

高等學校教學用書

金屬學和熱處理

下 冊

波爾赫維奇諾夫著



機械工業出版社

高等學校教學用書



金屬學和熱處理

下 冊

浙江大學熱處理教研室譯

蘇聯高等教育部審定爲
機械製造高等學校教科書



機械工業出版社

1954

出版者的話

本書是根據蘇聯國立機械製造書籍出版社 (Машгиз) 出版波爾赫維奇諾夫 (Н. Ф. Болховитинов) 教授著的‘金屬學和熱處理’ (Металловедение и термическая обработка) 一書 1952 年初版本譯出。原書經蘇聯高等教育部審定為機械製造高等學校教科書。

本書中譯本分上下兩冊出版。上冊為金屬學部分，由唐山鐵道學院金相及熱處理教研室翻譯；下冊為熱處理部分，由浙江大學熱處理教研室翻譯。參加翻譯和互校工作的有徐紀楠、王啓東、朱世英、姚鴻年、蕭宜雍和毛志遠等六位同志；由徐紀楠同志校閱。

本書（下冊）講述熱處理的原理和實際操作，合金鋼、合金構造鋼、工具鋼和特殊物理及化學性能的鋼的特性及用途，有色合金及粉末合金的性能和製造等。

本書不僅是機械製造高等學校的教材，也是現場工程技術人員的一本很好的參考書。

書號 0511

1954年11月第一版第一次印刷 0,001—6,200 冊 787×1092¹/₁₆ 232 千字 10²/₉ 印張

機械工業出版社(北京盔甲廠 17 號)出版 機械工業出版社印刷廠印刷

新華書店發行

北京市書刊出版業營業許可證出字第 008 號 定價 16,000 元(甲)

目 次

第九章 熱處理的原理	5
1. 合金的熱處理(5)——2. 鋼在熱處理後組織的基本類型(6)——3. 奧氏體等溫轉變圖(10)——4. 鋼的晶粒大小(19)——5. 鋼的硬化性(24)	
參考文獻	
第十章 熱處理的實際操作	31
1. 金屬的加熱和保護氣氛(31)——2. 退火和正火(33)——3. 鋼的淬火(37)——5. 鋼的回火(43)——5. 時效(45)——6. 冷處理(48)——7. 灰口鑄鐵的熱處理(48)——8. 結構對於熱處理的影響(49)	
參考文獻	
第十一章 鋼的感應加熱和高頻淬火	51
1. 感應加熱的原理及其設備(52)——2. 用於高頻淬火的鋼及鑄鐵，它們組織上的轉變和強度(54)——3. 高頻電流加熱淬火的實際應用(60)——4. 表面淬火的其他方法(62)	
參考文獻	
第十二章 化學熱處理	64
1. 化學熱處理的原理(64)——2. 鋼的滲碳(66)——3. 滲碳用的鋼及滲碳後的熱處理(69)	
4. 氮化(72)——5. 氰化(75)——6. 擴散金屬處理(77)	
參考文獻	
第十三章 合金鋼	79
1. 鋼的合金原理(79)——2. 合金元素影響的特徵(85)——3. 合金鋼熱處理的特點(88)	
4. 合金鋼的疵病(90)——5. 合金鋼的分類(91)	
參考文獻	
第十四章 合金構造鋼	94
1. 合金鋼及低合金鋼，它們的熱處理及應用(94)——2. 鋼的切削加工性(103)——3. 用於冷衝壓的扁鋼(鋼板)(107)——4. 構造鋼的機械性能(112)	
參考文獻	
第十五章 工具鋼	115
1. 緒言及分類(115)——2. 碳素工具鋼(116)——3. 合金工具鋼(117)——4. 高速鋼(124)	
參考文獻	
第十六章 具有特種物理與化學性能的鋼及合金	130
1. 金屬的腐蝕(130)——2. 不銹鋼(133)——3. 抗熱的及不起皮的鋼及合金(135)——4. 磁性鋼及合金(139)——5. 高電阻的鋼及合金和特別耐腐的鋼(143)	
參考文獻	
第十七章 有色金屬合金	145
1. 鋁及其合金(145)——2. 鎂及其合金(153)——3. 銅及其合金(155)——4. 軸承合金(161)	

參考文獻

第十八章 粉末合金	169
-----------------	-----

1. 粉末合金的製造原理(169)——2. 硬質合金(172)——3. 其他粉末合金(177)

參考文獻

中俄名詞對照表	180
---------------	-----

第九章 熱處理的原理

爲了變更金屬合金的組織，並在其中造成所需要的性能，如強度、硬度、耐磨性、加工性或特殊的物理和化學性能，而將金屬合金在固態時加以加熱、保溫和冷卻這三個工序的綜合，叫做熱處理。

在現代機械製造工業上廣泛地應用着熱處理，它不僅用於鋼及鑄鐵，並且用於許多有色金屬合金。由於熱處理，我們可以採用比較普通及價廉的金屬材料，而獲得機械性能高的零件，並同時達到高的生產率。

偉大的俄羅斯冶金學家契爾諾夫(Д. К. Чернов)奠定了鋼的熱處理基礎。他不但發現了臨界點 $a(A_1)$ 及 $b(A_2)$ ，指出了鋼的組織祇在加熱到高於這些臨界點時方會變化，而且還發現了一個與迅速冷卻時發生硬化狀態有關的臨界點 d 。因此發現現今所謂馬丁體轉變的光榮，同樣是屬於契爾諾夫的。這種在鋼淬火時所發生的主要轉變，不僅在鋼並且還在許多有色金屬合金中可以看到。

契爾諾夫曾經重複地說：鋼件的性能不但決定於它的化學成分和冶煉方法，而且主要地決定於由於熱處理結果而取得的組織。在阿諾索夫(П. П. Аносов)之後，契爾諾夫是許多首先廣泛地應用顯微鏡來研究鋼的顯微組織的一個，而他的學生石梭塔爾斯基(А. А. Ржевотарский)，在渥勃霍夫斯基工廠建立了第一個金相實驗室。往後更大的工廠金相實驗室，由契爾諾夫的另一個學生別略也夫(Н. И. Беляев)建立在博基羅夫斯克工廠，這個實驗室與生產發生密切聯繫，在生產上起了很大的作用，並且是實踐的學校，從那裏培養出了很多卓越的著名的俄羅斯金屬學家。

