

中央人民政府高等教育部推薦
高等學校教材試用本

金屬學原理

下 冊

Г. А. КАЩЕНКО 著

東北工學院金相熱處理教研組譯



龍 門 聯 合 書 局

中央人民政府高等教育部推薦
高等學校教材試用本



金屬學原理

下冊

Г. А. 卡申柯 著

東北工學院冶金系金相熱處理教研組 譯



SEU 0699271

龍門聯合書局

本書係根據蘇聯黑色及有色冶金科技出版社(Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии)出版的卡申柯(Г. А. Кашенко)所著“金屬學原理”(Основы металловедения)1950年增訂版譯出。原書經蘇聯高等教育部審定為高等學校冶金及機械製造專業教科書。

原書係根據蘇聯高等教育部審定的金屬學教學大綱編寫而成。適用於金屬學為主修課程之各專業。全書共分八章,第一、二兩章敘述金屬及合金之一般理論和狀態圖,第三、四、五六和七等章敘述鐵碳合金(生鐵和鋼)及其熱處理與合金鋼,為本書之主要部分,第八章分別介紹有色合金和粉末合金。並附有附錄四則,敘述金屬之機械實驗及腐蝕理論,主要金屬及合金之物理-化學常數和狀態圖。

本書適於作為高等學校冶金和機械製造等系科和專業之教科書。也適於廠礦和實驗室工作者參考之用。

本書係東北工學院冶金系金相熱處理教研組李潤隆、李 見、喬毅男、閻振榮等同志翻譯。

金 屬 學 原 理

下 冊

ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

Г. А. КАЩЕНКО 著

東北工學院冶金系金相熱處理教研組 譯

★ 版權所有 ★

龍 門 聯 合 書 局 出 版

上海南京東路61號101室

新華書店華東總分店總經售

上海南京西路1號

文明書局和記印刷所印刷

西康路337弄90號

1954年2月初版 印0001—7000冊

定價 13,500元

上海市書刊出版業營業許可證出029號

目 錄

第六章 鋼的熱處理	235
第85節 概論	235
I. 鋼的退火	235
第86節 使呈平衡狀態的退火	236
第87節 滲碳體粒化(球化)退火	237
第88節 細化退火	238
第89節 奧氏體晶粒的長大。實際晶粒。鋼的過熱及過燒	243
第90節 晶粒檢驗。“鋼的原始晶粒”	246
第91節 其他退火方法	250
II. 鋼的淬火與回火	252
第92節 淬火和回火的定義。不平衡狀態的觀念	252
第93節 過冷面溶體變化的各個階段	253
第94節 奧氏體的等溫分解	258
第95節 淬火共析鋼的組織	265
第96節 淬火的性能	268
第97節 淬火的臨界點。臨界淬火速度	270
第98節 碳對淬火的影響；亞共析鋼和過共析鋼的淬火	273
第99節 碳和其他因素對臨界淬火速度的影響	276
第100節 碳對淬火時臨界點和組織的影響	277
第101節 碳含量對淬火鋼的性能的影響	279
第102節 淬火時所產生的應力及其缺點	282
第103節 使鋼呈珠光體及屈氏體的回火	285
第104節 低溫回火的原理。合金的時效	286
第105節 軟鋼(鐵)的時效	287
第106節 硬鋼的時效和低溫回火	288
第107節 中溫及高溫回火鋼的性能	291
第108節 回火鋼的組織	294
第109節 鋼的硬化能力及其測定法	296
III. 淬火和回火的實際操作	302
第110節 淬火和回火的意義和順利操作的條件	302

