

機 械 製 造 叢 刊

鋼 鐵 的 熱 處 理

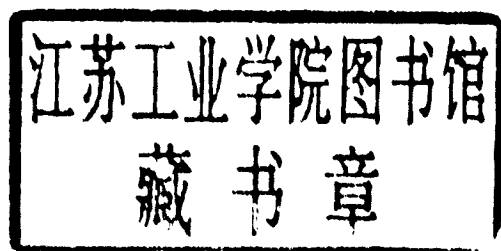
第 二 輯

機 械 製 造 雜 誌 社 出 版

機械製造叢刊

鋼鐵的熱處理

第二輯



機械製造雜誌社出版

一九五三年十一月初版

目錄

	頁數
奧斯田體等溫變態曲線及其應用	姚 鴻 年..... 1
鋼件在熱處理後所存留的剩餘奧斯田體	小 冰.....10
如何在熱處理中得到穩定製品	袁哲俊 譯.....13
高速鋼的熱處理及其切削耐久性的研究	楊 景 祥.....15
在熱介質中的淬火及多次配火對高速鋼的硬度及紅硬性的影響	孫 恩 林.....22
配火對減少熱處理工件內應力所起的作用	范國寶 譯.....26
高速鋼的熱浴淬火試驗	錢 炳 青.....29
怎樣使高速鋼燬火以便於加工	曹 開 翔..... 9
高速鋼刀具的液體氮化處理	秦會志 譯.....32
鋼鉄機件之氣體滲炭法	余 宗 韻.....35
介紹鋸木屑滲炭	吳 鍾 瑛.....40
滲炭鋼面層含碳量對強度的影響	孫一唐 譯.....44
影響滲炭鋼硬度的幾個因素	孫一唐 譯.....49
炭素工具鋼之熱處理法 (一)	忠 治.....54
(二)	忠 治.....61
在電液中導電加熱施行局部表面處理	廖 棧.....66
蒸氣熱處理	劉天齊 譯.....70
熱處理常用基本名詞俄英中對照表 (一)	孫 一 唐.....72
(二)	孫 一 唐.....74

奧斯田體等溫變態曲線及其應用

姚鴻年

一 引 言

奧斯田體等溫變態曲線 (Изотермическое превращение аустенита)，或簡單的常按照其形狀稱為 S 曲線或 C 曲線。但是由於鋼成份的不同，等溫變態曲線形狀變化很大。根據蘇聯科學家們研究的結果，得出了許多不同成份鋼的等溫變態曲線；特別是高合金鋼，它的奧斯田體等溫變態曲線，根本絲毫沒有與 S 相似的地方，所以稱為奧斯田體等溫變態曲線較為合適。

等溫變態曲線是研究鋼在恒溫條件下，奧斯田體變態而得到的結果，對於鋼熱處理過程的分析可以得到很清楚的了解，是鋼在熱處理操作上的重要關鍵。所以在理論上，由此可見其重要性。但在實際應用上，因限於操作資料較少，現在尚不及鐵碳合金圖來得普遍；因為不同牌號與不同含碳量的鋼，其等溫變態曲線各各不同，也就是每一種牌號的鋼料有它自己的等溫變態曲線，較之根據鐵碳合金圖的處理方法來得複雜。在熱處理操作資料上，所需的圖表遠比鐵碳合金圖要多得多。根據了等溫變態曲線，又可以估計出鋼的結晶顆粒大小、所受合金成份的影響、可淬硬之深度、並可指示出處理後的金相組織及其力學性能。

等溫變態曲線在實際的操作上更為重要，可以避免許多熱處理弊病，減少廢品率，提高生產效力，使熱處理操作提至最高估價。在蘇聯根據了這種曲線來擬訂有科學根據的技術圖表，建立合理的等溫熱處理操作，廣用於機械製造工程中來處理高合金鋼、低合金鋼、及碳鋼。由此則實現了碳鋼及合金鋼的等溫淬火、分段淬火、及等溫退火等新的操作方法。除此以外，依靠等溫變態曲線能用來分析淬火劑（水、油……等）的作用，確定某種鋼料最合適的淬火劑。

