式結合（вандербальсовы）〕較弱。因此，这些層很容易彼此分离，这也就說明了石墨的强度極小以及其有滑潤作用的原因。

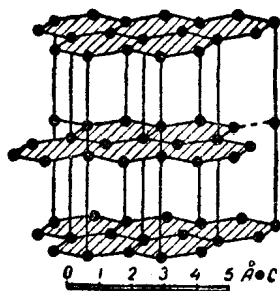


圖 4 石墨的晶格。

在鑄鐵中，石墨成为卷曲的片狀，或成灰色的球狀（圓粒狀）的夾雜物。石墨可以在灰口鑄鐵与可鍛鑄鐵中、特殊退火后的石墨化高碳鋼中、以及于 $400 \sim 600^\circ\text{C}$ 经过長時間保溫的低碳鋼（鍋爐鋼）中遇到。

灰口鑄鐵与可鍛鑄鐵中所見到的石墨的特性是一样的，只是晶粒的大小不同。

石墨晶粒的尺寸等于 $100 \cdot 10^{-3}$ 公分，而退火的碳是 $(30 \sim 50) \cdot 10^{-3}$ 公分。

灰口鑄鐵中石墨的比重等于 2.22，而退火后碳的比重是 2.28。石墨比金屬基体輕得多，但在金屬基体中却占有相当大的体积。石墨的比热等于 $0.2024 \text{ 大卡/公斤} \cdot \text{度}$ ；綫膨脹系数 $(0 \sim 400^\circ\text{C})$ $\alpha = 7.5 \sim 8 \times 10^{-6} \text{ 公分/公分} \cdot \text{度}$ ；热傳导 $+0.036 \pm 0.001 \text{ 卡/公分} \cdot \text{秒} \cdot \text{度}$ ；分子量或原子量等于 12.01；退火碳的單位电阻是 $150 \times 10^{-6} \text{ 欧姆/公分}$ ；硬度 $3 \sim 5 H_B$ 。

关于鑄鐵中石墨本性的問題，以及关于它的形成機構的問題，是鉄碳合金的金相学中最复杂的爭辯問題，虽然在这方面已有許多理論与实验的研究，但一直到現在还没有获得完善的解决。

按某些著者的研究，灰口鑄鐵中的石墨与通常自然界中的石墨的区别就在于它是鉄、錳和其他元素的固溶体。

然而，X 光的分析指出〔10〕，鉄在石墨中的溶解度不大。

但同时，用机械或化学方法分离出的石墨夹杂物的化学分析。有时发现铁的含量很多，达百分之几十。巴依可夫首先确定了在含碳量不等的铸铁中，石墨夹杂物的含量是不固定的这一事实。根据包格切夫 (И. Н. Богачев) [2] 和布宁 (К. П. Бунин) [9] 的研究，石墨中并不溶解大量的杂质；从铸铁中所析出的石墨事实上是一种与非金属夹杂物的机械混合物，其成分决定于铸铁的成分。这些夹杂物是石墨结晶时石墨化的中心，它们引起石墨的析出。

当结晶生长时，在其平面之间残留下不多的熔化层，其数量因结晶的条件不同，可能有很大的差别。在随后的冷却中，这些部分凝成固体，残留在石墨夹杂物的内部，成为富含铁的相。这也就说明了在进行石墨夹杂物的化学分析时所发现的较高的含铁量。

石墨作为铸铁的一种组织成分，其机械强度较低，因此在拉伸时，其作用与空腔一样。铸铁的机械性能首先取决于石墨夹杂物的大小与型式。

渗碳体 在铁碳合金中，碳与铁的化合物（碳化铁） Fe_3C 和以它为基体的固溶体，称为渗碳体。

某些学者（巴依可夫、布宁等）认为渗碳体是碳在铁内的类稳定的有序固溶体，这种固溶体的成分很固定。渗碳体的结晶结构很复杂（图5），具有正方体晶格，在单位晶格中有12个铁原