第 111 節	淬火時的加熱溫度	302
第 112 節	加熱方法和爐中靜置時間。加熱時物件的放置方法	303
第 113 節	冷卻速度。淬火介質	305
第 114 節	冷卻方法	307
第 115 節	原始狀態(組織)的影響	308
第 116 節	鋼的新的淬火方法	309
第 117 節	表面淬火法	311
第 118 節	高週波感應淬火	312
第 119 節	其他淬火方法。冷處理	315
第 120 節	回火。回火色	316
IV.	鋼的化學熱處理	318
第 121 節	概論	318
第 122 節	滲碳(固體)	320
第 123 節	氣體滲碳法	325
第 124 節	鋼的氮化	326
第 125 節	氰化	328
第 126 節	其他化學熱處理方法	330
第七章	合金鋼及合金生鐵	335
I.	概論	335
第 127 節	合金鋼的概念	335
第 128 節	合金元素與鐵的關係	336
第 129 節	合金元素和碳的關係	340
第 130 節	鋼中合金元素之分佈	341
第 131 節	合金元素對臨界點(加熱)的影響	343
第 132 節	合金鋼中奧氏體晶粒生長的特點	345
第 133 節	合金元素對冷卻時奧氏體變化的影響	346
第 134 節	淬火後的合金鋼回火時,合金元素的影響	351
第 135 節	合金鋼回火時的脆性及其機械性能	353
第 136 節	合金元素對鋼的硬化能力的影響	355
II.	合金鋼的分類	356
第 137 節	合金鋼的分類——按其在空氣中的淬火能力	357
第 138 節	按平衡狀態下的組織與組成分類。按用途分類	360
III.	結構合金鋼	361
第 139 節	結構合金鋼的分類及其性能指標	361
第 140 節	合金元素對平衡狀態下鋼的機械性能的影響	364
第 141 節	合金元素對高溫回火鋼的機械性能的影響	368

第142節	合金元素對呈馬登體狀態的低溫回火鋼之機械性能的影響	374
第143節	結構合金鋼的冶金質量	378
第144節	合金鋼的組成及鋼號簡介	384
第145節	使用於接近平衡狀態的低合金建築鋼及低合金機械構造鋼	386
第146節	使用於高溫回火狀態(梭斑體)的合金鋼	387
第147節	使用於低溫回火狀態(馬登體)的合金鋼	389
IV.	工具鋼	389
第148節	切削材料的性質和其工作情況的一般特徵	390
第149節	做切削工具用的低合金鋼	391
第150節	高速切削鋼	393
第151節	硬質切削合金	398
第152節	衝壓工具鋼	400
第153節	測量工具鋼	402
V.	特殊性能與特殊用途的鋼與合金	402
第154節	簡介	402
第155節	特殊熱性能的合金	404
第156節	高電阻合金	405
第157節	具有一定的磁性的鋼及合金	406
第158節	高度耐腐蝕	410
第159節	不銹鋼	414
第160節	耐熱鋼和熱硬鋼	419
第161節	合金生鐵	423
第八章	有色金屬及合金	427
第162節	概念	427
I.	銅與鎳	428
第163節	赤銅與其雜質	428
第164節	銅合金系 Cu—Zn, Cu—Sn, Cu—Al	431
第165節	工業黃銅	437
第166節	工業錫青銅	440
第167節	工業青銅:鋁青銅、矽青銅與鉍青銅	442
第168節	鎳及其合金	445
II.	鋁、鎂及其合金	446
第169節	工業用鋁及其雜質	446
第170節	鋁合金	447
第171節	複雜鋁合金(硬鋁)	455
第172節	鎂及其合金	458

III. 鋅、錫、鉛及其合金	460
第 173 節 簡單合金的性質與應用	460
第 174 節 鋅與鉛的合金	461
第 175 節 軸承(耐磨)合金,巴比特	461
IV. 粉末合金	467
第 176 節 概論	467
第 177 節 製造陶磁合金物件的方法	469
第 178 節 陶磁合金及其製成品的性能和在工業上的用途	472
附錄 I. 金屬之機械試驗方法	478
1. 靜力試驗	478
2. 動力試驗	486
3. 硬度試驗	490
4. 疲勞試驗	497
5. 蠕動試驗	502
6. 磨損試驗	504
附錄 II. 金屬的腐蝕	505
1. 腐蝕的電化學原理	505
2. 金屬的遲鈍狀態	514
3. 在不同條件下金屬的腐蝕	515
4. 合金的腐蝕	519
5. 表面包層腐護法	521
附錄 III. 構成合金的各種重要元素的物理-化學常數	524
附錄 IV. 各種二元合金系狀態圖表	528
參考文獻	553