在偉大的十月社會主義革命之後，由於新的工業部門的創立，如航空、汽車、拖拉機、工具、重型機器製造工業等等，我國學者在這個科學領域內所起的重大作用更增長了。

在無數詳細而深刻的有關熱處理原理的著作中，以巴依可夫(А. А. Байков)，庫爾納可夫(Н. С. Курнаков)，巴企伐爾(А. А. Бочвар)，巴企伐爾(А. М. Бочвар)，巴博新(А. Л. Бабшин)，捷飛林克(Н. В. Гевелинг)，古特差夫(Н. Т. Гудцов)，阿克諾夫(М. Г. Окнов)，斯飛企尼可夫(В. Н. Свечников)，明克維奇(Н. А. Минкевич)，舒堅依別爾克(С. С. Штейнберг)，庫爾仇莫夫(Г. В. Курдюмов)，柯諾別夫斯基(С. Т. Конобеевский)和他們無數學生及門徒的著作尤爲出名。

在我們的國家裏，已設立了許多設備良好的金相實驗室。無論是在科學研究院及高等學校內或是在工廠內，都設立了許多中心的及車間的實驗室，緊密地與生產相配合，並執行了熱處理科學上的領導。

1 合金的熱處理

熱處理的基本工序(包括鋼及鑄鐵和有色金屬合金在內),按照巴企伐爾(A. A. Бочвар)的分類為:(1)再結晶退火;(2)相的重結晶退火;(3)淬火;(4)回火。

將金屬加熱到高於最低再結晶溫度,但低於相的轉變溫度,並保溫再冷卻,以全部或部分地消除了因塑性變形而引起的冷作硬化的熱處理操作,叫做‘再結晶退火’。當再結晶退火時,產生了新的等軸的晶粒,以代替變形了的晶粒,消除了金屬合金的內應力,減低了它的硬度,並增加其可塑性。

將金屬合金加熱到高於臨界溫度並保溫,繼以預定的速度緩慢冷卻的熱處理操作,叫做‘相的重結晶退火’。由於相的重結晶,造成了穩定的(平衡的)組織。

將金屬合金加熱到高於臨界溫度,並保溫,再以預定的速度迅速冷卻的熱處理操作,叫做‘淬火’。這樣形成了並保有了不穩定(不平衡)的組織。

將具有不穩定淬火組織的金屬合金,加熱到下臨界點以下的溫度並保溫,再繼以冷卻的熱處理操作,叫做‘回火’。這樣形成了較穩定的組織,發生了機械性能及硬度的變化,並且也降低了內應力。

淬火以後在室溫下的短期擱置時期所發生的自發性的回火,或在極低溫度,例如 100°C 左右的回火,通常叫做‘時效’。隨着回火而發生的,是固溶體的分解和分解產物的結合粗大。

在機械製造工業上,我們把熱處理劃分為初期的及二期的兩類。初期熱處理的目的,是準備好以後供機械加工和最後的熱處理操作所需的合金組織;二期熱處理的結果,使合金得到最後的組織,並取得所需要的機械的和物理-化學的性能。

以下為鋼及鑄鐵熱處理的詳細敘述。

鋼的熱處理的基本原理 即在不久以前關於熱處理的理論,在金屬學家間還存在着很大分歧的意見,尤其是關於鋼的淬火問題。差不多各種相互抵觸的鋼的淬火理論,一致是以鐵碳合金狀態圖為根據的。最新的研究,使鋼的熱處理理論大大地澄清了。在這方面,蘇維埃金屬學家及金屬物理學家關於結晶本質以及鋼在淬火、回火及時效時所獲得組織的形成等問題的著作,尤其出名。庫爾仇莫夫和他的同事關於馬丁體轉變及鋼在回火時變化的著作,以及烏拉爾金屬學者學派(舒堅依別爾克,鮑克契夫[И. Н. Богачев],薩杜夫斯基[В. Д. Садовский]等)在奧氏體轉變的動力學以及奧氏體晶粒大小方面的著作都屬於此列。

由於這些研究的結果,近代熱處理理論就顯示出與金屬學的許多廣泛的基本問題有關;這包括:(1)鐵碳合金的理論;(2)奧氏體塑性變形的問題;(3)奧氏體在各種不同過冷程度下的等溫或變溫轉變過程的研究;(4)奧氏體晶粒大小及均勻程度的研究。

2 鋼在熱處理後組織的基本類型

除了上面曾敘述過的鋼的基本組織——奧氏體、純鐵體及珠光體外,在熱處理後的鋼內,有奧氏體的相變產物——不穩定的組織:馬丁體、托氏體及索氏體。

馬丁體及它的回火產物 馬丁體原子結構的樂琴射線照相研究(最先由古特差夫、庫爾仇莫夫及西略可夫〔Н.Я.Селяков〕所作)指出,它是碳進入四方形 α -鐵的固溶體。結晶格架的基本單位(晶胞)是四方柱體——即立方體的高稍為增加一些,在這柱體中, $\frac{c}{a} > 1$ 。所謂四方度(тетрагональность) $\frac{c}{a}$ 之值,與馬丁體的含碳量成正比例增加,如圖 108 所示。

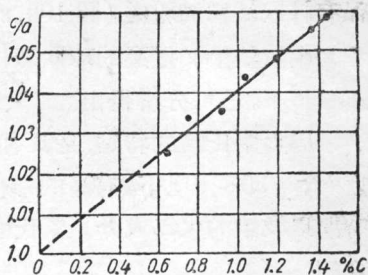


圖108 馬丁體格架四方度(c/a)的變化與含碳量的關係。

馬丁體的顯微組織,具有可作為特徵的針狀發亮的結構。見圖 109, a。

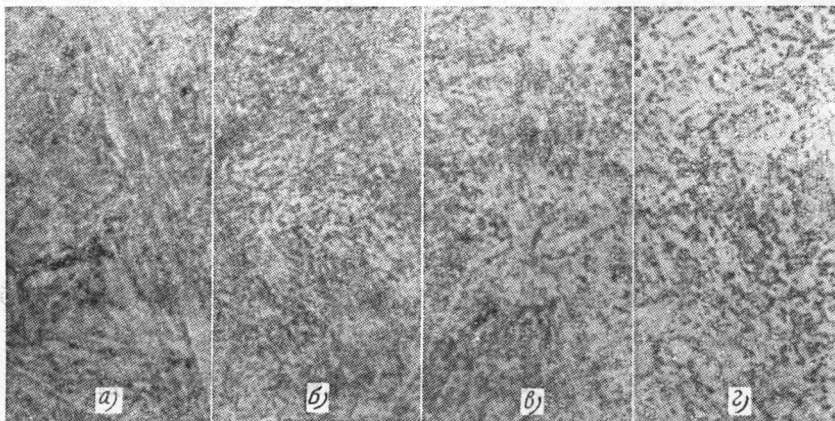


圖109 馬丁體及它的回火產物的顯微組織(×500):

