

鑄鉄金相学

И. Н. 包格切夫 著

許 冶 同 等譯

重工業出版社

鑄 鐵 金 相 學

И. Н. 包 格 切 夫 著

許 冶 同 等 譯

重 工 業 出 版 社

本書係根據蘇聯國立機械出版社 Машгиз /1952 年出版的包格切夫 (И. Н. Богачев) 著鑄鐵金相學 (Металлография чугуна) 翻譯而成。書中介紹了蘇聯學者在研究鑄鐵金相學方面的成就，內容非常豐富而有系統。書中依據相變動力學研究了鑄鐵中組織形成的問題。講述了石墨和金屬基體形成的問題以及各種因素的影響，並闡明了固體狀態的石墨化、鑄鐵機械性質的主要特點和一些合金元素對於組織形成與性質的影響。

本書可供高等工業學校學生、科學工作者和工廠工程技術人員參考之用。參加本書翻譯工作者為東北工學院許治同，沙瑩，李潤隆三位同志，最後全書經許治同同志校閱。

И. Н. БОГАЧЕВ
МЕТАЛЛОГРАФИЯ ЧУГУНА

Машгиз (Москва 1952)

* * *

鑄鐵金相學

許治同 等譯

重工業出版社 (北京市燈市口甲45號) 出版

北京市書刊出版業營業許可證出字第〇一五號

* * *

重工業出版社印刷廠印

一九五五年十一月第一版

一九五五年十一月北京第一次印刷 (1—1, 238)

$87 \times 1092 \cdot \frac{1}{25} \cdot 334,000$ 字 • 印張 $11 \frac{19}{2}$ • 定價 (9) 2.41 元

書號 0327

* * *

發行者 新華書店

目 錄

序	5
緒 言	6
第一章 鐵-碳系狀態圖及鑄鐵的相成分	8
1. 鐵碳狀態圖	8
2. 鑄鐵的相成分	17
3. 砂及相成分	21
第二章 鑄鐵的共晶轉變及石墨形成	25
1. 液相的本性	25
2. 結晶定律	27
3. 鑄鐵的共晶轉變及石墨形成	32
4. 鑄鐵的初晶組織	42
第三章 各種因素對石墨形成的影響	50
1. 鑄鐵的過熱	50
2. 鑄鐵的加製	58
3. 冷卻條件	79
第四章 石墨形成過程中合金元素的作用	84
1. 合金元素的分類	84
2. 碳化物的本性	88
3. 有害雜質	98
4. 一般規律	103
第五章 灰口鑄鐵的共析轉變	106
1. 鑄鐵加熱時的轉變	107
2. 過冷奧氏體的轉變	112
3. 共析轉變的反常性	121
第六章 灰口鑄鐵熱處理	128
1. 臨界點 A_1 以下的退火	128
2. 退火及常化	130
3. 淬火及回火	132
4. 鑄鐵的等溫處理	143
5. 鑄鐵的表面處理	145

第七章 冷硬鑄鐵	153
1. 冷硬現象	154
2. 冷硬深度及特徵	160
3. 半冷硬鑄件	166
4. 白口鑄鐵的磨損	166
5. 冷硬鑄件的熱處理	167
6. 合金鑄鐵的應用	171
第八章 白口鑄鐵的石墨化	174
1. 過程的圖解	175
2. 石墨化的動力學與機構	177
3. 石墨核心的成長	191
4. 石墨化理論	199
5. 加速退火的方法	200
6. 珠光體可鍛鑄鐵	207
7. 石墨化鋼（半鋼）	213
第九章 鑄鐵的機械性質	216
1. 鑄鐵的彈性性質	217
2. 鑄鐵的變形與破裂	221
3. 溫度對鑄鐵性質的影響	232
第十章 鑄鐵合金化	238
1. 鈦	238
2. 鉬	247
3. 鉻	261
4. 鎳	275
參考文獻	285
中俄名詞對照表	287

序

第一本關於鑄鐵金相學的綜合性書籍是 1934 年 М. Г. 奧克諾夫教授以鑄鐵金相學為名出版的一本教程，此書的第二版在 1938 年印行。在很長時期內，一般公認此書是唯一有系統性的參考資料。

現在此書已屬陳舊，因為最近十五年間蘇聯的鑄鐵金相學前進很遠。特別是關於相轉變動力學的研究得到很大的發展，顯著地擴大了關於鑄鐵結晶時以及固態轉變時所發生的現象的概念。

近年來，會出現一些有關鑄鐵金相學個別問題的專門論著。但是，這些書不能彌補這一題材系統全面著述的缺乏。這就是出版本書的原因。

這種著作在一定的程度上有着明顯的困難，所以其中可能存在的缺點在所難免。

書中根據蘇聯金屬學家的研究資料，以動力學為基礎，闡明鑄鐵金相學的現代概念。動力學概念的簡明化具有特別的意義，因為對於某些專家間多年爭辯和意見分歧所引起的許多問題，都可由此獲得簡單的解決。