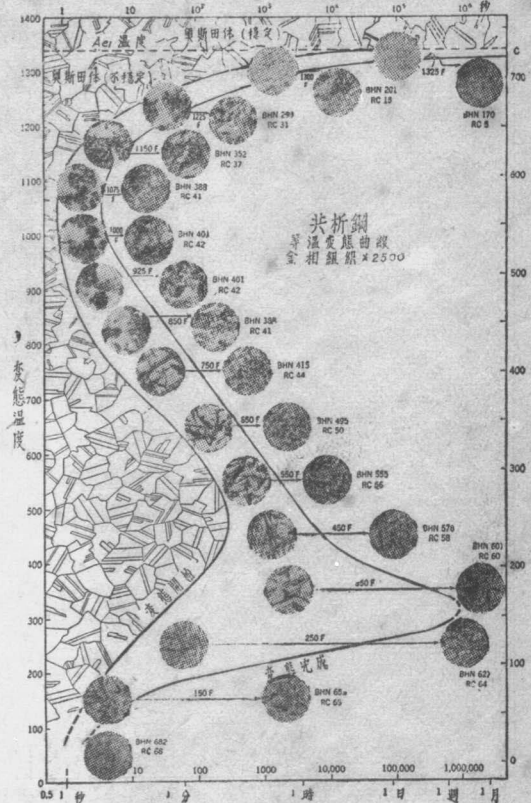


圖 一

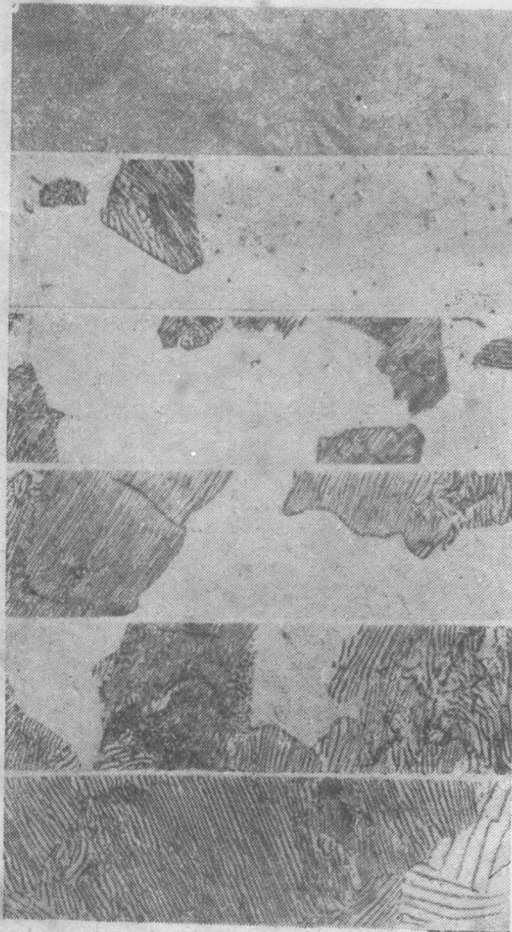
二 奧斯田體等溫變態曲線

鋼主要是由鐵碳所組成的合金，當加熱至 A_1 以上，則碳在 γ 體鐵中成為均勻的固溶體，稱為奧斯田體（圖五 a）。倘將奧斯田體很慢的冷卻，則發生變態成為波來體。若冷卻很快，則變態為麻頓賽體。為什麼冷卻速度的不同會影響其變態生成物的不同呢？我們可以在研究奧斯田體的等溫變態中探求其理由。

倘使將加熱至奧斯田體狀態的鋼件很快的在鹽

浴或鉛浴中冷卻，並保持在一定溫度；在這溫度中每保持一定時間後，再在水中冷卻。保持時間短，其組織大部為麻頓賽體；保持時間長則麻頓賽體組織減少，而變態生成物增加。變態生成物因保持溫度不同而異，有波來體、本耐體等。

若以共析鋼為例，試件加熱至 885°C 使全部成為均勻的奧斯田體，然後迅速投入 705°C 的鉛浴中，而其中一試件直接淬入水中，即在 705° 鉛浴中保持時間為零，其金相組織如[圖二 a]所示，全部為麻頓賽體。但若試件在鉛浴中保持 5 分 50 秒，則其金相組織已有一部份變態成為波來體。其餘部份在 705°C 時沒有變態，所以當淬入水中後

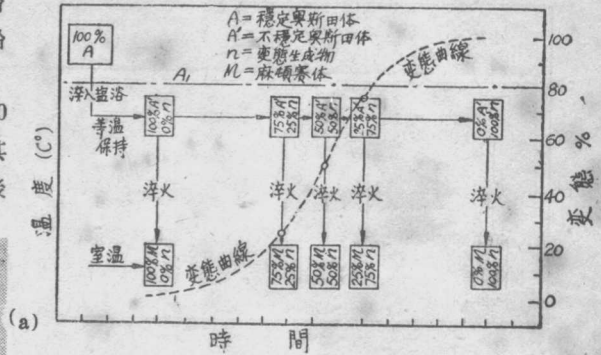


(a) 0 分 0 秒，未呈變態 (b) 19 分 10 秒，25% 變態 (c) 22 分 0 秒，50% 變態 (d) 24 分 10 秒，75% 變態 (e) 66 分 40 秒，變態完成

圖二 共析鋼在 705°C 鉛浴中等溫變態情形(未變態部份為麻頓賽體)

成為麻頓賽體。增加保持時間至 19 分 10 秒，則波來體變態達 25%。若保持時間更長，則波來體增多。至 66 分 40 秒，變態達於完全，全部成為層狀波來體。

上面事實告訴我們，奧斯田體經一定時間後開始變態。其變態速度在開始時很慢，其後漸漸增



圖三 奧斯田體等溫變態過程

加，至變態達 50% 時為最大。其後漸漸減低，經一定時間後變態完全，可以在「圖三」中清楚的看出，變態與時間的關係成一對數曲線。

若鉛浴保持溫度不同，則變態時間和變態生成物都不同，可以作出許多類似[圖三]的曲線。總結這些曲線，成為完全的奧斯田體溫度時間變態曲線，或簡稱為奧斯田等溫變態曲線。[圖四]是共析鋼 (0.8% C) 的奧斯田體等溫變態圖，縱坐標為溫度，以攝氏為單位；橫坐標是時間，以對數尺度表示之。曲線可以分成四個區域：——