a—馬丁體; б—回火托氏體; в—回火索氏體; г—球狀珠光體。

通常在鋼內與馬丁體一起存在的可以有殘餘的奧氏體,或是它的相變產物。馬丁體的硬度,隨着它裏面的含碳量而變(圖 110),可是自 0.6% 的含碳量起,硬度就幾乎不變,且已到達很高的數值($H_{R_c} = 63 \sim 65$)。這是由於馬丁體結晶格架因碳原子的侵入而歪曲所引起的。馬丁體的特點,是有內應力及大的脆性。在淬過火的鋼內,有內應力存在,所以需要回火。

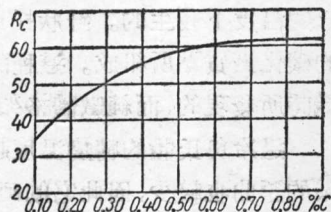


圖110 馬丁體的硬度與它含碳量的關係。

馬丁體在低温回火後(約 400°C)轉變為回火托氏體時,這已不是碳在四方形 α -鐵的固溶體,而是細小的極度分散的球形碳化鐵質點和純鐵體基體的混合物。它的顯微組織(圖 109, б)具有較黑色的針狀結構。這種針的形狀有時不甚明顯,同時回火托氏體的組織具有糊狀的形態。回火托氏體的硬度,約為 $R_c = 40 \sim$

50,或高於此數;這決定於鋼的化學成分、回火的溫度和回火的延續時間。回火的溫度越高,時間越長,則鋼的硬度和內應力越小。回火托氏體的高硬度,是由於存在於它裏面的碳化鐵質點的分散性(дисперсность)所致。托氏體的組織,對於需要高的耐磨性及高的彈性極限的零件(如彈簧)是十分可貴的。

當馬丁體在較高的溫度下回火 ($500\sim 600^{\circ}\text{C}$) 時, 可以獲得均勻的、發亮的、仍舊保有針狀結構的組織 (圖 109, б), 這叫做‘回火索氏體’。在回火索氏體裏, 常常可以看到糊狀結構。這裏的球狀碳化鐵的質點較大 (與回火托氏體比較), 在較高倍數的顯微鏡下, 已可分辨得出。

回火索氏體的特點, 是具有良好的多樣性的機械性能: 即在足夠的衝擊韌性及硬度 ($R_c=30\sim 40$) 下, 有高的彈性極限。它的硬度, 決定於回火的溫度和回火延續的時間以及鋼的化學成分。索氏體的組織, 用於忍受高應力和衝擊作用的機件是極滿意的。

若繼續提高回火溫度到接近 723°C 時, 則使碳化鐵質點繼續集結並增大, 硬度降低到 $R_c=20$ 或更低。當在 650°C 回火時, 已開始可以認為所形成的是球狀珠光體了 (圖 109, г)。

珠光體類 (Семейство перлитов) 珠光體是奧氏體直接相變的層狀產物。當奧氏體過冷並在稍低於 723°C 的溫度作等溫的停留時, 就形成了具有特徵性的粗層狀的珠光體組織 (見圖 111, а 及 д), 它的硬度約為 $R_c=15$ 。降低過冷奧氏體等溫停留的相變溫度, 則珠光體的層變為更細小 (圖 111, б), 而它的硬度則增高了。

當在 650°C 相近的溫度作等溫停留時, 則由過冷奧氏體形成了具有很細緻的碳化鐵層的珠光體; 這些碳化鐵層即使在高倍顯微鏡下, 也難分辨出來 (圖 111, б 及 в)。這種組織通常叫做‘淬火索氏體’。由於它裏面碳化鐵的層薄, 所以它具有高的硬度 (約為 $R_c=30$)。實際上, 在淬火索氏體內的碳化鐵層, 可能有的較粗大, 有的較細小; 在這種情況下, 將呈現出一些硬度的不均勻性。

在近 550°C 溫度時, 由於冷奧氏體形成的珠光體, 具有作為特徵的黑色組織 (圖 111, г)。這種組織內, 有非常細小的碳化鐵層, 在放大 20000 倍的電子顯微鏡下, 可以分辨出來。這種組織, 叫做淬火托氏體。它的特點是具有高的硬度 (約 $R_c=40$)。這是由於碳化鐵層的高度分散性, 及原鐵體結晶格架有些歪曲的緣故。

針狀托氏體類 針狀托氏體, 同樣是過冷奧氏體等溫相變的直接產物, 但是在更低的溫度下發生的。針狀托氏體的顯微組織是由極細的分散於格架歪曲的原鐵體中的碳化鐵質點所組成。這種細小的碳化鐵質點, 是在電子顯微鏡下研究托氏體的組織時所發現的, 而純鐵體格架的歪曲是藉變態射線結構分析方法所測定的。

過冷奧氏體的轉變溫度越高, 則在它產物裏面的碳化鐵質點越大, 並且純鐵體格架的歪曲也較少, 因此它的硬度越低, 例如含碳量為 0.8% 的鋼 ($R_c=45$), 在顯微鏡下這種針狀托氏體是黑色的可作為特徵的組織 (圖 112, а)。

隨著過冷奧氏體轉變溫度的降低, 碳化鐵的質點變成越來越小, 而格架的歪曲越來越大。例如, 含碳量為 0.8% 的鋼, 當其轉變溫度接近 300°C 時, 所獲得的黑色針狀托氏體, 是很細的而具有針狀特徵的組織, 硬度 $R_c\approx 55$ 。

針狀托氏體的硬度, 是由於其組織的細碎性及格架的歪曲所致。在 $400\sim 450^{\circ}\text{C}$ 時所形成的針狀托氏體, 當製造鋼絲時, 能很好地承受冷拉。