作者力求敘述平易化，但是，一般教程與教科書所熟知的金屬學某些部分不復涉及。

作者對於工廠工作人員們在完成實驗方面的合作、烏拉爾工學院金屬學及熱處理教研組同事：技術科學碩士 А. А. 波波夫、技術科學碩士 В. Ф. 新克維奇，對於編寫本書所給的幫助，以及參加鑄鐵金相學個別問題的研究工作的同事與學生，表示深切的謝意。

И. Н. 包格切夫

緒 言

鑄鐵作為結構材料的應用，以之製造各種結構零件及武器（大炮、炮彈），在很遠的古代早已周知。由於鑄鐵零件的製造簡便而且廉價，所以鑄鐵在工程上的應用比鋼更早得多了。

在現代機械製造業中，鑄鐵也得到廣泛的應用，鐵鑄件的比重平均佔有製成機械重量的50%。由於鑄鐵質量顯著的改進，工程的發展更擴大了鑄鐵的應用範圍。

僅在最近 20—30 年內，由於鑄鐵零件生產的新方法推行的結果，其機械性質提高了三倍以上。如在1920年鑄鐵的平均破斷強度極限很少達到 20 噸/毫米^2 ，而現在高質量鑄鐵的強度極限達到 $60—70 \text{ 噸/毫米}^2$ 。鑄鐵性質所以這樣提高是由於灰口鑄鐵中石墨包含物的量、形狀及分佈特徵的改變，而灰口鑄鐵可認為是貫穿了石墨包含物的鋼。

存在於金屬基體中石墨的影響各自不同。其影響首先表現在金屬斷面的縮減，因之降低鑄鐵的性質。石墨片起着和在內切槽同樣的作用。隨着外面載荷的運用，鑄鐵中應力分佈不均，多半集中於切槽面，同時引起局部的過度應變。這是由於石墨對鑄鐵性質的不良影響，以致降低其性質而促成鑄鐵的脆性破裂。顯然，鑄鐵中石墨愈多，其形狀與分佈愈不佳，則鑄鐵的性質將愈為低劣。所以為了減少鑄鐵中的石墨，首先必須減少其中碳與矽的含量。鑄鐵質量的提高就是基於這個理由達到初步成功。但要減少促使石墨形成的主要元素，自有一定的限度；如要減至這個限度以下，就要促成鑄鐵白口化並得到白口鐵。

鑄鐵加製（Модифицирование）的應用及其廣泛的利用是在減少鑄鐵中碳與矽的鬥爭過程中的第二階段。加製改變了影響石墨形成與其分佈形式的主要元素的含量，並促成了新的質量改進，就是提高了鑄鐵的機械性質。通常用矽、石墨、矽鈣進行加製時，不僅能減少石墨的量，而且在石墨片長度一般減小的條件之下，改變其分佈的特徵。但是，加製時所得到的石墨仍然是片狀結構，對於切槽作用並未改善。

其次，當前任務是必須採取從片狀變為球狀形成的方法來改變石墨的形狀。當球狀形成時，切槽作用削弱，鑄鐵成為可塑的。這個問題已由蘇聯技術家勝利地予以解決。其結果實際上創造了新的材料——具有灰口鑄鐵所不能達到的性質的超級強度鑄鐵。這種超級強度鑄鐵的獲得就解決了鑄鐵的機械性質的問題。

石墨作為組織組成物，除了對於鑄鐵性質的不良影響以外，還具有鋼所無的

若干特點。如鑄鐵對表面切槽的不敏感、對振動載荷和疲勞的很好抗力，都屬於鑄鐵的特性。這些性質同樣地由石墨的量、分佈特徵及其形狀來決定。石墨量的減少及其有利形狀的獲得都可提高機械性質，同時減弱石墨的良好影響。

合理地利用作為鑄鐵組成部分的石墨的優點與缺點，在工程上就可以廣泛地把它應用於各種目的。

鑄鐵金相學作為金屬學的一部門，從實際觀點出發，其最關重要者在於研究鑄鐵的性質以及它的物理結構和組織與性質之關係。因為鑄鐵中石墨的存在決定了鐵碳合金的性質特點，所以鑄鐵凝固時石墨形成過程，各種因素對石墨形成的影響以及固體狀態的石墨化，都是鑄鐵金相學中基本的而最複雜的問題。

作為一門科學來說，鑄鐵金相學的發展比鋼的金相學緩慢得多。

對於鑄鐵金相學的基本問題——鑄鐵中石墨的形成，曾發生許多的不同意見與爭論。

偉大的蘇聯學者 П. П. 安諾索夫所說的下面一些話對於鑄鐵金相學可以完全適用：「在學術界有時摻入某種成見來反對普通方法（Н. Б. 見解），其實許多普通方法之中，可歸納為有系統的敘述，並在科學界佔有榮譽地位」。