(1) A_1 以上的區域，是穩定奧斯田體區域，用 A 表示之，不因時間而發生變態。

(2) 在 A_1 與 M_s 之間是等溫變態區，又可依曲線之左右分為三個區域：——

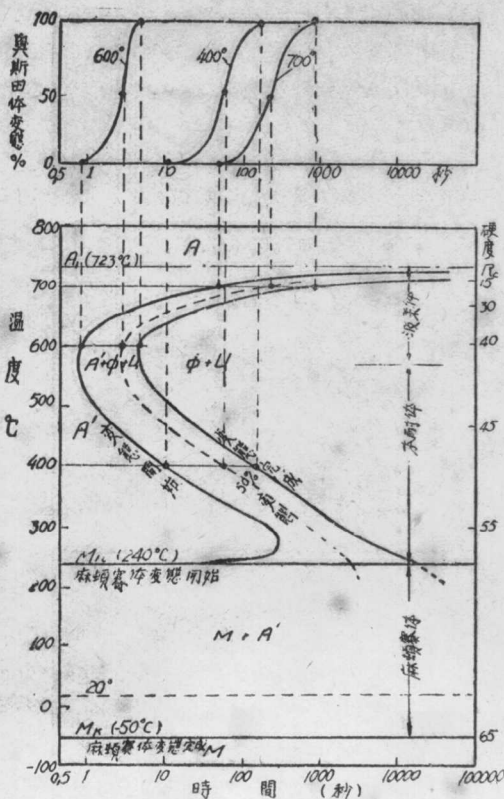
(a) 開始變態曲線左面的區域，是不穩定之奧斯田體，用 A' 表示之，將隨時間而發生變態。

(b) 在開始變態與變態完成二曲線之間的區域，是變態未達完全之奧斯田體及其變態生成物，用 $A + \phi + \Pi$ 表示之。

(c) 在變態完成曲線以右的區域，是變態完成之生成物，用 $\phi + \Pi$ 表示之。

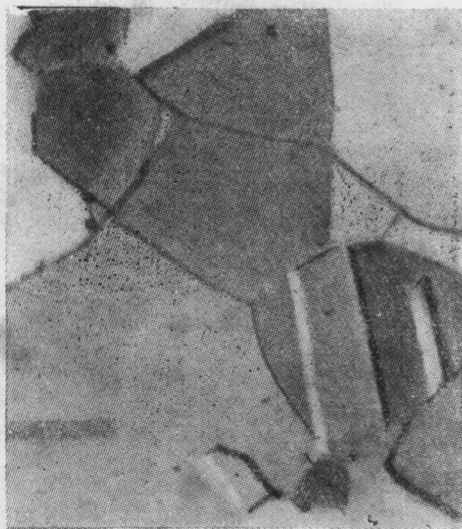
(3) M_s 與 M_f 之間是麻頓賽體及殘留奧斯田體區域，用 $M + A'$ 表示之。

(4) M_f 以下為變態完成之麻頓賽體，用 M 表示之。



圖四 共析鋼等溫變態曲線

在等溫變態曲線中，當溫度在 550° 附近時發生很快的變態，曲線呈凸出部份，稱為鼻部。我們在通常淬火中要使冷速很大，勿使與鼻部接觸而發



圖五(a) 奧斯田體， $\times 500$

生波來體變態，以避免硬度不足。在許多合金鋼中具有二個鼻部，即有二段溫度中產生很快的變態。

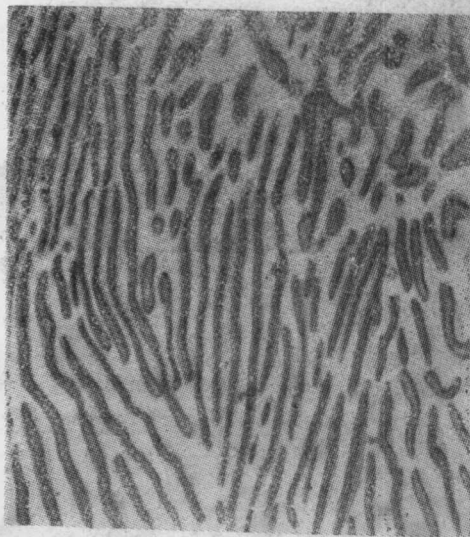
等溫變態溫度不同，則變態生成物不同，可以依溫度劃成幾個區域：——

(1) 波來體 (圖五 b)：——是條狀之碳化鐵與肥粒鐵體的混合物。組成此種組織的範圍很大，自 A_1 以下至 600°C 止。在 A_1 以下變態很慢，生成物成為粗的層狀波來體，硬度低，切削加工性能好。變態溫度降低在 700°C 至鼻部之區，形成組織很細的球狀波來體 (Nodular pearlite)，或稱淬火索斑體，硬度很高。

(2) 本耐體：——在鼻部以下變態很快，生成物稱為上本耐體，或稱為淬火屈魯氏體。變態溫度降低，變態趨慢，所組成之組織亦細，稱為下本耐體 (圖五 c、d)，或稱針狀屈魯氏體，具有很高的硬度，很大的韌性，是研究等溫變態的重要收穫，被應用來處理機件、刀具，以得到優質的本耐體。