第六章

鋼的熱處理

第85節 概論

金屬及合金的熱處理，無論是在製造半成品的過程中（爲了使金屬在製成成品以前具有適當的加工性能），抑或是爲了把金屬做成需要的性能而製造成品的最終過程中，乃是一種非常廣泛應用而且也是非常重要的處理方式。根據這一點，可以把熱處理分成預備處理和最終處理兩種。

由於處理過程的性質不同，同時由於加熱和冷卻的方法不同，所以熱處理也是各式各樣的，而主要須視生產的目的如何而定。

現在可以把熱處理分成下列三種主要的方式：退火、淬火和回火。除去這幾種簡單的熱處理方式以外，還有一種化學熱處理（熱化學處理）。也就是說，在簡單的熱處理過程中，只有熱的作用而沒有化學成分的變化，而在化學熱處理進行的同時，還有使金屬表面的化學成分改變（使元素進行擴散），這種熱處理稱之爲“滲碳”或其他的名稱。

下面就開始討論簡單的熱處理方法。

I. 鋼的退火

“退火”這個名稱就意味着根據不同的要求用各種不同的方法而進行的一種熱處理。不可能給它下一個很全面的定義；首先我們應該明確這一章要講哪一些退火方法，也就是說這章所講的退火方法能達到什麼要求。

首先應當確定由於熱處理的主要因素（加熱溫度和冷卻速度）的影

響而在金屬內部所引起的變化過程，以及確定實現這些過程的方法，然後再分別地研究每一種退火方法。

第 86 節 使呈平衡狀態的退火

正如標題所示，這種退火的目的是要使鋼呈相當於狀態圖的平衡狀態，所以當鋼呈不平衡狀態時，就需要退火。當鋼淬火或不完全回火時往往引起不平衡狀態，這一點下面還講，現在只能說：在不平衡狀態下我們看不到各種鋼在平衡狀態下的標準組織——珠光體（其中純鐵體與滲碳體應有很明顯的區別）。

因此可以說：使呈平衡狀態的退火就是（在共析鋼中）隨着純鐵體（ Φ ）或滲碳體（ U_n ）的產生而形成珠光體的過程。

經過這種退火後在常溫時就應當得到合乎狀態圖的組織（第 102 圖），這種組織是由鋼從奧氏體狀態（*G* 線上）盡量緩慢地冷下來，以使其（在 A_{r3} 、 $A_{r_{cm}}$ 及 A_{r1} 點）分解過程進行得很完全而得到的。因此就不難確定出進行這種退火的方法：首先把鋼加熱到奧氏體狀態即高於臨界點的溫度，靜置一定時間，然後緩冷下來，在通過臨界點時應盡量地緩冷。

所以冷卻速度是熱處理的一個主要的而且也是必要的因素，不能太快（大部分是在爐中冷卻，時常要設法使它每小時降低 10 到 20° 或者更慢一些）。

另一個因素是加熱溫度（到奧氏體狀態），也是很重要的，但還不像冷卻速度那樣重要，因為如果加熱未達到 A_{c3} 或 $A_{c_{cm}}$ ，可能降低一定的效果：也就是退火不完全（不完全退火），但是還是可以達到一定的程度，而冷卻速度如果不合適時則這種退火的要求就不可能達到。

因為平衡狀態的鋼是很明晰的珠光體組織，故其硬度達到最低限度，因此這種退火又稱之為軟化退火。在實用中特別是為了改善鋼的切削加工性能時，常採用軟化退火，因為鋼的高的硬度會使切削工具很快變鈍。