由於否定「普通見解」，產生了一系列的唯心主義理論，致令我們對於主要問題不能得到正確的解答。

鑄鐵金相學這門科學發展緩慢的主要原因是由於相近的性質（鑄造生產與金屬學之間）以及在問題解答方面存在着不正確和呆板的觀點。金屬學家對於鑄鐵的研究較少注意，因為在高溫進行液相的實驗極感困難。鑄造工作者主要地研究鑄造工藝學，不涉及關於鑄鐵知識所備的許多問題，或提及而不够深入，同時不採用現代物理學和金屬學廣泛使用的方法。

鑄鐵金相學根據相變動力學——時間過程的研究，曾經在蘇聯國家獲得創造性的發展。蘇聯金屬學家在比較短的時期——小於 20 年，擴大了關於鑄鐵中所進行轉變過程的概念，拋棄了陳舊的不正確的觀點，而建立了真正科學的鑄鐵中相變的理論。鑄鐵金屬學最初屬於一般金屬學的部分，而後分出成為獨立部門，列入金屬學工程師與鑄造工程師專業課程的單獨學科。現在有越來越多的金屬學家和物理學家被吸引來研究鑄鐵。

創造新的金相學的巨大工作是通過烏拉爾、第聶伯彼特羅夫斯克及列寧格勒等地培養蘇聯金屬學家的學校來實現的。

第一章 鐵-碳系狀態圖及鑄鐵的相成分

凡含碳量超過 1.7% 的鐵碳合金一般稱為鑄鐵。在工業鑄鐵中，除了鐵與碳以外，還含有其他雜質 (Si, Mn, P, S)。

鋼與鑄鐵間的界限是有條件的，在工業鑄鐵中，由雜質含量來決定。鑄鐵組織的特點是存在着共晶，對於純粹的鐵碳合金來說，當含碳量超過 1.7% 時，共晶才會出現；如有雜質存在，則這個界限將要向含碳較多或較少的方面移動。

碳可以滲碳體形態或石墨形態存在於鑄鐵中，或者同時以兩種形態共存其中。

鑄鐵中存在的滲碳體使其具有白色光亮斷口的特徵，因此，這種鑄鐵稱為白口。當碳以石墨形態存在鑄鐵時，其斷口呈灰色，稱為灰口。如果鑄鐵中的碳，一部分為滲碳體形態，另一部分為石墨形態，則按照其斷口的特徵稱為麻口鑄鐵。

灰口鑄鐵適用於機械鑄造的生產。白口鑄鐵——煉鋼生鐵——用於馬丁爐鋼及電爐鋼的製造。

1. 鐵碳狀態圖

鑄鐵中石墨或滲碳體的形成是由液體合金結晶的結果而發生的，這就是說，由於液相成為固相的相轉變結果而發生的。在理想的平衡條件之下，關於相轉變的概念用鐵-碳系平衡圖來表示，在前世紀中葉，蘇聯學者 Л. К. 契爾諾夫首先創立第一個草圖。其後在圖的製訂中，Н. В. 顧托夫斯基與 Н. М. 韋托爾福作出很大的貢獻。數十個研究者參加了此圖的建立和修正。此圖具有如此鉅大的實際價值，曾經要求過詳細的研究。但是，從圖的創立至今雖經過很久的時間，仍然缺乏充分的研究，特別是對於含碳量大於 6.7% 的合金。關於高碳部分的圖的特徵，尚無充分可信的資料。現有的各種類型高碳部分狀態圖沒有確鑿的實驗證明。

對於鑄鐵就是對於含碳量 6.7% 以內的合金來說，具有兩種基本類型的狀態圖。其中以單一線表示鐵-滲碳體系平衡狀態圖屬於第一類型。此圖基於這樣的假設而建立的，就是認為石墨形成總是由於先形成的滲碳體二次分解過程的結果而產生的。具有雙線的圖屬於第二類型：實際用以表示鐵-滲碳體系的準穩定平衡，虛線用以表示鐵-石墨系的穩定平衡。這種兼有兩系的類型稱為鐵-碳複平衡狀態圖。