(3) 麻頓賽體 (圖五 e)：——很快的冷卻經過 M_H-M_K 區域，形成麻頓賽體，具有最高的硬度。

總結以上的結果，得出硬度與等溫變態溫度的關係：變態溫度高，則硬度低；變態溫度降低，則硬度增高。在 [圖四] 的右邊表示出等溫變態後的硬度。



圖五(b) 波來體， $\times 2500$



圖五(c) 下本耐體(變態未完全), $\times 2500$



圖五(d) 下本耐體(變態完全), $\times 2500$



圖五(e) 麻頓賽體, $\times 2000$

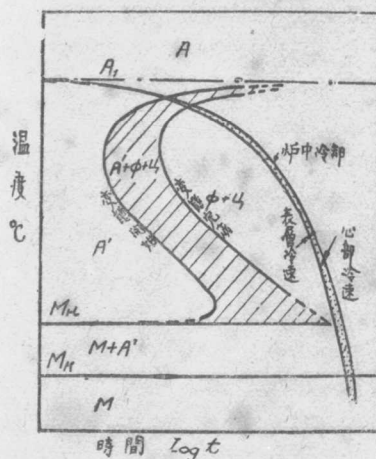
三 奧斯田體等溫變態曲線的應用

根據奧斯田體等溫變態曲線，來正確的處理鋼料，在機械製造工業上已漸漸的推廣與應用。在下面所介紹的是其中主要的三種熱處理方法：就是等溫退火、等溫淬火、與分段淬火。這種處理方法已漸漸廣用於熱處理的應用方面，用以取代普通的退火、淬火、及正常化方法，並可以得到很好的結果。

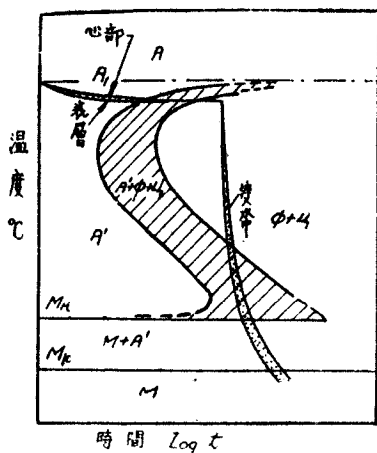
(甲)等溫退火

鋼件的退火，尤其是合金鋼，大多在爐中冷卻（圖六），以求得到很好的切削加工性能。但是與爐子一起冷卻，時間很費。根據等溫變態曲線，我們知道奧斯田體在一定時間內變態完成。變態完成後，冷速對於「相」不再發生任何變態；也就是說只要在恒溫爐中（低於 A_1 ）保持一定時間，等變態完成後，則可以在水中或空氣中冷卻，這就是等溫退火（Изотермический отжиг）的原則。

將鋼件加熱至奧斯田狀態或奧斯田 + 碳化鐵狀態後，在爐中冷卻至波來體變態區域，在恒溫爐中保持一定時間，俟變態完成再投入水中或置空氣中冷卻（圖七）。等溫退火恒溫爐保持溫度，決定



圖六 退火在爐中冷卻



圖七 等溫退火

於所要求波來體的組織，其溫度範圍是在 A_1 與曲線鼻部之間；例如，如果要得到粗層狀的波來體，其溫度約在 700°C 左右。

高合金鋼採用了等溫退火方法，可以使退火時間從 15 至 30 小時，降低到 4 至 7 小時。用這樣短的時間，同樣的能獲得很好的切削加工性能。例如細結晶類合金鋼 $45 \times H$ （註一），是用等溫退火方法來得到粗的層狀波來體組織，使容易切削加工。其他如含有鉻、鎳、及其他元素的合金鋼，惟有等溫退火，才可能得到粗波來體及破碎肥粒鐵體網的組織，保證切削加工性能。

等溫退火是在爐中進行，在大量生產中，可以在具有不同溫度區域的連續式爐子中進行退火。例如 $45HX$ 鋼在連續爐中經過四個溫度區域， 800° 、 870° 、 700° 、和 650°C ，在爐中約 4 至 5 小時。在前面二個溫度區域內產生均勻的奧斯田體，並保持其溫度；在後面二個溫度區域內，促進全部完成波來體變態。

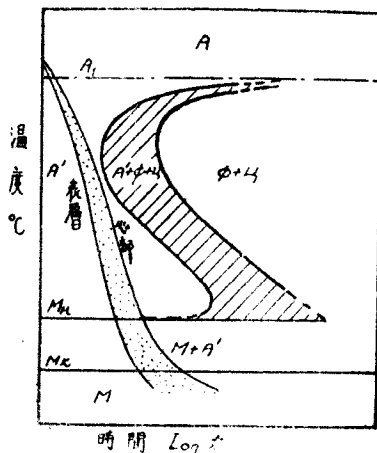
(乙)等溫淬火

等溫淬火 (Изотермическая закалка)，英文稱為 Austempering (參閱本刊一卷四期紀舒尚同志著文)，是一種新的熱處理方法，要求得到硬而韌的本耐體組織，採用等溫變態曲線本耐體一段。

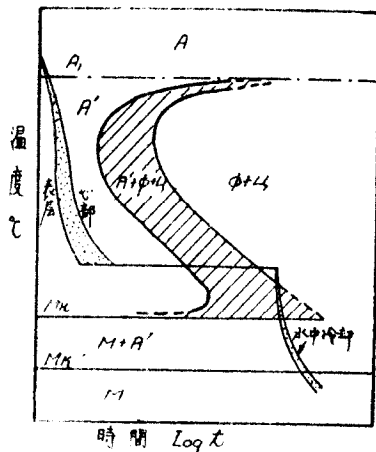
這個方法，包括加熱工件至奧斯田體狀態或奧斯田 + 碳化鐵狀態，隨即很快的淬入鹽浴中，其冷卻速度必需小於臨界冷速。鹽浴溫度約 350°C 左右，使越過波來體變態區域，而在本耐體變態區發生變態，保持一定時間 (15 至 45 分)，使變態達於完全。等溫變態後則可採用任何冷速冷卻之 (大