一般常用的軟化退火方法是由高溫把金屬逐漸的均衡的冷到低

溫，一般冷到室溫。但由於溫度高低間隔很大，所以操作的時間就要加長，這是這種操作法的缺點。如果利用所謂“等溫退火”，則這個缺點可以適當地減輕。

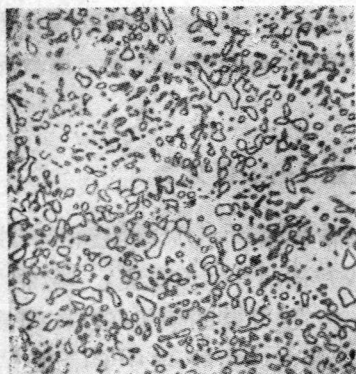
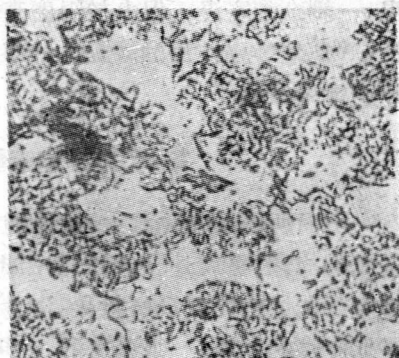
第 87 節 滲碳體粒化(球化)退火

上面所述的軟化退火，按照進行的情況來看，它只能使鋼形成片狀珠光體組織，也就是在純鐵體中間形成長形薄片狀滲碳體。雖然此時鋼呈平衡狀態而且已經軟化，但是還不能說：這時的鋼組織已經相當於最低硬度的狀態。很顯著的，如果珠光體成晶粒狀，其中滲碳體呈圓形，則這種組織的鋼就會有最小硬度而具有極大的韌性。為了達到這樣的目的，就需要進行珠光體粒狀化的退火，或者更正確的講滲碳體粒狀化退火（因為此時所得到的滲碳體是呈小粒形狀）。

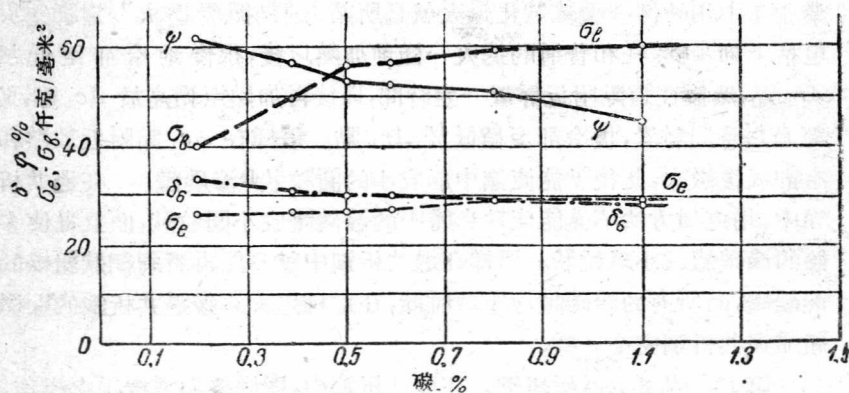
一般的軟化退火時，珠光體中的滲碳體常成薄片狀（片狀珠光體）。為了得到球狀滲碳體就必需於冷卻時在稍低於 A_{r1} 點處進行極長久的靜置。靜置時間需要很長，所以在實際生產中都不應用這一方法。工業生產中用的滲碳體球狀化退火就是所謂“週期循環退火”，這種退火包括下列步驟：在和普通的退火一樣地加熱以後，很慢地冷卻至低於 A_{r1} 點，然後在這點附近靜置一定時間，以後再加熱至稍高於 A_{c1} 點，又經過短時間靜置，復冷卻至稍低於 A_{r1} 點。這種在 A_{c1} 點附近加熱和冷卻返復數次，此後就能使鋼中形成小的圓粒狀^①滲碳體。在過共析鋼中，用這種方法不僅能使珠光體中的滲碳體成小圓粒狀，而且也使多餘的滲碳體成小球粒狀。這樣在過共析鋼中就不能再看到網狀組織的滲碳體，而所有的滲碳體均成球粒狀，在這種退火以後過共析鋼的顯微組織與共析鋼完全一樣。