在蘇聯鑄鐵金相學中，已由蘇聯金屬學家用實驗證明這種複平衡圖的可信。

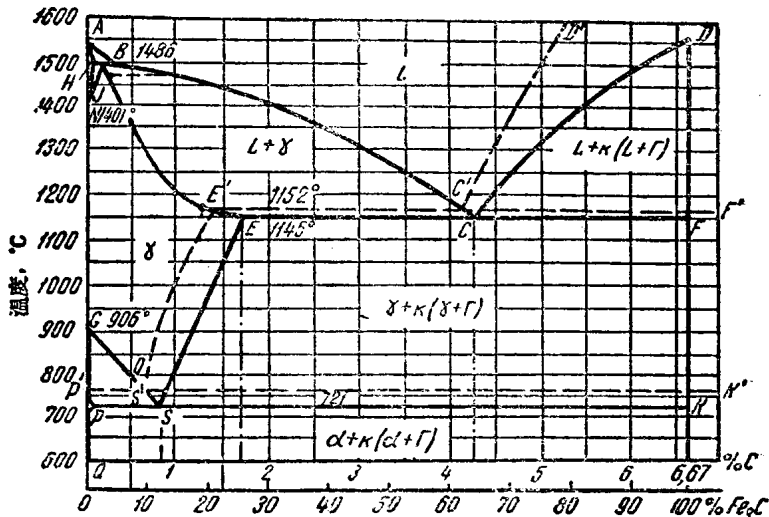


圖 1 鐵—碳系狀態圖

鐵—滲碳體系與鐵—石墨系兩種平衡的存在，可以說明與鑄鐵凝固時石墨形成以及白口鑄鐵加熱時石墨化有關的一切問題。這種類型的狀態圖以後將要詳細討論。

鐵—碳系平衡圖指出在不同溫度所存在的相的成分與量，以及在該合金中可能發生的相變、相的特徵與溫度範圍。

狀態圖是由表示在不同溫度共存的相的平衡成分的若干曲線結合而成。水平線是以一定溫度的極限來限定這些被連結的曲線，並表明各別相共存的溫度範圍。

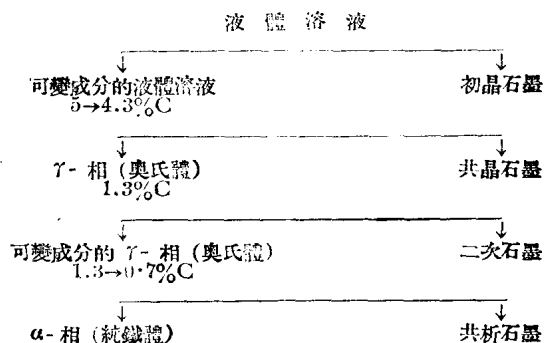
如果按照虛綫狀態圖，基本上只須研究說明灰口鑄鐵凝固特徵的部分，不必進行一般金相學課程所知道的圖的全面考查。今首先研究含 5% C 的過共晶鑄鐵的凝固過程。當一定成分的合金在穩定系條件之下凝固時，待溫度降至 $C'D'$ 綫（圖 1），碳就開始從液體溶液以石墨形態析出。石墨的析出是在 $C'D'$ 與 $E'F'$ 兩綫間的溫度範圍進行。

由於石墨的析出，溶液中碳就減少，液體中碳濃度按着 $C'D'$ 綫而變化，

最後達到共晶成分。若在圖中某一區域內，通過任意選定一點所劃的水平線與圖的基線相交，這就表明怎樣的相在該溫度處於平衡狀態。相的比量用槓桿定律來決定，而槓桿兩端與圖中基線的交點向濃度軸作投影，以決定相的成分。

當過冷到稍低於共晶水平 $E'C'F'$ 時，進行共晶凝固，這共晶是由石墨與含碳約 1.3% 的 γ -相（奧氏體）所構成。過共晶鑄鐵的凝固過程就此完畢。如繼續冷卻，則發生固體狀態的變化。在 $E'C'F'$ 與 $P'S'K'$ 綫間的溫度範圍，共晶成分中所有的 γ -相（奧氏體）的含碳量發生變化。由於碳的溶解度從 1.3% 減至 0.7%，就是碳在 γ -相（奧氏體）的濃度力求變為共析成分，所以碳在奧氏體中的濃度隨溫度的下降而減少。按照固溶體中含碳量的變化，促成二次石墨的析出，而在每一瞬間固溶體中的碳濃度以 $S'E'$ 綫上相應的點表示之。

當溫度達到共析分解綫以後，共晶成分中存在的 γ -相（奧氏體）成為共析成分，如再過冷一些，則分解為兩相： α -相（純鐵體）與石墨——機械混合物，這種混合物稱為石墨共析體，以別於準穩定系的共析體——純鐵體-碳化物的混合物（珠光體）。因此，當灰口過共晶鑄鐵凝固時，其相成分變化的圖解可以表示如下：