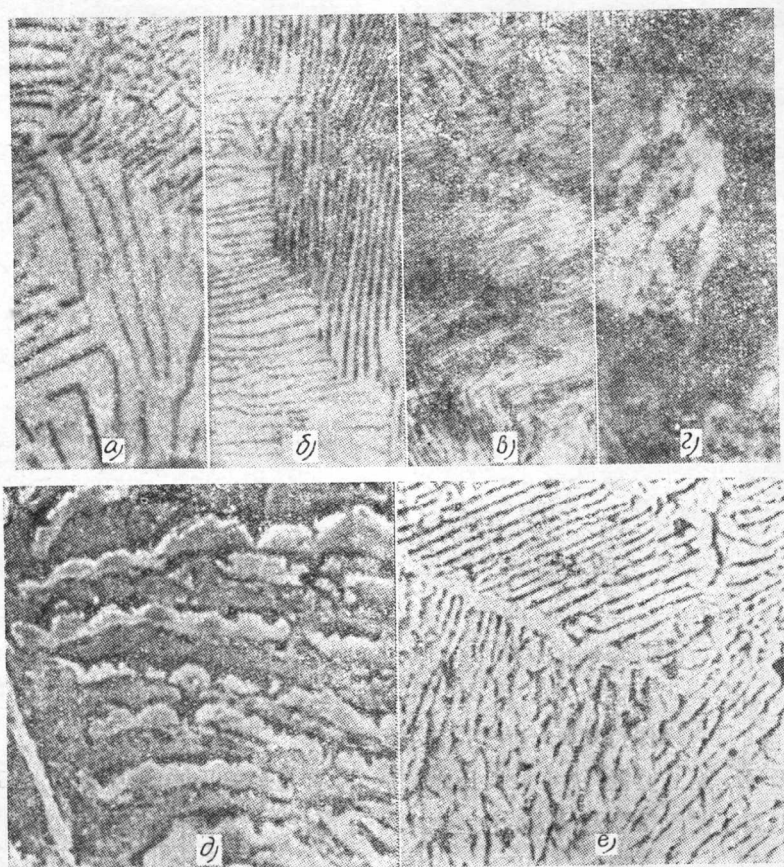


圖111 珠光體類($\times 2500$):

а—粗層狀珠光體; б—細層狀珠光體; в—淬火索氏體; г—淬火托氏體;
 д—珠光體($\times 20000$)(格爾琴[А. И. Гардин]); е—淬火索氏體($\times 20000$)(格爾琴)。

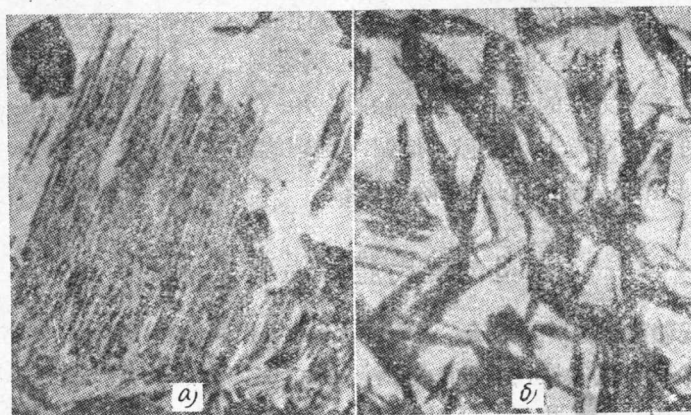


圖112 針狀托氏體類:

а—上針狀托氏體($\times 1000$); б—下針狀托氏體($\times 2000$)。

所有上列組織的硬度及其他性能,決定於組織的細碎性及格架歪曲的程度,鋼的化學成分,形成這種組織的原來奧氏體晶粒的大小和其他因素。實際碰到的這些組

織，往往是混合形成的組織：如奧氏體與馬丁體；馬丁體與針狀托氏體；淬火托氏體與淬火索氏體；淬火索氏體與分化的層狀珠光體。

奧氏體的特點是比容最小，這是由於在它格架上的原子堆砌密的緣故，而馬丁體，由於它的結晶格架歪曲度大，所以比容最大。珠光體及針狀托氏體的比容則處於其中。這種比容的差異，當奧氏體轉變時，就引起組織應力，尤其當轉變成為馬丁體時。

下列所述，是尤利也夫(С. Ф. Юрьев)確定的關於鋼的組織組成物的比容與溫度 t 及含碳成分 C_p (以重量計)間的關係：

$$\begin{aligned} \text{奧氏體} &\dots 0.12282 + 8.56 \times 10^{-6} t + 2.15 \times 10^{-3} C_p & \text{馬丁體} &\dots 0.12708 + 4.45 \times 10^{-6} t + 2.79 \times 10^{-3} C_p \\ \text{純鐵體} &\dots 0.12708 + 5.528 \times 10^{-6} t & \text{碳化鐵} &\dots 0.13023 + 4.88 \times 10^{-6} t \end{aligned}$$

馬丁體轉變的溫度(馬丁體點 M_n 及 M_s) 尚在 1885 年，契爾諾夫在他對俄羅斯技術協會的報告書中，就已指出鋼在淬火狀態下的轉變，是發生在 $200 \sim 250^\circ\text{C}$ 的時候。這種轉變我們叫做‘馬丁體的轉變’。在鋼內發生淬火狀態組織的溫度，契爾諾夫稱它為 d 點。契爾諾夫的這個卓越的工作，後來為烏拉爾的金屬學派所繼續。他們的實驗指出，對於每一種鋼料，隨着它的化學成分的不同，而有它一定的奧氏體轉變為馬丁體的溫度範圍，這個溫度範圍上面的界限是上馬丁體點 M_n ，而下方的界限是下馬丁體點 M_s 。馬丁體點 M_n 及 M_s 的位置，是不隨冷卻速度而變的。可是這個冷速必須足夠的高，以保持奧氏體直到它開始轉變為馬丁體。

M_n 及 M_s 點的位置，決定於奧氏體的成分，首先是奧氏體的含碳量(圖 113)。含碳越多，則馬丁體點 M_n 及 M_s 的位置越低。在高碳鋼中，它的 M_s 點就下降到 0°C 以下。