第 165 圖表示這種組織。在亞共析鋼中，同樣經過這樣退火操作，珠光體的組織就好像是被“沖毀”了一樣，只要把亞共析鋼的組織與一般的片狀組織（圖 110）比較一下或把它與球狀珠光體（圖 166）互相對照一下，就不難看出這一點了。

第 167 圖曲線表示球化退火後鋼（尤其是過共析鋼）的機械性質改

第 165 圖 粒狀滲碳體過共析鋼($\times 500$)第 166 圖 粒狀珠光體亞共析鋼($\times 500$)

變的程度。與第 112 圖片狀滲碳體的鋼來比較,可看出,即使是很硬的過共析鋼在球化以後也將變成具有延伸性及塑性的。但是其強度和硬度稍有降低,而且呈這種組織的物件,在切削加工時其表面比呈片狀組織時較不精製(不平滑)。可以形成球狀滲碳體(主要是在珠光體中),還有許多其他方法,這些方法都與淬火及回火有關。



第 167 圖 球狀滲碳體鋼之性質

第 88 節 細 化 退 火

很明顯地,當原來的鋼內部完全呈粗大的品粒,因而將使鋼的機械

性能降低時(尤其是彈性和衝擊韌性),在此種情況下,需要進行這種晶粒細化退火。鋼中粗大的晶粒是這樣產生的,或者是在鑄造而不加工處理的情況下(此時甚至只可見到初次晶粒),或者是在所謂過熱,也就是鋼的加熱溫度過高的情況下產生的。

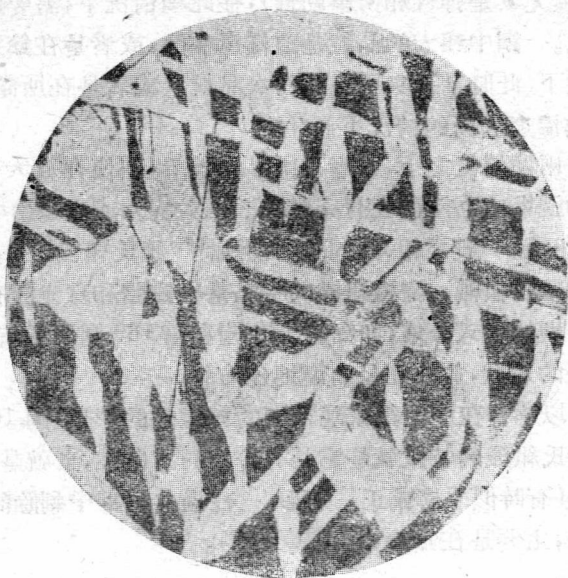
在上述兩種情況之下,或者是由晶粒邊界(即使在放大倍數很小,在顯微鏡的視場中也往往沒有完整的一個粒界),或者是由特殊的一種組織(這種組織,一般呈粗大的晶粒,即所謂“魏氏組織”^②),都不難看到粗大的晶粒的組織。這種組織的特點是純鐵體和珠光體在亞共析鋼中以一種特別的形式分佈,即如第 168 圖和第 169 圖所示:在軟鋼中珠光體呈伸長的片狀,並彼此呈角度地分佈着。

同樣可以解釋在中硬鋼或硬鋼中的純鐵體的形狀(圖 169)。

因此魏氏組織的特徵就是它具有一定的方向性,也就是彼此呈一定角度,而且有時似乎構成正三角形。在過共析鋼中剩餘的滲碳體常呈這樣分佈,主要是在鑄鋼中(第 170 圖)。