依上列的圖解，任何成分的過共晶鑄鐵凝固完畢的結果，按照穩定系形成兩相： α -相（純鐵體）與石墨。而通常在鑄鐵中所看到的石墨，是由初晶石墨、共晶石墨、二次石墨及共析石墨所構成，當鑄鐵在理想的條件下冷卻時，應當看到所有這些各具特徵的石墨組織。初晶石墨呈粗大片狀或長而彎曲的薄片狀（圖2，a）。共晶石墨呈薔薇狀，是由趨向於同一中心的許多個別片狀所構成（圖2，b），並散佈於初晶石墨之間。二次石墨呈野玫瑰刺狀，向片狀基地增長，或呈薄片狀交錯於奧氏體晶粒之間（圖2，c），共析石墨呈點狀，分佈於純鐵體基體。

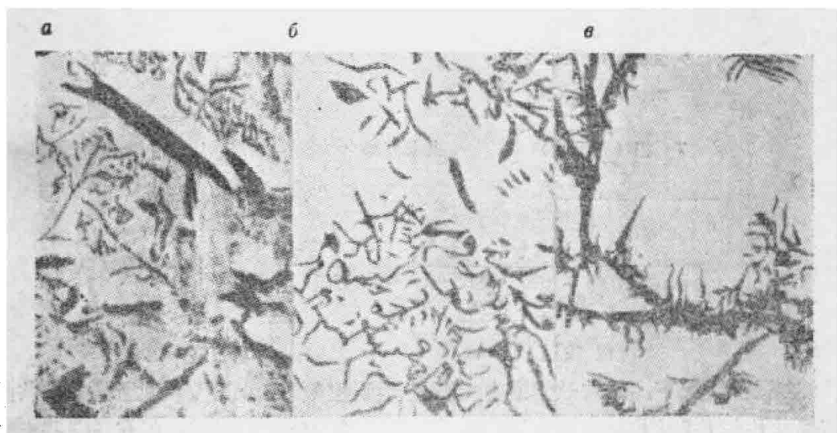


圖 2 石墨的各種形狀

α —初晶石墨； β —共晶石墨； γ —二次石墨

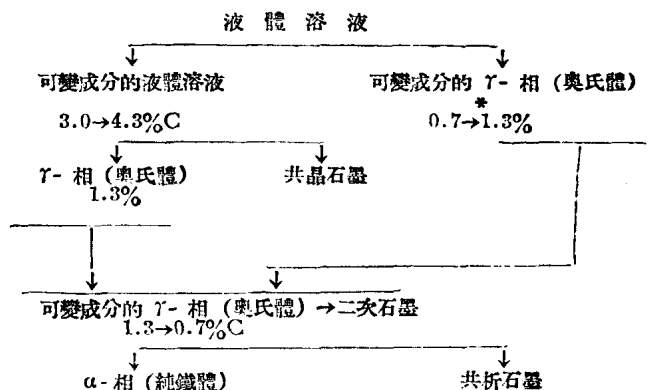
但是，這樣的石墨的區分即令在極緩冷卻條件之下，也不會在組織中經常地看到，而平常所看到的是混合組織。至於類似這樣的變體是由於擴散而發生的。

亞共晶鑄鐵比過共晶鑄鐵具有更大的實際意義，其凝固特徵稍有不同。今研究含碳 3% 鑄鐵的凝固過程。此時最初析出的相不是石墨，而是 γ -相（奧氏體），當溫度降至低於開始結晶的溫度（ AC' 綫）時， γ -相開始從液體溶液析出。在圖中 AC' 與 $E'C'F'$ 兩綫間的溫度範圍，將要析出可變成分的 γ -相（奧氏體），最初析出的 γ -相含碳量較為貧乏，隨溫度的下降，碳的成分達到極限值。

（1.3%）。若溫度稍低於 1152°C，則合金凝固完畢，而形成含碳量 1.3% 的 γ -相（奧氏體）與共晶石墨所構成的共晶結晶。當溫度繼續下降時，將要發生固體狀態的變化，並且由於亞共晶鑄鐵中 γ -相的相對量比過共晶鑄鐵較多，所以在該部分狀態圖內， γ -相（奧氏體）的相對比重就增高了。

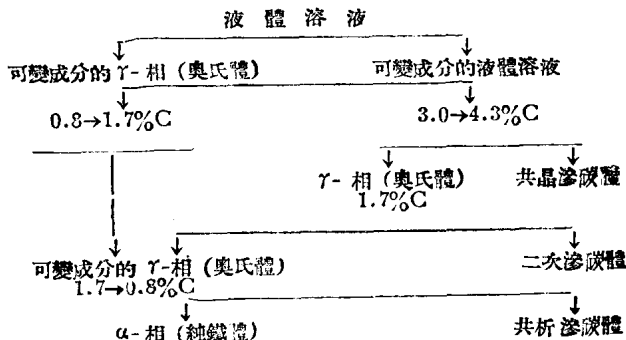
在 $E'C'F'$ 與 $P'S'K'$ 兩綫間的溫度範圍間，由於溶解度的變化，隨着 γ -相含碳量減少，從固溶體中析出二次石墨。當溫度降至 $P'S'K'$ 以下時，成分 0.7% C 的 γ -相（奧氏體）分解而形成共析體，這是由 α -相（純鐵體）與石墨的機械混合物所構成。