除碳外，合金元素也影響馬丁體點的位置，大多數合金元素都將這兩點降低。

馬丁體點在科學上及實用上具有很大的價值，例如在鋼的淬火，尤其是在建立奧氏體等溫轉變圖，及新的等溫熱處理方法的運用方面。除此以外， M_s 點的位置還可決定冷處理的規程。這個冷處理的方法，現在被用以消除鋼組織內的殘餘奧氏體。

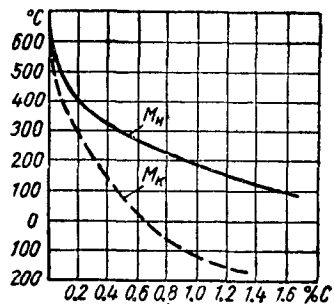


圖 113 馬丁體點 M_n 及 M_s 的位置與鋼含碳量的關係。

3 奧氏體等溫轉變圖

研究奧氏體等溫轉變的方法 當鋼淬火時，奧氏體的轉變，可以非常迅速的完成；例如根據捷飛林克的數據，當鋼在水中淬火時，它的變態一共祇延續 1.5 秒。要研究進行得這樣快而且十分複雜的過程，即使依賴沒有慣性的儀器(弦線電流計及陰極射線示波器)也仍是極端困難的。可是，約在六十年前，契爾諾夫(1885 年)已經發現鋼零件的淬火，可以在 200°C 溫度的鉛及錫的合金熔液中進行，繼之在砂中緩慢的冷卻。這不但保證了鋼的馬丁體組織及高的硬度，並且可以獲得常溫下停留(等溫停留)

的奧氏體，在足夠的時間內穩定，以便對它作全面而詳細的研究。分級淬火就是這樣發明的，它不但具有巨大的實用意義，並且作為近代奧氏體等溫轉變過程的研究基礎。在蘇聯曾進行過大量的這種研究工作，其中以烏拉爾金屬學派的工作為最著名。

現今對於奧氏體等溫轉變過程的研究，採用了許多不同的方法；其中最普及的是顯微鏡研究法，硬度研究法，膨脹儀研究法，及磁性研究法等。

顯微鏡研究法 當應用這個方法研究時，將薄而大小不超過顯微磨面尺寸的鋼試件，在爐中加熱到高於臨界點的溫度，也就是加熱到奧氏體狀態。試件在這樣加熱之後，就很快地浸入低於臨界溫度（例如 500°C ）的等溫池內，通常採取一系列的這種溫度—— 700°C ， 650°C ， 600°C ， 550°C ， 500°C 等等。當試件在等溫池內作適當的等溫停留後，再淬入水中。淬火固定了試件的組織，而殘餘的奧氏體轉變為馬丁體，並以淺白色區域的形態出現。而等溫轉變的產物，在直接腐蝕下，將呈現為黑色的區域，或是由於經過在 300°C 左右特殊回火，在腐蝕後變成黑色（圖 112）。

對於每一個溫度，採取幾個試件，並將試件在這溫度下作不同時間的停留。例如 0.5, 1, 2, 3, 5, 10, 30, 秒, 2 分鐘等等。

這個方法需要很多的顯微磨面試件，而且費時久，但很可靠。

硬度研究法 硬度研究法是度量最後轉變產物的硬度 R_c 。這個簡單的試驗，與任何一種研究奧氏體等溫轉變的方法是同時使用的。加熱到奧氏體狀態的試件，在等溫池內經過不同等溫停留時間後，它的硬度變化的動力學，還不大確定。

膨脹儀研究法 當使用這個方法時，將試件裝置在膨脹儀中，並在一鹽浴內加熱到奧氏體狀態（圖 114, a），然後將試件與膨脹儀一起放入另外一個控溫鹽浴內作等溫停留（圖 114, b）。試件在低於 A_1 溫度的鹽浴中作等溫停留的時間範圍內，發生奧氏體的等溫轉變，引起鐵的原子格架由密集堆砌的改建為不密集堆砌的，並由膨脹儀記錄出試件長度的變化。這樣取得的膨脹曲線，表徵了試件中奧氏體等溫轉變的動力學。

磁性研究法 磁性研究法是基於奧氏體是非磁性的，而它的轉變產物則全部有磁性。這個方法，在蘇聯金屬學界中獲得最大的普及，並具有許多出色的優點。在近代用來研究奧氏體等溫轉變動力學的儀器中，最為完善的是阿庫洛夫（Н. С. Акулов）式的測磁儀或安尼沙計（Анизомер）。安尼沙計容許在很大程度上準確地並連續地進行奧氏體等溫轉變曲線的記錄。

阿庫洛夫式的安尼沙計（圖 115），由下列幾個基本部件組成：

(1) 供以固定電流的強力電磁石。

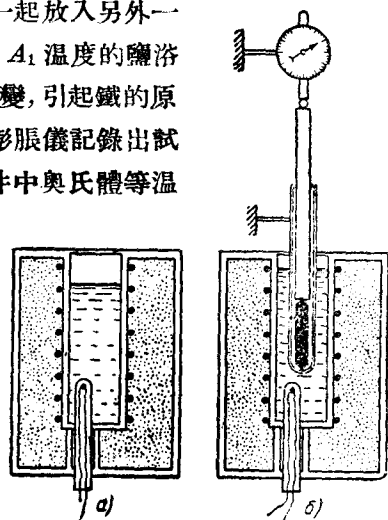


圖114 奧氏體等溫轉變膨脹儀研究法的裝置簡圖：

a—將試件加熱到奧氏體狀態的鹽浴；

b—控溫池（鹽浴）中，裝入試件，並測量其膨脹。

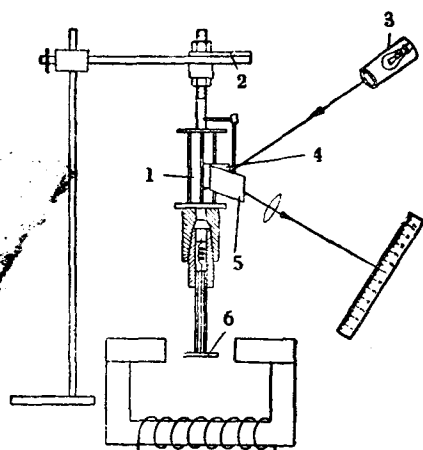


圖115 阿庫洛夫式的測磁安尼沙計簡圖：

- 1—彈性機構組合； 2—支臂； 3—光源；
4—與試件相連的鏡子； 5—不動的鏡子；
6—試件。

(2) 安尼沙計的本身，是一個彈性機構的組合，在這機構中瓷管的下端，固定着一個不大的圓柱體試件，例如，長 30 公厘，直徑 2 公厘。當試件的組織中有磁性的相形成時，這試件就在磁場內轉動，並傳達到鏡子。