第 168 圖 軟鋼魏氏組織($\times 50$)

第 169 圖 中碳鋼魏氏組織($\times 50$)

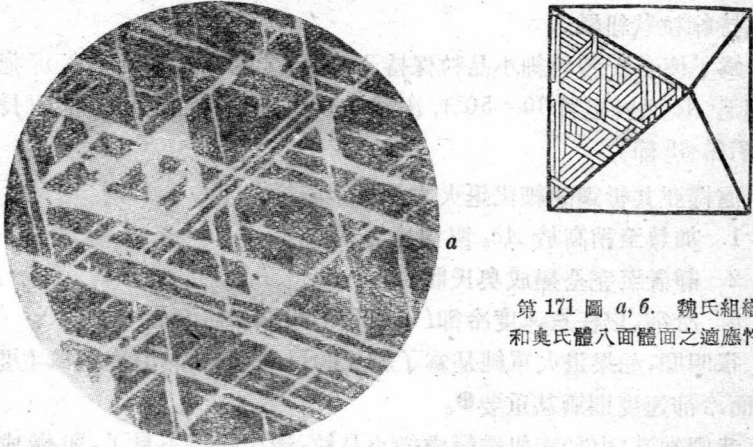
魏氏組織和一般的正常的組織不同，只要把兩者的組織比較一下就可以看出來了，例如：軟鋼，可以比較一下第 168 圖與第 111 圖；中硬鋼可以比較一下第 169 圖與第 110 圖。在軟鋼的正常組織中，珠光體成細小而且常成圓形小塊分佈在純鐵體晶粒之間。在硬鋼中，珠光體晶粒分佈於網狀純鐵體之間。此外，魏氏組織和一般正常組織也不難分辨出來。由於魏氏組織總是一種大塊的(粗的)組織，僅僅在低倍顯微鏡下即可以完整地看到；而正常的組織則比較細小，並且可能甚至在放大倍數很高時仍能看到粒子的全貌。

第 170 圖 過共析鋼之魏氏組織($\times 50$)

在魏氏組織中的組成物呈方向性地分佈，因此就引出了關於這種組織形成的原因的問題。可以根據奧氏體中滑脫面(滑動)的作用來概括說明這一個問題。在一般結晶中當冷卻時由奧氏體形成滲碳體或純鐵體都是與這些滑動面相適應而產生。

如第171圖就表明：在魏氏組織中(圖a)純鐵體的位置和奧氏體八面體結晶(圖b)的(可能)滑動面相適應的情況。

此外，還有一些其他關於魏氏組織產生問題的解釋。



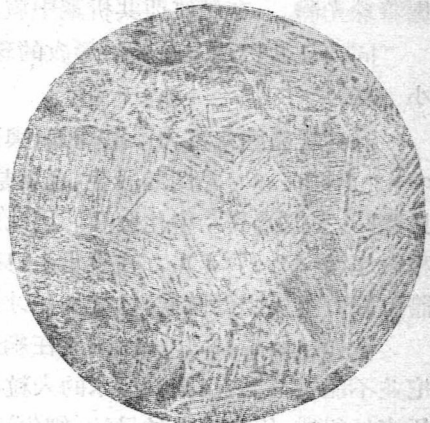
第171圖 a, b. 魏氏組織
和奧氏體八面體面之適應性

鑄鋼(不加工的)組織常常是非常粗大的,以致魏氏組織用巨視方法(不是顯微的)就可以看到。第172圖就表示鋼錠的此種巨視組織,雖然已經把原來的大小縮小了一倍,但還可以很清楚地辨別出具有魏氏組織的晶粒。

第168—170圖所示顯微組織同是屬於鑄造(未加工的)鋼。

過熱的鋼的組織也與上述的相類似,但晶粒不如鑄造的那樣大。

亞共析鋼的細化退火 在鋼中使粗大晶粒細化與在純鐵中一樣(第12節),決定於再結晶過程,即決定於由 α -Fe 變成 γ -鐵的同素異晶變化,同時也決定於細小晶粒形成的情況。在亞共析鋼中