因此，亞共晶鑄鐵凝固過程的圖解可以表示如下：



在這種情況下，亞共晶鑄鐵中的石墨是由連續析出的三種類型所構成：共晶石墨、二次石墨及共析石墨。通常在狀態圖左邊部分不劃虛綫，但有時這些虛綫在圖上劃在比實綫稍低的位置。這樣的構造可使穩定系平衡圖形益臻完善，並使綫劃更為整齊。扎威爾瓦利德與 K. II. 布寧兩氏在狀態圖上，用實綫表示穩定平衡，而用虛綫表示準穩定平衡，這樣結構對於鑄鐵來說完全是合理的，因為穩定平衡的條件對於鑄鐵起更重要的作用。但是，當研究狀態圖中鋼的部分時，這種結構是不便的。

共晶鑄鐵（按照其凝固條件）的特點，只是在於開始時立即凝固成為共晶結晶，至於在固體狀態的轉變關鍵是與前述相似。此時石墨是由共晶的、二次的及共析的石墨所構成，而該合金在最後凝固以後，相的成分也是 α -相（純鐵體）與石墨。當研究準穩定系平衡時，可用滲碳體的析出替代石墨。因為這種情況並不複雜，我們不作詳細的討論，只列舉含碳量 3.0% 的亞共晶鑄鐵的凝固過程。其圖解如下：



* 譯者註：原文為 0.8 恐係 0.7 之誤，特為訂正。

由上列圖解可以看到，按照準穩定系亞共晶鑄鐵凝固時的特點表現在共晶、奧氏體與共析體含有更高的碳量。除此以外，此時不析出石墨，而析出滲碳體，最後凝固時是由共晶的、二次的及共析的滲碳體所構成，而合金最後成分是 α -相（純鐵體）與滲碳體。

在過冷度較大而擴散較難時凝固的白口鑄鐵中，可使合金個別組成物的差別更明顯地現露出來（圖 3）。所有上列的圖解都是合金凝固符合於穩定系或準穩定系條件時的理想情況。

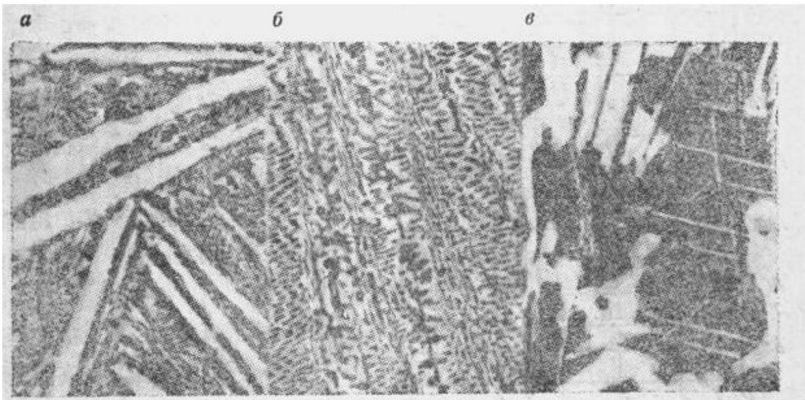


圖 3 滲碳體的類型

a —初晶滲碳體； b —共晶； c —二次滲碳體

如前所述，狀態圖的高碳部分尚無充分的研究。在圖上所劃的 CD 線只是一種假定，並無實驗的根據，惟有 C 點確實可靠。由於在高碳與高溫度時常發現石墨，所以 CD 線不能擬定。在這種情況之下，滲碳體是不穩定的相。依許多作者反覆實驗，具有石墨的液體溶液平衡線 ($C'D'$) 已經得到充分確切的證明。由於 CD 線的測定缺乏正確性，曾經在高碳部分創立許多類型的狀態圖，這些圖根據這樣的假設，就是該部分具有一些包晶反應和可能存在着滲碳體 (Fe_3C) 以外含碳或多或少的其他碳化物類。И. М. 韋托爾福在 1910 年曾經最詳細地研究狀態圖的高碳部分 [1]。其狀態圖依據實驗方法製成。他應用基於顯微分析、化學分析及熱分析的結果，而製成狀態圖（圖 4）。液相線有三個屈折點 D' 、 M 、 R ，由這些點分成四個地區。

RT 地區表現碳化物 Fe_3C (30% C) 的析出。這種碳化物在 1960° 由於包晶反應的結果，獲得碳化物 Fe_3C (6.67% C)，就是普通滲碳體。 RM 線表示碳化物 Fe_3C 的析出。在 1680° 碳化物 Fe_3C 分解，而成碳化物 Fe_2C 與 M 點