(3) 照相機：在它裏面由電動機來轉動的圓柱形鼓上裝上紙張或軟片，以記錄試件的奧氏體等溫轉變曲線。在照相機鼓的隙縫下，放置着一以公厘分度的尺，以便測定自安尼沙計鏡子上所反射出來的明亮光線（‘反射光’ [зайчика]）的移動，並可以與照相記錄同時記錄出奧氏體的轉變。

(4) 光源是自 12 伏特燈泡經由一極細的隙孔發出。

(5) 試件加熱用的電爐及試件等溫停留用的控溫池。電爐及控溫池，先後利用特殊的機構移至安尼沙計瓷管的底端，以便試件得以輪流放入其中。

(6) 度量儀器：有熱電偶高溫計，安培計及通常裝置在一個特殊配電盤上的調整用的可變電阻。

安尼沙計本身，也就是裝置試件的彈性機構組合，為了避免震動，可以裝置在釘在主牆的支架上，並裝以油液減震器及橡皮襯墊。

在阿庫洛夫磁性安尼沙計的照相底片上，可以獲得描繪出的奧氏體等溫轉變曲線，或則在奧氏體等溫轉變緩緩進行時，可在特殊的記錄簿的刻度表上記錄下在某一時間從安尼沙計鏡子上反射出來光線的移動距離。

在這種情況下，可以準確地記錄出醞釀期（孕育期）及轉變終了的時間，而有時也記錄出完成 50% 轉變的時間。在一系列的溫度上，可以獲得這些結果，例如在 200°C, 250°C, 300°C, 350°C, 400°C, 450°C, 500°C, 550°C, 600°C 及 650°C 等。在這些數據的基礎上，作出曲線（圖 116）。在圖上沿橫座標軸是按照對數分度的時間——1, 10, 100, 1000, 10000, 100000 及 1000000 秒；而沿縱座標軸是按照簡單分度的奧氏體轉變的百分數，自 0~100%。採取對數分度，是爲了能較好地將任何一段時間包括在內，這段時間可能在 0.5~1 秒到幾晝夜間。

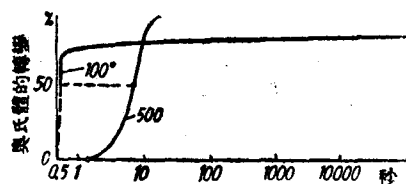


圖116 奧氏體等溫轉變曲線。

在溫度高於馬丁體點 M_s 時，例如在 500°C 時（圖 116），奧氏體的等溫轉變曲線，符合於典型的繞着晶核而以一定速度成長的結晶過程。在最初，轉變過程進行得非常慢，並覺察不出（孕育期，醞釀期或準備期）。這個時期結束後，轉變就可以覺察，而轉變的速度並逐漸增加。當轉變產物形成約 50% 時，則速度到達最高。當獲得約

70%的轉變產物後，這速度重又減小。隨着殘餘奧氏體的數量接近於零，轉變過程也逐漸停滯。

在低於馬丁體點 M_s 的溫度，例如 100°C 時，則可以看到完全是另外一種的奧氏體等溫轉變曲線的過程。在這種情況下，幾乎是在一瞬間形成了若干數量的轉變產物。當繼續等溫停留時，這種產物增加不多，並逐漸停止。這種曲線過程，相當於僅是結晶格架作規律性改建的無擴散的轉變。

奧氏體等溫轉變圖的價值 ● 從某一種牌號鋼的奧氏體等溫轉變的全面研究(尤其是磁性研究法)所獲得的許多實驗數據，可以聯結成為這一牌號鋼的奧氏體特有的等溫轉變圖，在這圖上沿橫座標軸按照對數分度排列着時間，而沿縱座標軸則以簡單分度來作為溫度。

這種圖的理論上的重要性是它們雖然因為對不同含碳量及不同牌號的鋼都不一樣，因而比之鐵碳合金圖具有較少的試驗資料，可是它却包含着一個非常重要的因素——時間。奧氏體等溫轉變圖，繪出了奧氏體在不同溫度下轉變的全部情景(它的轉變的動力學)，可以一目了然地來說明熱處理時所獲得組織的本質及來源。它揭露了轉變溫度對於鋼的性能及組織的影響。這種圖可以允許估計晶粒大小及合金元素對於奧氏體的轉變、硬化深度、顯微組織和鋼的機械性能及其他性能的影響。總之，它可作為鋼的熱處理理論的基礎。

奧氏體等溫轉變圖在實用上的價值是非常大的，它能够對現行的熱處理規程作精確的評估，及擬訂有科學根據的工藝圖表。尤其重要的是在最近幾年來在生產上廣泛地應用這種圖以訂定合理的等溫熱處理的各種操作規程。有了它的幫助，能够正確地進行碳素鋼，尤其是合金鋼的等溫淬火和分級淬火，等溫退火，造成球狀珠光體的退火，消除白斑的等溫停留等等。除此之外，奧氏體等溫轉變圖可以分析淬火介質(淬火劑)如水、油及其他的作用，並可按每一牌號的鋼選用最適宜的淬火介質。

作圖方法 對於某種含碳量和某種牌號的鋼都要建立其奧氏體等溫轉變圖。為了簡單起見，取含碳量為 0.8% 的碳素共析鋼為例。

按照對數分度而作為時間的橫座標軸上(圖 117, a)自 1, 10, 100, 1000, 10000, 100000 及 1000000 秒各點，引出細的垂直線。並在按