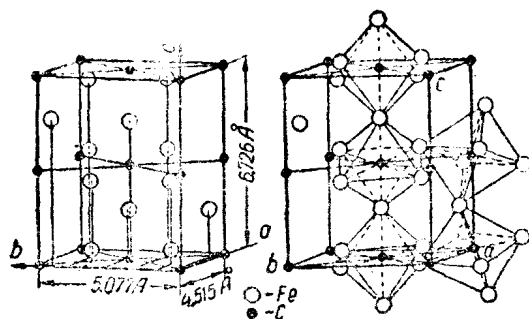


图5 渗碳体的晶格。

子和4个碳原子。鉄原子在晶格中排列得很紧密，因而使渗碳体具有金属的特性。

每一个碳原子被六个鉄原子所围绕，形成一个正八面体，其内部有空隙，为碳原子所填充。

渗碳体没有同素异形转变，在低于217°C时，它具有磁性，加热超过这个温度，磁性即消失。

渗碳体的熔点尚未准确定出，大约为1550°C。

渗碳体的比重与鉄近似，等于7.82。

表1所列爲鉄素体、奥氏体和渗碳体的某些物理性质。

表1 鑄鉄主要相的物理性質

主要相 的名称	分子量 或原子 量	在20°C 时的晶 格常数 (Å)	在20°C时的比容 (公分 ³ /克)	在100°C时的比热 (大卡/公斤·度)	导热率λ		平均线膨胀系数 $\alpha \cdot 10^6$	线膨胀温度系数 $\alpha \cdot 10^6$ (公分/公分·度)	电阻 单位 (欧姆/公分)
					大卡/公尺·时 ·度	卡/公分·秒 ·度			
鉄素体	55.85	2.861	0.12708	0.1107	66.0	0.18	14.5	12~12.5	—
奥氏体	55.85	—	—	0.12	36	0.10	—	17~24.0	—
渗碳体	179.5	—	0.13023	0.1480	6.1	0.017	—	6.0~6.5	$140 \cdot 10^{-6}$

二 鉄碳合金的相平衡圖

鉄碳合金的稳定系与类稳定系的相平衡圖示于圖6和7。

根据相平衡圖可以判断在不同温度下合金中处于平衡状态的相的成分与相的数目，以及可能的相的转变和其温度范围。

在稳定的平衡圖中研究鉄与石墨的合金，在类稳定平衡圖中研究鉄与碳化鉄（渗碳体）的合金。鉄碳合金具有稳定与类稳定的相平衡圖，是由于在鉄碳合金中不是永远都形成石墨。有时，