多在水中冷卻)。 $[\text{圖八、九}]$ 是普通淬火與等溫淬火的熱處理過程圖，在圖中可以看出兩種方法的差別。等溫淬火後同樣的也可以進行配火，減低硬度至所要求之值。等溫淬火溫度決定於鋼的成份及其性能的要求，其溫度範圍是在 M_h 以上曲線鼻部以下。

如 $[\text{圖八、九}]$ 所示，普通淬火方法心部與表面層之冷卻速度不同，內外溫度差很大；所以在工件內部會產生很大的應力，包括熱應力與組織差異所致之應力，因而發生裂紋，甚至破裂。但在等溫淬火中工件淬入高溫鹽浴後，能使心部與表面層溫度趨於一致，直到本耐體變態完成後，在水中或油中冷卻，不再發生任何變態。這個處理方法減少了工件發生裂紋之可能性，但是硬度較普通水中淬火却略為減低 ($R_c 50$ 左右)。



圖八 普通淬火



圖九 等溫淬火

最重要的是，這個處理方法所得到的變態生成物是本耐體組織（圖五 c），具有高的硬度，同樣也具有很大的韌性，能忍受很大的衝擊負荷，這是用普通淬火方法所不能得到的特性。這樣的熱處理方法，提高了碳鋼及低合金鋼在機械製造工業上的重要性，改變了碳鋼及低合金鋼在熱處理上的缺點（硬則脆），這也就是等溫淬火的目的是。[圖十]是普通淬火和等溫淬火所得到的結果，曲線指示出在相同硬度下，衝擊負荷相差很大，尤其是在 $R_c = 50$ 時相差最多。

[表一]是各種不同成份鋼在採用等溫淬火處理後的結果。在表中特別顯著的是延伸率與斷面收縮率較之由普通淬火處理所得的值要大得多，這是本耐體的特性，也是等溫淬火的優點，由它的材料試驗試件破裂情形，也可以清楚的分別出來。[圖十一]是三對直徑 0.18 吋的試件，左面三件是經等

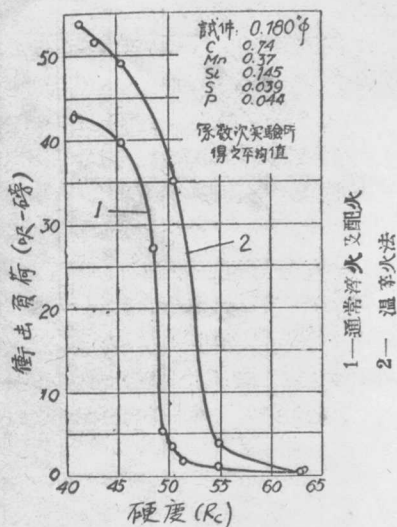
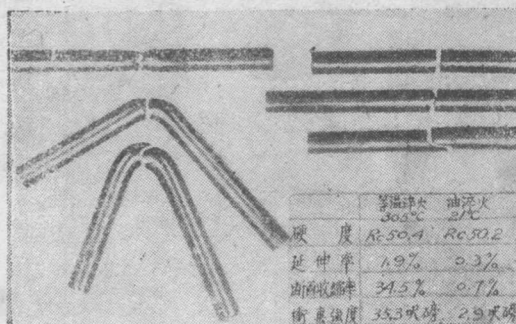


圖 十

表一 等溫淬火處理後之力學性能

鋼	加熱溫度 (°C)	等溫淬火溫度 (°C)	硬 度 (R_c)	彈 性 限 (磅/平方吋)	強 度 (磅/平方吋)	斷面收縮率	延 伸 率
SAE 1045	840	345	27	102000	134000	55.0	13.5
SAE 3135	840	345	35	156000	194000	58.5	17.0
SAE 4140	840	345	37	157000	190500	47.5	13.0
SAE 4140	840	370	36	152000	181500	51.5	13.5
SAE 4340	840	345	40	167500	209000	47.5	11.5
NE 9430	840	315	38	180000	221500	56.0	13.5
NE 9430	840	345	35	167000	190500	57.0	14.5
NE 9430	840	370	31	144000	173000	59.0	15.0



圖十一 由不同方法處理的二組試件的比較

溫淬火後試件破裂情形，右面三件是經普通淬火試件之破裂情形。頂上一對試件是拉力試件，中間一對是衝擊試件，下面一對是彎曲試件。

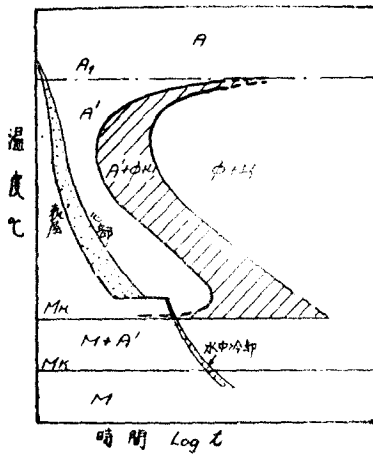
等溫淬火只能應用於較小切面的工件；因為要使工件很快的在鹽浴中達到一致的溫度，斷面大的工件，心部的冷卻速度會小於臨界冷速而發生波來體變態，所以工件的厚度有一定的限制。碳鋼及低合金鋼材料，採用等溫淬火法，工件直徑或厚度不能大於 10 公厘或半吋。大的工件，或斷面粗的工件，若用等溫淬火處理，必須採用合金鋼材料。加入合金成份會使變態曲線發生推移（參閱下一節）。實際操作情況，可以參考變態曲線及臨界冷速決定之。