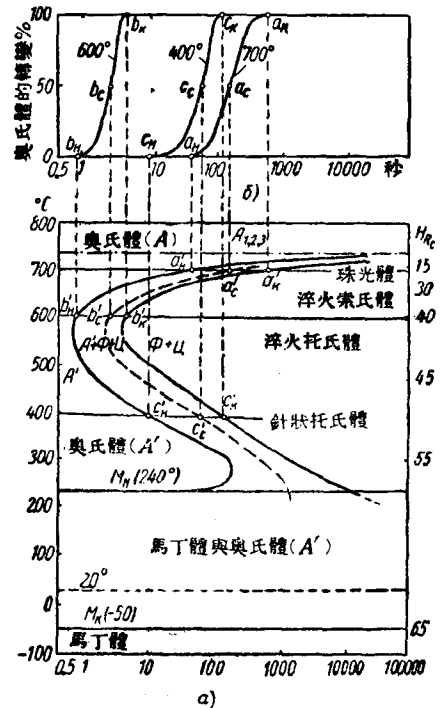


圖 117 奧氏體等溫轉變圖。

- 在科學技術文獻中，從前稱這圖為 S—曲線，但近代經過蘇聯科學家的研究，此種曲線出現了各種不同的形狀，尤其是在高合金鋼方面，此曲線與 S 字母並不相似，因此應避免應用 S—一曲線名詞。

照簡單分度而作為溫度（攝氏度數）的縱座標軸上，自 $0 \sim 800^{\circ}\text{C}$ 間，每隔 50°C 各點引出細的水平線，然後在這圖上以點劃線畫出相當於從實驗所獲得的此鋼的臨界點 $A_{1,2,3} = 723^{\circ}\text{C}$ ，並以點劃線畫出此鋼的馬丁體轉變開始點及轉變終止點 $M_n = 240^{\circ}\text{C}$ 及 $M_s = -50^{\circ}\text{C}$ 。

在這圖上面，已經依藉了阿庫洛夫的磁性安尼沙計法或任何其他的磁性研究法及膨脹研究法等，作出在馬丁體點以上的每隔 50°C 的奧氏體等溫轉變曲線。為了不使此圖趨於複雜化，今採用 400°C 、 600°C 及 700°C 這三條由阿庫洛夫磁性安尼沙計法所獲得的奧氏體等溫轉變曲線作為例子，並在這種曲線上指出下列各點：

(1) 轉變開始點（醞釀期或孕育期的時間）；(2) 轉變了一半的點；(3) 轉變全部完成的點。

對於轉變特別快或特別慢的鋼，在必要時可以指出其他的點，例如，轉變了 0, 10, 50, 90 及 100% 的各點。對於構造此圖在 M_n 及 $A_{1,2,3}$ 之間的部分時，我們祇在對應於它轉變溫度的水平線上，籌劃了轉變 0, 50 及 100% 的三點。

由於這樣作法的結果，獲得了一連串的轉變開始點、轉變了一半的點及轉變完成點。將所有轉變開始點連成一條粗線，同樣將所有轉變完成點也連成一條粗線，而轉變了一半的點則連成一條細的虛線。

如前所指出，在低於馬丁體 M_n 點時，轉變幾乎瞬即開始，但却並無結束。當溫度減低時，在組織內奧氏體的量減少，而馬丁體的量則增加。當在 M_s 點的溫度時，馬丁體的量到達 100%。

根據所有運用的試驗及作圖法的結果，在奧氏體等溫轉變圖上，表示出下列幾個區域：

1. 高於 $A_{1,2,3}$ 的水平點劃線上的奧氏體是穩定不發生變化的；這個區域以 A 表示之。

2. 在 $A_{1,2,3}$ 的水平點劃線及 M_n 線之間，存在着三個區域：

a) 在轉變開始曲線左面的部分，相當於過冷奧氏體區（以 A' 表示之）；

b) 在轉變開始及轉變完成曲線之間的部分，相當於奧氏體的轉變已經開始但未結束（以 $A' + \phi + \eta$ 表示之）；

B) 在轉變完成曲線右面的區域，相當於轉變已完全結束（以 $\phi + \eta$ 表示之）。

奧氏體等溫轉變圖，還指出下列特徵性的溫度範圍：

(1) 在轉變曲線的鼻子部分（轉變開始曲線的凸出部分）溫度約 550°C 時為迅速轉變的溫度範圍；

(2) 在這個鼻子部分的上面或下面則轉變緩慢。在許多合金鋼中有兩個這樣的鼻子，也就是說有兩個奧氏體迅速轉變的溫度範圍。

如果是亞共析鋼，則它的等溫轉變圖被自奧氏體析出純鐵體的曲線所複雜化，而在過共析鋼，則因碳化鐵的析出曲線而複雜化。這兩條曲線都位於轉變開始曲線上部的前面。

在馬丁體轉變開始和終結的點劃線 M_n 及 M_c 中間，馬丁體的轉變幾乎是一瞬間發生的，這個區域被認為是馬丁體及殘餘奧氏體的區域，而低於點劃線 M_c 則為馬丁體區域（以符號 M 表示之）[●]。

在高的馬丁體轉變溫度的情況下，例如在 150°C 以上，所組成的馬丁體在經過相當時間之後就被回火。它不再是固溶體，而變為一種細碎的碳化鐵質點，分佈在格架歪曲的純鐵體基體中的混合物。它保持着高的硬度，但已不是馬丁體，而是回火托氏體，或則有時在文獻中叫作‘回火馬丁體’。

珠光體的轉變 珠光體的轉變與大多數相的轉變相似，依靠了自發形成的晶核和環繞着個別的多半是位於奧氏體晶粒邊界的細碎的氧化物、氮化物及碳化物質點而發生。在晶核或這些質點上組成碳化鐵並在它四周擴散成長。所以珠光體的轉變，需要足夠高的溫度，以使碳及鐵的原子在結晶格架中可以擴散。

對含碳 0.83% 的鋼在 705°C 時的珠光體轉變動力學的研究，指出了在孕育時期的最初，並不顯示出轉變。過了 320 秒之後，才發現了第一部分的珠光體（圖 118, a）。在 1150 秒以後，轉變的數量到達 25%（圖 118, б），132 秒後達 50%（圖 118, в），1450 秒後達 75%（圖 118, г），只有在 4000 秒以後轉變方告終止（圖 118, д）。