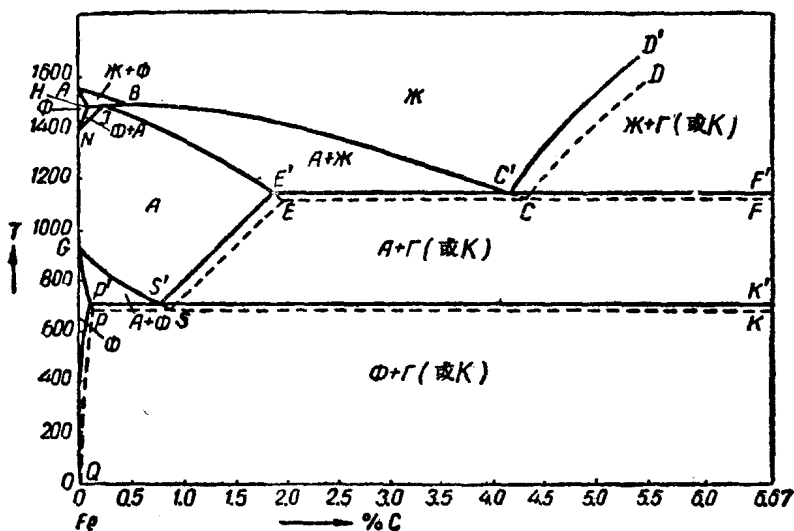


圖 6 鐵碳合金的穩定相平衡圖。

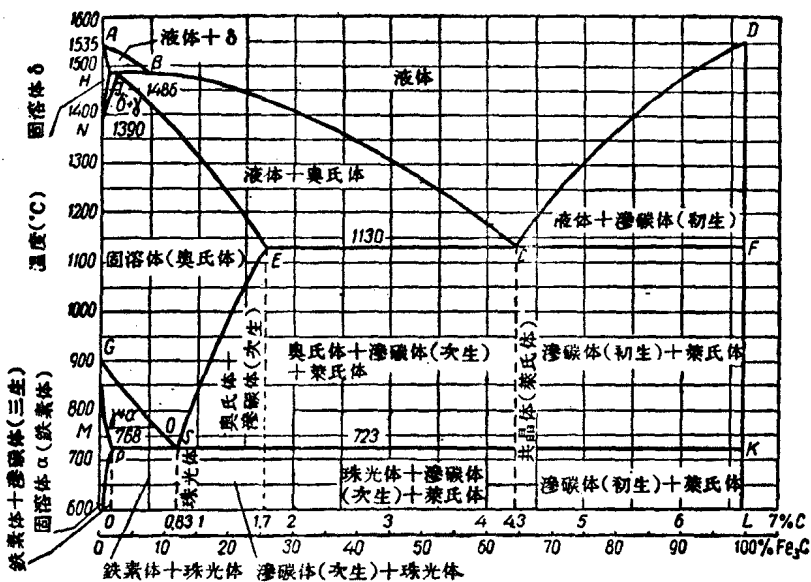


圖 7 鐵碳合金類穩定相平衡圖。

特別是在低溫時，在鋼與鑄鐵內石墨的形成常常受到阻礙，有碳化鐵——滲碳體形成而沒有石墨。

鐵碳合金的穩定相平衡圖

$ABC'D'$ 綫（圖 6）稱為液相綫，在該綫合金結晶開始； $AHJE'C'F'$ 綫為固相綫，在此綫合金結晶終了。

在穩定的平衡圖中，可能出現下列的相：液溶體、石墨、奧氏體和鐵素體。

ABH 區域內是液體相和 δ -固溶體（ δ -鐵）穩定存在的區域。

NHJ 區域內同時存在 δ -固溶體和 γ -固溶體（奧氏體）。 $BC'E'J$ 區域內同時存在液溶體和 γ -固溶體（奧氏體）。在 $C'D'$ 綫與 $C'F'$ 綫之間是石墨加液溶體的區域。 $S'E'F'K'$ 是奧氏體與石墨同時存在的區域。 GS' 與 GP' 綫是表示奧氏體和鐵素體平衡的綫。

$GS'P'$ 區域是奧氏體和鐵素體同時存在的區域。

當溫度低於 $P'S'K'$ 時，合金穩定於兩種狀態：鐵素體和石墨。

共析點 S' 、共晶點 C' 和包晶點 J 表示鐵碳合金三個平衡的狀態。 S' 點為奧氏體、鐵素體與石墨的平衡點， C' 點為液體、奧氏體與石墨的平衡點。而 J 點為奧氏體、鐵素體與液溶體的平衡點。

根據圖 6 所示的平衡圖，研究亞共晶、共晶與過共晶成分的灰口鑄鐵的凝固過程。

亞共晶鑄鐵凝固時，當溫度降低到 AC' 綫以下，由液溶體開始析出碳在鐵中的固溶體——奧氏體。在圖中 AC' 與 $E'C'$ 綫之間的溫度範圍內，將要析出可變成分的奧氏體，當溫度稍低於 $E'C'F'$ 綫時，合金凝固終結，結晶為奧氏體（合金中含碳低於 1.7% 時）或奧氏體和共晶體（合金含碳濃度為 1.7~4.32% 時）。共晶體是由極限成分的（含碳 1.72%）奧氏體和石墨組成的。