等溫淬火對於下列工件，能予以很好的結果：如彈簧、小軸、空心軸、螺絲、墊圈、管子、汽車上的各種小零件、板頭鉗子等手工工具、及其他各種各樣小的機件。

(丙)分段淬火

分段淬火 (Ступенчатая закалка)，英文稱為 Martempering，要求得到麻頓賽體組織，且能使內應力的存在減到最小限度，不致會有變形、破裂等發生。

其操作方法是將鋼件加熱至奧斯田狀態，或奧斯田 + 碳化鐵狀態，很快的淬入鹽浴或油浴中，其溫度約 180° 至 230°C，略高於 M_H 點。這樣的冷却使越過波來體及本耐體的變態區域。在熱浴中保持一很短的時間，至表面及心部溫度趨於一致。在這時候尚未發生任何變態，仍為不穩定的奧斯田體。然後在水中或空氣中冷却，經過 M_H — M_K 區域，產生麻頓賽體變化 (圖十二)。



圖十二 分段淬火

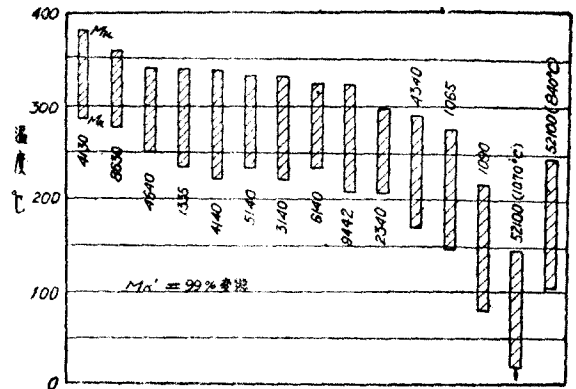
各種不同成份的鋼料，它的 M_H 點溫度各各不同，可以由其成份計算出 M_H 。凡鋼中含碳在 0.2 至 0.85% 可用下式：

$$M_H(^{\circ}F) = 930 - 570 \times \%C - 60 \times \%Mn - 50 \times \%Cr - 30 \times \%Ni - 20 \times \%Si - 20 \times \%Mo - 20 \times \%W$$

詳細計算方法參閱本刊四卷二期馬昶同志著文 (M_s 即 M_H ， M_f 即 M_K)。

[圖十三]是各種常用鋼的 M_H — M_K 區域。很顯著的，同一類鋼，碳成份的增加會降低 M_H 點，並增大 M_H — M_K 區域。高速鋼 $\Phi H-184$ 、 $\Phi H-262$ (註二)等為了避免因淬火所致之裂紋，常採用分段淬火，分段淬火溫度 450° 至 550°C。

要使工件淬入鹽浴內，心部與表層溫度趨於一致，所需的時間很長。根據實驗的結果，50 公厘直徑的工件，從 750°C 淬入 230°C 之鹽浴中，須

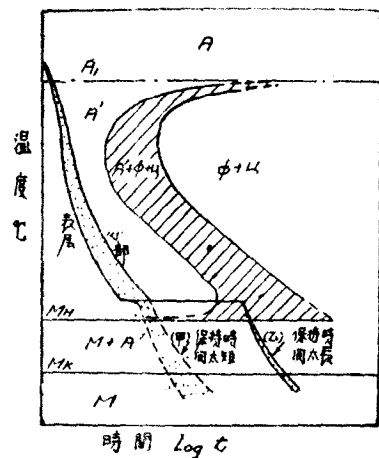


圖十三

經 10 分鐘才能使心部與表層溫度一致。在實際操作上應用的數據，較實驗所得略短，每 25 公厘直徑工件從 750°C 淬入 200°C 鹽浴中，須在鹽浴中保持 5 分鐘；淬入 260°C 鹽浴須保持 4 分鐘；淬入 320°C 鹽浴中須保持 3 分鐘。

如果保持時間太短，心部與表層仍然存在溫度差，會產生很大的內應力，不能達到分段淬火的目的，如[圖十四](甲)所示。如果保持時間較長，進入了開始變態曲線，則產生一部份為下本耐體，也具有很高硬度和很大韌性，而對工件是有利的，如[圖十四](乙)所示。所以保持時間寧可略長，絕對避免心部表層溫度差的存在。

當工件心部與表層溫度趨於一致後，接下去的步驟是使完成麻頓賽體變態。在分段淬火中所得到的最大硬度較由普通淬火所得略低，因在冷却中儘量減低其冷却速度，不致產生熱應力，並對於一部



圖十四 分段淬火處理不當

份的變態應力有配火作用，所以大多在空氣中冷卻。

分段淬火處理方法，有可能給以一致的麻頓賽體組織，消除因組織不同所產生之內應力，減少變形的可能性，避免發生裂紋，甚至破裂。由[圖八]與[圖十二]的比較中可以看出冷速的差異，能使在等溫淬火過程中大大的減少了熱應力的存在，相應的減少了變形的可能性。根據現場統計所得的資料，在製造 S.A.E. 52100 鋼之空心軸(直徑 $\frac{3}{4}$ 吋、壁厚 $\frac{1}{8}$ 吋、長 4 吋)時，採用分段淬火與普通淬火方法結果的比較：