第172圖 鋼錠橫斷面巨視組織
(縮小一倍)

$\alpha \rightarrow \gamma$ 的最終變化是在達到 Ac_3 以後，也就是 $\alpha \rightarrow \gamma$ 一直進行到都變成奧氏體並且消滅了純鐵體以後。很明顯，這樣所得到的奧氏體 (γ -相) 就將成為細小品粒，以後再繼續冷下來時，無論鋼中有無其他變化都仍將保持細粒狀組織。

為了使奧氏體的細小品粒保持下來，首要的條件是加熱不可過多地超過 Ac_3 點 (超過 $30-50^\circ$)，因為增高奧氏體的溫度晶粒就要長大 (參看第 89 節)。

這樣亞共析鋼的細化退火方法可以總括如下：

1. 加熱至稍高於 Ac_3 點溫度。
2. 靜置至完全變成奧氏體。
3. 冷卻，以任意速度冷卻 (須視預期組織如何而定)。

很明顯，如果退火單純是爲了細化的目的，則加熱溫度應爲主要因素，而冷卻速度則無甚重要^⑤。

我們知道：由於鋼組織變成細小品粒，魏氏組織不見了，組織成正常網狀，如第 108—111 圖所示 (如果冷卻很慢的話)。這樣晶粒 (網狀) 的大小將與原來的奧氏體的晶粒相當，因為從奧氏體中分出來的純鐵體一般是沿着原來奧氏體的邊界上分佈着，同時形成很明晰的網狀包圍着珠光體。在硬質亞共析鋼中就是這種組織形狀。

同樣在共析鋼中一般所形成的珠光體比較原來的奧氏體粒子要細小一些。

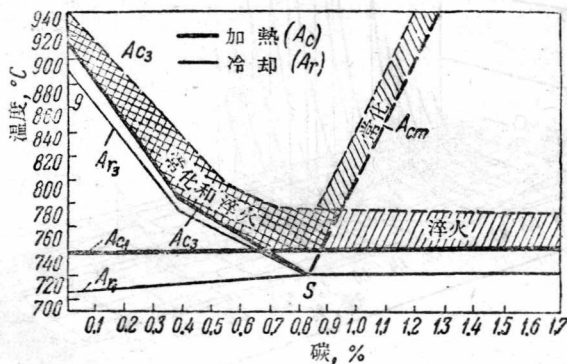
過共析鋼細化退火 這種鋼，與亞共析鋼不同，其同素異晶變化 $\alpha \rightarrow \gamma$ 正好在 Ac_1 點開始發生，也就是當由共析組織——珠光體變成奧氏體時，有同素異晶變化發生。因此爲了使晶粒細化需要把鋼加熱到稍微超過 Ac_1 (723°)。在事實上，只有當鋼組織中原來沒有網狀滲碳體包圍着奧氏體的時候，這樣加熱才能使晶粒細化，否則仍不可能。

當加熱稍高於 Ac_1 時，雖然在網狀滲碳體間已經開始再結晶，可是它並不能被破壞，包圍着原來的大粒奧氏體的滲碳體好像毫不改變它原來的組織，因此退火的目的 (細化) 不能達到。爲此就必需把鋼加熱到高於 Ac_{cm} (ES 線)，預先把鋼組織溶解，同時要疾速冷卻，以免又形