当温度继续下降，将发生固态的转变。在 $E'C'F'$ 和 $P'S'K'$ 线之间的温度范围内，由于溶解度降低，由奥氏体析出次生石墨。当温度达到 $P'S'K'$ 线以下时，含碳 0.7% 的奥氏体分解，形成由铁素体与石墨混合物所组成的石墨共析体。

共晶铸铁开始凝固时，立即凝固成为共晶体，其固态状态的转变与亚共晶成分的灰口铸铁相似。

当过共晶铸铁在稳定平衡状态下凝固，待温度降低到低于 $C'D'$ 线时，碳开始从液体中以石墨形态析出，石墨的析出是在 $C'D'$ 和 $E'C'F'$ 两线之间的温度范围内进行。

由于石墨的析出，液溶体中碳分减少，液溶体中碳的浓度随温度的降低按 $C'D'$ 线而变化，趋向于共晶成分。

自图中某一区域通过任意一点的水平线，与图内的基线相交点上，即表明在该温度下，什么相处于平衡状态。水平线与图上基线的交点向浓度轴作投影点，即决定相的成分。

含碳高于 1.7% 的合金冷却的结果，形成亚共晶、共晶或过共晶铸铁（灰口）。

铁碳合金的类稳定相平衡图

所有类稳定的相平衡图（图 7）上的线，即与含碳高的各相相关的各线（ PQ , ISK , SE , ECF , CD ），与稳定相平衡图相应的线比较，相对地向更高的碳分与更低的温度移动。

由图 7 所示类稳定平衡图可以看出，石墨从合金中的析出为碳化物（渗碳体）的析出所代替。

试研究亚共晶、共晶和过共晶白口铸铁的凝固过程，亚共晶铸铁由于温度降低到 AC 线以下，由液溶体中开始析出奥氏体，在 AC 、 ECF 线之间，含碳 0.8~1.7% 的合金，将析出可变成分的奥氏体。

含碳量大于 1.7% 的合金，在温度稍低于 1130°C 时，合金最后凝固終了，结晶成为奥氏体和共晶渗碳体，由含碳 1.7% 的奥氏

体和共晶渗碳体（合金含碳不超过4.3%）所组成的莱氏体。在 ECF 和 PSK 线之间的温度范围内，在固体状态下进行转变。由于碳在奥氏体内的溶解度（由1.7%到0.8%）的变化，从奥氏体中析出次生渗碳体。

当温度达到 PSK 线以下时，奥氏体趋向于含碳量0.8%，形成共析成分——铁素体和渗碳体的混合物。这样，最后相的成分是由铁素体和渗碳体所组成，后者是由共晶的、次生的和共析的渗碳体所组成。

共晶铸铁一开始凝固马上就结晶成为渗碳体的共晶体，在固体状态的转变与亚共晶铸铁的转变相似。

过共晶铸铁的温度降低到低于 CD 线时，由液溶体中开始析出初生渗碳体，在 CD 与 ECF 线之间的温度范围内一直继续发生这种转变。当过冷到稍低于 ECF 线的温度时，则渗碳体的共晶凝固即开始。在 ECF 和 PSK 线之间的温度范围内，有可变成分的奥氏体（1.7~0.8% C）和共晶的与次生的渗碳体存在。当温度低于 PSK 线时，溶解碳为0.8%的奥氏体形成铁素体和渗碳体的共析混合物。合金最后相的组成是铁素体和渗碳体。

由于合金在类稳定平衡的条件下冷却，所以形成白口铸铁的结构。

利用状态图（平衡图）时，应当考虑到它是在一定的冷却因素下提供的相的组成概念，并且能计算相的相对数量及其浓度。然而，状态图并未考虑时间因素，因此只有在研究合金的结晶动力学与机构学时才可能获得关于金属组织的全面概念。

例如，铸铁在稳定状态下冷却时，获得灰口铸铁，其中石墨是由初生共晶的、次生的和共析的石墨所组成的组织。然而，因扩散之故，无论在什么时候，即使在极慢的冷却之后，在组织中也不会出现上述的那种区别。