分段淬火先淬入 255°C 鹽浴中保持一分鐘，然後在空氣中冷卻。普通淬火淬入 60°C 的油中。分段淬火的結果在工件彎曲方面可以比普通淬火減少 50%，外圓放大通常較普通淬火小 25%，減少外圓不圓整 30%。對於精密的壓模、沖模等，更可以正確的控制其尺寸，使變形達最小限度。

在[圖八]與[圖十二]的比較中又可以看出溫度差的差異。在分段淬火中，溫度差很小，並在麻頓賽體變態中，冷卻速度和溫度差都很小，所以可以避免破裂的發生。在[表二]中是三種淬火方法結果的比較。

在表中另外可以注意到，當同一大小工件用油淬火或在酒中淬火，是能得到全部為麻頓賽體的組織的，而在分段淬火中却不能得到全部麻頓賽體組織；也就是在分段淬火中，工件尺寸應較小。像 S.A.E. 52100 鋼在水中淬火最大有效直徑是 1.3 吋，在油中淬火是 0.8 吋，而採用分段淬火最大直徑或厚度僅能至 $\frac{1}{2}$ 吋；所以分段淬火對於小斷

面的工件較為優越。在碳鋼中因為它的臨界冷速較大，所以能採用的斷面尺寸較小。在鋼中加入合金成份如錳、鉻等能使變態曲線向右推移，這樣則可以淬較大的工件。[表三]是各種不同成份鋼料的最大有效直徑或厚度。

分段淬火在熱處理操作上，用來處理小鑽頭銼刀、刀片等切削工具，小型滾珠承軸、外壳、滾珠、模子、及許多其他高硬度工件。

表 三

鋼	最大厚度 (吋)	最大硬度 (Rc)
碳鋼 1.00 C、0.40 Mn	0.15	59—60
碳鋼 0.85 C、0.40 Mn	0.15	56—58
碳鋼(高錳) 0.65 C、0.75 Mn	0.20	54—56
碳鋼(高錳) 1.00 C、0.75 Mn	0.20	58—65
碳鋼(高錳) 0.85 C、0.75 Mn	0.22	56—58
碳鋼(高錳) 0.75 C、1.10 Mn	0.28	54—56
碳鋼(高錳) 0.65 C、1.80 Mn	0.625	54—56
SAE 4150	0.80	52—54
SAE 4360	1.00	54—56
SAE 4340	1.50	54—56
SAE 8630	0.30	56—58
SAE 52100	0.50	61—64

*表中列最大厚度可以得到心部及表面之硬度為最大值；如允許心部硬度較表面低 10 Rc，則厚度或直徑可加大 50 至 80%。

(丁)鹽浴金屬浴及其注意之點

在等溫淬火及分段淬火中所採用的熱浴，有鹽浴、金屬浴、及油浴，依其採用溫度的不同而選擇要求的熱浴。[表四]是鹽浴成份及其溫度範圍，

表二 4150 及 52100 鋼三種淬火方法結果比較

鋼	處理方法	表 層		心 部	
		硬 度 (Rc)	組 織	硬 度 (Rc)	組 織
SAE 4150	分段淬火	60	微量本耐體 + 麻頓賽體	58	微量本耐體 + 麻頓賽體
SAE 4150	油 淬 火	61	麻頓賽體	59	麻頓賽體
SAE 4150	酒 淬 火	65	麻頓賽體	61	麻頓賽體
SAE 52100	分段淬火	64	10%本耐體 + 麻頓賽體	55	20%本耐體 + 麻頓賽體
SAE 52100	油 淬 火	66	微量本耐體 + 麻頓賽體	65	1%本耐體 + 麻頓賽體
SAE 52100	酒 淬 火	66	麻頓賽體(破裂)	66	麻頓賽體(破裂)

工件 D=1 吋(4150) 具有 60° 槽一條，0.09 吋深。

D= $\frac{1}{8}$ 吋(52100)

分段淬火在 225°C 鹽浴中保持 5 分鐘，然後在空氣中冷卻。油淬火的油溫度是 76°C，酒淬火的酒溫度是 27°C。高溫加熱俱在 550°C 爐中保持 1 小時。

表 四

成 份	熔 點 (°C)	應用溫度範圍 (°C)
100% NaNO ₃	317	325 - 600
100% KNO ₃	337	350 - 600
50% KNO ₃ + 50% NaNO ₂	137	150 - 450
35% KNO ₃ + 35% NaNO ₃ + 30% Ba(NO ₂) ₂	160	170 - 45)
55% NaNO ₃ + 45% KNO ₃	218	230 - 50)

[表五]是金屬浴的溫度範圍及其成份組成。在實際應用上大多採用鹽浴；雖然鉛浴的傳熱較鹽浴為優，但鉛本身比重較鋼件大，工件一定要用力壓入浴內，不然會浮在上面，溫度不均。

特別要注意之點，倘高溫加熱（使成均勻的奧斯田體）在氰化浴中進行，則不能投入鹽浴中冷卻；因為氰化物與氮化物很可能發生爆炸，所以採用氰化浴高溫加熱者切勿在鹽浴中冷卻。在等溫淬火中則採用金屬浴，在分段淬火中則採用金屬浴或高溫油浴，高沸點油的溫度最高能達 200°C。