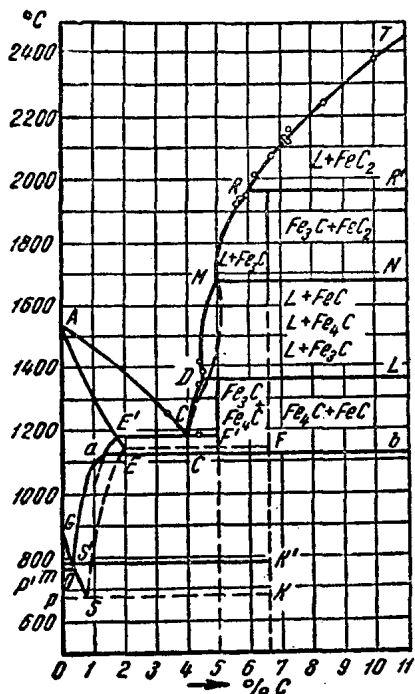


圖4 H.M. 韋托爾福的鐵-碳系狀態圖

該圖雖在 40 年以前提出，但其真實性在以後研究中未曾得到證明。其實，研究此圖是很有興味的，因為韋托爾福曾經發現許多與滲碳體和石墨不同的相。如果用現代方法來研究這些相，就可確定它們的本性，並對滲碳體的本性也獲得更明確的認識。除此以外，如果鑄鐵中可能形成滲碳體以外的他種碳化物，則對於與石墨形成現象有關的問題，就能比現在所有方法更簡單地予以解決。

研究了高碳合金——鑄鐵——的基本相變以後，必須論到這樣的問題，就是合金凝固時能按照相圖知道合金的關係。

相圖或平衡圖指出合金在一定冷卻時間的相成分。由此就能決定在某溫度範圍內所發生的相的比量和這些相的濃度，但不能給予關於所得組織的概念，因為合金組織是與結晶動力學和結晶機構有關，這些因素又與擴散現象、結晶核心發生速度、成長速度和其他因素相聯繫。如上所述，過共晶鑄鐵按照穩定系冷卻時，在組織中得到的石墨是由初晶石墨、共晶石墨、二次石墨及共析石墨所構成的，這是與亞共晶鑄鐵較速冷卻時（準穩定系）的情況一樣，滲碳體是由共晶

的液相成分。 M 點液體成分的出現將要引起合金的重新液化，這種現象曾經為某些作者所發現。

當自 1680° 冷卻至 1360° 時，析出碳化物 Fe_3C ，這在 1360° 由於包晶反應的結果，生成碳化物 Fe_4C (5.1%)。這種碳化物沿着 $D'C'$ 線而析出。在 1180° 形成由 E 點成分的固溶體與 Fe_4C 所構成的共晶。這個碳化物在溫度 1120° 以上是穩定的。若溫度降低，則這個碳化物分解而形成石墨。

此圖與普通狀態圖一樣，用實線表示穩定系，用虛線表示準穩定系的相度。

穩定系與普通衆所周知的並無區別。準穩定系的特點表現在高溫區域形成的一系列碳化物。當冷卻時，這些碳化物分解而成石墨。

韋托爾福的狀態圖是很複雜的。

的、二次的及共析的所構成。但是，在鑄鐵組織中，不能個別地看到石墨的所有類型，却時常看到滲碳體。依據相圖，對於一定成分的合金，可以算出其所形成石墨或滲碳體的量，但不能看到在組織中必需的量，因為冷卻時進行擴散過程，從固溶體析出的碳原子沉澱於以前存在的核心上面，同時改變了組織形狀。

因此，在冷卻後鑄鐵的組織中，甚至在接近於理想的條件下，也不能計算出某種一定差別的組織的獲得量。如要獲得類似這樣的組織，例如二次石墨或共析石墨，需要特殊的冷卻條件，並需要在一定冷卻階段固定這些組織，使碳難以擴散。以前認為平衡圖可以提供關於鑄鐵中所形成組織的概念，這種不正確的觀點，當時阻礙了鑄鐵金相學的發展並傳播了不正確的理論。

只要通過相變動力學的研究，並運用動力學的概念，就可拋棄這些陳舊的觀點而建立嚴整的理論。

相圖無論如何也不能指出，碳以怎樣形態存在於固溶體或液體溶液中。但是，它的價值在於在任何假設之下始終是絕對正確的。

複平衡圖表示有穩定的與準穩定的兩種平衡。這種提示究竟有什麼必要呢？在不同的冷卻條件之下，很明顯地可以看到兩種平衡，而且對於每系容易看到一定成分的規定了的相，滲碳體雖然可以逐漸分解，但在許多場合滲碳體的穩定性很大，致令其分解需要幾個月，甚至需要幾年。