隨着等溫轉變溫度的降低，珠光體的層越來越變成細薄。例如在 705°C 時，獲得的珠光體具有硬度 $R_c=15$ ，在 605°C 時獲得的珠光體——淬火索氏體，具有硬度 $R_c=30$ ，而當 550°C 時獲得的珠光體——淬火托氏體，具有硬度 $R_c=40$ ，並且它的外形具有球狀的特徵。所有這些組織，彼此間所不同的，僅僅是碳化鐵層的細緻程度，按其實質，都是屬於同一層狀組織的珠光體類。珠光體轉變產物的機械性能及硬

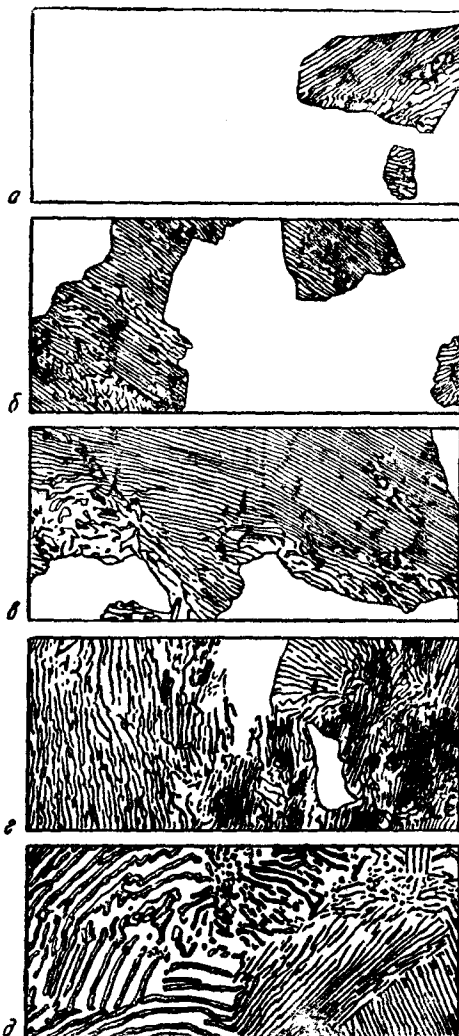


圖 118 在 705°C 時珠光體轉變的動力學 ($\times 750$)。

● 在國外舊的教科書和雜誌中，即在 1930 年還登載着不正確地製訂沒有馬丁體轉變開始線的奧氏體等溫轉變圖，在其中在接近 M_n 點處，馬丁體的形成不是一瞬間發生而是緩慢地發生的，這與試驗的數據是互相矛盾的。烏拉爾的學者們，根據了磁性研究法和顯微組織分析的不可反駁的數據，證實了根據不夠敏感的膨脹儀試驗法而建立的舊圖中低下部分的錯誤。

度，決定於碳化鐵層間的距離，也就是決定於它的細緻性。

如在奧氏體等溫轉變圖上所表示的(圖 117)，等溫轉變的速度，隨着轉變溫度的降低而增加。當溫度降低到接近臨界點 A_1 下 150°C 時，轉變速度到達了最大值。轉變的加速，是由於形成的碳化鐵層較細了，而要形成這些細的碳化鐵層，鐵及碳的擴散路程也減少了。

碳化鐵或碳化物是由奧氏體形成珠光體類組織時的‘主導’相。

在形成了的碳化鐵層(圖 119, a)的伸長和變厚的同一時期，奧氏體內的含碳量不斷減少，直到沿着碳化鐵層並列地開始形成純鐵體的片層時為止。

這種過程重複進行，結果在原來奧氏體晶粒內造成了層狀組織的區域。由於珠光體的比容較大，所以它緊壓着奧氏體，所產生的應力並引起了從生的或二期的層(вторичная пластинка)向其他方向成長(圖 119, 6)。

重複着這種過程，就形成了新的層狀組織的區域。這些區域與原來奧氏體的晶粒完全不相符合。當它生長時，甚至能够穿過奧氏體的晶粒邊界。通常在一個奧氏體的晶粒內，可以形成幾個這種區域——珠光體的移殖區(開拓地)或珠光體晶粒(圖 119, B)。

針狀托氏體的轉變 在奧氏體等溫轉變圖的中部，即當溫度低於 $450\sim 500^{\circ}\text{C}$ 時，進行着針狀托氏體的形成。所獲得的組織具有針形，就指示出當它形成時伴隨着相當大的塑性變形，使碳原子及鐵原子在格架中的擴散容易。

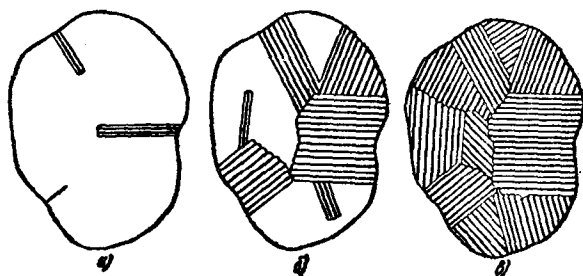


圖119 在奧氏體晶粒內珠光體的形成：

a—初期的碳化鐵和純鐵體層；б—二期的碳化鐵和純鐵體層；
B—珠光體的開拓地(晶粒)。

針狀托氏體的組織，是由純鐵體的基體和細碎的碳化鐵質點所組成，這是在放大20000 倍的電子顯微鏡下攝取其組織的照相所證明的。

針狀托氏體轉變的動力學，在開始也顯示出孕育期，在這時期內，不能覺察出變化。在過了460秒後，轉變開始(圖 120, a)，在500秒後，完成了25%的轉變(圖 120, б)，850秒後——50%(圖 120, B)，900秒後——75%(圖 120, r)，直到2500秒後，轉變全部完成——100%(圖 120, д)。

當轉變溫度低於 500°C 時，在碳素鋼內所形成的針狀屈魯士體，是較粗大的碳化鐵質點和原鐵體基體的混合物(圖 112, a)，硬度約為 $R_c=45$ 。在稍高於 M_s 點的溫度所形成的針狀托氏體(圖 112, б)，具有很細小的碳化鐵質點，針的形狀也呈現得更為顯著，並且硬度到達 $R_c=55$ 。

馬丁體的轉變 這個轉變具有不但在科學上的，並且在實用上的極大的價值。烏拉爾金相學家薩杜夫斯基曾經這樣描寫過“成千的各色零件，每分每秒地投入到我們機械製造工廠中熱處理車間的淬火池中，這就是每分每秒地在造成數百數十噸的馬