成網狀。只有如此處理後再重新加熱至高於 Ac_1 點，在鋼中才可以產生細化晶粒。

在加熱的溫度長久靜置，多餘的滲碳體 ($\bar{U}_n$) 就成為圓形，退火後的鋼就會成為細粒珠光體 (依冷卻速度而定) 與剩餘滲碳體。

加熱溫度應當正適合於在鋼中得到細粒，在各種不同的熱處理情況下都需要這樣的加熱溫度，因為無論任何一種產品，經過淬火或是退火，其成品大部分需要具有細晶粒。第 173 圖表示出這種正常的加熱溫度區域，在臨界點 Ac_3 和 Ac_{1-3} 上約 50° 之區間，但過共析鋼中如有了滲碳體網狀組織，則需要兩次加熱 (首先加熱高於 Ac_{cm} ，然後再高於 Ac_1)。



第 173 圖 熱處理中正常加熱溫度區域

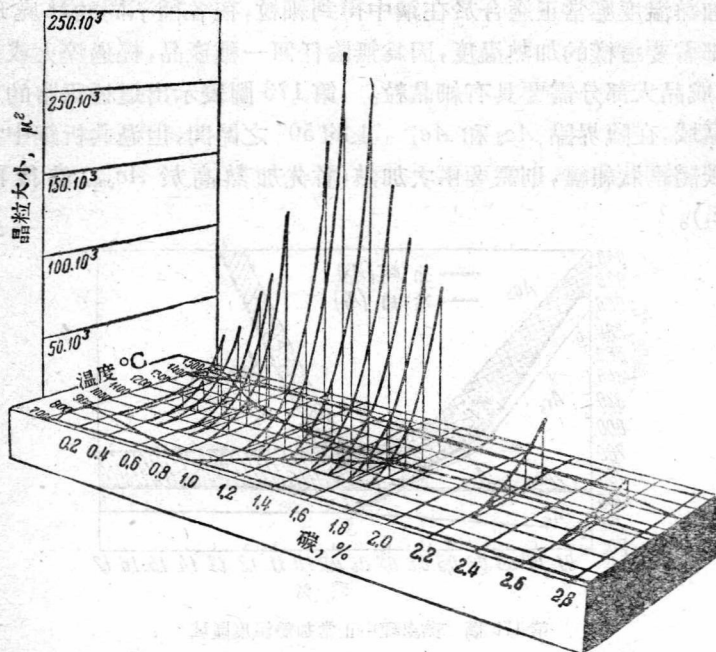
如加熱溫度過高，則晶粒將要長大，即呈過熱現象，下面詳述這一影響。

第 89 節 奧氏體晶粒的長大。實際晶粒。鋼的過熱及過燒

加熱時晶粒長大乃是一種自然現象，晶粒愈小品界愈多，則物體降低其表面能量的趨勢愈大。因此如果加熱愈高，靜置時間愈長，則這種表面能量降低程度愈大，因之晶粒愈長大。

在鋼中奧氏體的長大實質上應當由 Ac_3 (Ac_1) 點以上開始，但在開始時這種長大極不顯著，只有當加熱至高於 Ac_3 (Ac_1) 點幾十度時才能

顯著變化。因此無論是晶粒顯著地開始長大的速度或者是隨着溫度上昇而繼續長大的速度,都要看鋼的種類而定,更明確的講,需要看鋼中碳含量而定。第174圖用一立體圖形來表示鋼中碳含量增加時,隨着溫度變化,晶粒大小的變化(靜置時間相同)^④。



第174圖 各種碳含量的鋼中溫度變化與奧氏體晶粒長大

很清楚地看到,當溫度高於 Ac_1 — Ac_3 點 50 — 100° 時,鋼中開始有很顯著的晶粒長大現象,同時鋼中碳含量愈接近共析組成,則晶粒生長得愈劇烈。但是在軟鋼中,甚至溫度已達到 1300° ,而晶粒生長仍極緩慢。

這樣,在硬鋼尤其是過共析鋼中,最容易產生鋼的過熱現象,即產生極大的晶粒;在亞共析鋼中,碳愈少則過熱的溫度愈高。

過熱的鋼晶粒很大,往往可以在常溫看到這種大晶粒與魏氏組織共存。

實際在鋼中看到的這種晶粒稱之為實際晶粒,以區別於“原始晶