當然，這樣的事實可以說明準穩定平衡的存在是合乎真理的，準穩定平衡不僅在鐵碳合金中遇到，而且在其他系也會遇到（例如鐵—磷系、鉻—碳系）。

某些作者的意見，企圖否認準穩定平衡的概念，而尋求折衷的解決。例如 К. П. 布寧曾建議把狀態圖（平衡圖）區分為相圖與「動態」（Поведение）圖。他把表示鐵—石墨的相平衡當作平衡圖。此圖的綫是真正的平衡綫。至於準穩定相的圖，就是在一定冷卻條件之下發生的相圖，認為是「動態」圖，因而把具有滲碳體曲綫的圖當作「Fe—C 合金可能發生的動態」的圖。依據這個觀點來看，滲碳體綫與平衡圖無關，這些綫圖只能表明在實際情況下「可能發生的動態」，為了「便於分析這種動態」把滲碳體綫畫在圖上〔2〕。

這樣的觀點與折衷解決問題的方案不能認為恰當。平衡圖表示相平衡的理想情況，無論如何相平衡也不表示合金在實際情況的動態概念，況且時間不能作為一個因素參加於平衡圖中。準穩定平衡是真正的實際情況，其中包括着依照冷卻速度與過冷度而被確定的範圍以內的一定合金群。合金的動態是特殊個別的概念，這對於平衡條件並無任何關係，可是隨便就能舉出與平衡有了差別的例子。每種合金在每個確定的冷卻條件之下，就會需要擬定幾百個「在實際情況中可能發生的動態」的圖。但合金的動態決定於相變動力學，而且可用反映着具體情況

的相變動力學圖更有效地來替代動態圖。

此動態圖概念的引用，在其本身基礎上，是與平衡圖的概念互相抵觸，應廢棄不用。

如果在實際條件之下考查與平衡不同的情況，將是多種多樣的，而經常地在工業用鐵碳合金中所看到最主要的差別，就是當合金的冷卻速度極小時，也能看到滲碳體共析體代替石墨共析體。這是由於共析成分的奧氏體轉變為石墨—純鐵體混合物的速度極小，致令這種分解時常不能發生。實際上時常發生混合的相變，就是在上部溫度範圍按照穩定系，而在下部共析轉變範圍按照準穩定系進行相變。在上部溫度範圍人工的加速冷卻促成穩定平衡條件的破壞，並促使相當於準穩定系相的出現。當在上部範圍（共晶轉變）快速冷卻時，除了石墨共晶以外，還會形成滲碳體共晶（形成麻口鑄鐵的組織），而在下部溫度範圍將形成二次與共析滲碳體。

冷卻速度的增加促使準穩定系相的形成，以後雖用任何更大的冷卻速度，亦將保持不變（白口鑄鐵）。

當然，在乾砂型與濕砂型中，鑄鐵的冷卻在本身與平衡條件有很大的差別。在這種條件之下，不能得到同樣的冷卻，同時在從液體金屬以至周圍介質的整個溫度範圍，也不能有足夠的緩冷。每個階段的冷卻速度各自不同，這就使在共析溫度範圍時常進行準穩定系固有的轉變。上述情況促使各種基體的形成，按照相的成分將是純鐵體與滲碳體，而按照組織成分是珠光體，珠光體—純鐵體或珠光體滲碳體的基體，這些基體的特徵是由鑄鐵中的化合碳含量來表示。一般表現鑄鐵的特性，主要地不僅須有總碳量（ $C_{總}$ ）的數據，還須有化合碳量（ $C_{化合}$ ）的數據，由此化合碳可以充分表示鑄鐵基體結構的特徵。如加速冷卻，則除了平衡系的相以外，同時促使準穩定系相二次及共析滲碳體的出現，而對於其析出物的特徵與形狀發生重大的影響。

這種組織組成物在冷卻速度影響之下，將要改變其形狀與分散度；冷卻速度愈大，則其差別程度愈甚，最後冷卻速度極大時，其所得到的已不是機械混合物，而是碳在 α -鐵的過飽和固溶體——馬登體。在普通鑄鐵的鑄造條件下，只能獲得分散度不同的純鐵體與滲碳體的混合物，因此可以決定鑄鐵的硬度與一些機械性質。如要獲得馬登體與奧氏體組織，必須應用合金元素，增加奧氏體的穩定性，並在一定的冷卻速度與過冷條件之下，阻礙了奧氏體的分解。

所有上舉的例子指出，在實際冷卻條件之下，鑄鐵的「動態」是多樣性的，同時指出實際冷卻條件與平衡條件相差很遠。冷卻速度改變相的成分，此外還要使析出相中的碳濃度發生顯著的變化。冷卻加速使碳難以擴散，因之相當於平衡