表 五

成 份	熔 點 (°C)	應用溫度範圍 (°C)
100% Pb (工業純粹)	327	335—930
100% Sn (工業純粹)	232	240—1000
63% Sn + 37% Pb	183	190—350
91% Sn + 9% Zn	200	205—400
32.5% Sn + 67.5% Pb	225	245—400
15% Sn + 85% Pb	280	300—500

(註一)：45XH 鋼成份：含碳 0.40 至 0.50；錳 0.50 至 0.80；矽 0.17 至 0.37；鎳 1.00 至 1.50；鉻 0.45 至 0.75。適用於製造曲軸、齒輪等。

(註二)：9H-184 高速鋼成份：含碳 0.8 至 1.0；鎳 3.5 至 4.8；鉻 7.0 至 9.0；鈦 1.0 至 1.5。

9H-262 高速鋼成份：含碳 0.85 至 0.95；鎳 8.5 至 10.0；鉻 4.0 至 4.6；鈦 2.0 至 2.6。

怎樣使高速鋼燜火以便於加工

曹 開 翔

在工廠的大量生產過程中，往往遇到許多工作物需要用樣板刀來車製。如用生鋼（淬火鋼）來改製又不能持久耐用；如用高速鋼來改製小型的樣板刀，則必須在燜火爐裏經過長時間的冷卻，才可加工而達到所需要的情況。這樣既不經濟，又費時間，且不能及時解決。茲介紹急時應用高速鋼燜火的方法，作為在工作中的參考材料：——

注意事項：

- (1) 將高速鋼鍛成所需尺寸時，千萬不要冷錘。冷錘增加表面硬度，而使燜火時發生阻礙。
- (2) 鍛好的刀具，在砂輪上把刀具外面的一層

黑皮磨去。

(3) 再在鍛工爐（或淬火爐）內加熱到 1400°—1500°F，將風閘門關閉，燜一下然後再拿出來，使溫度降至暗紅色，即放進水內。

(4) 若是沒有退去時，參照原來的溫度降低點。如此的試驗就會得出結論（溫度要控制平均，千萬不能高低不一）。

在燜火時的準備工作：

- (1) 清水。
- (2) 細銼一把（試驗燜火的樣板刀是否達到所需要的要求）。

[按] 這是一篇工友同志的來稿，因此倍覺珍貴。但文中注意事項的第(3)條，原作「在鍛工爐內加熱到 400°—500°」。據我們了解，即使是 500°C，也屬不可能降至暗紅色，因此擅改為 1400°—1500°F。

老法是將高速鋼（鍛件或已淬件）燒紅，約至 1400—1500°F，并保持相當時間，然後取出氣冷。迫至暗紅色，再放入水中冷卻，結果硬度為洛氏（Rc）二十多度，勉強可以加工。如用「完全退火」方法，則可得 Rc 二十度左右。

這種老法子，在急用情形下不失為一個臨時救急辦法，因此介紹出來，以供大家參考。

鋼件在熱處理後所存留的 剩餘奧斯田體

小 冰

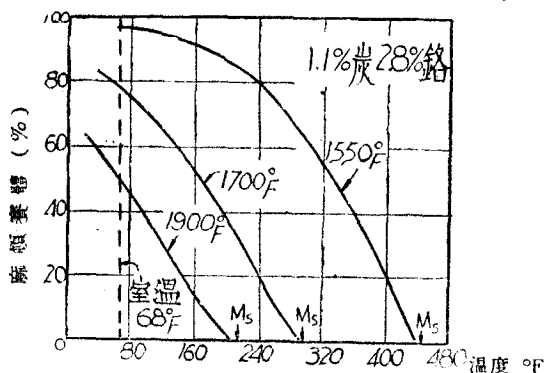
鋼件內部的組成，決定鋼件的性質和用途。奧斯田體是鋼件在高溫時的一種「相」，很不穩定，溫度一降低即行分解。不同的化學成分和冷卻速率，可以分解成一種或多種不同的組成：包括肥粒體、炭化鐵體、波來體、本耐體、或麻頓賽體。

鋼件在淬火後，我們希望得到的是硬度很高的麻頓賽體，但實際上在室溫情況下只有一部份奧斯田體轉變成為麻頓賽體，其餘留下來的奧斯田體在配火時或冰冷處理時還要繼續變化；這樣對鋼的性質有很大影響。我們稱這種餘留下來的奧斯田體為「剩餘奧斯田體」。

剩餘奧斯田體的由來

鋼在淬火時，由於冷卻速率不同，可以分解成各種組成；麻頓賽體的生成因素和波來體本耐體不同。從 S- 曲線上可得知冷卻速率低於 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 即可避免波來體的生成；但對麻頓賽體來說，即使超過 $28,000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，也不能阻止它的生成。這是因為波來體和本耐體的生成，主要是由於擴散作用，所以時間是決定因素。而麻頓賽體的生成是由於剪應力作用，決定於溫度而不是時間。當溫度到達麻頓賽體開始產生點（即 M_s 點）時，麻頓賽體即行生成。

我們知道奧斯田體是不可能全部變成麻頓賽體的。[圖一]是含 1.1% 炭、2.8% 鉻的鋼加熱到不



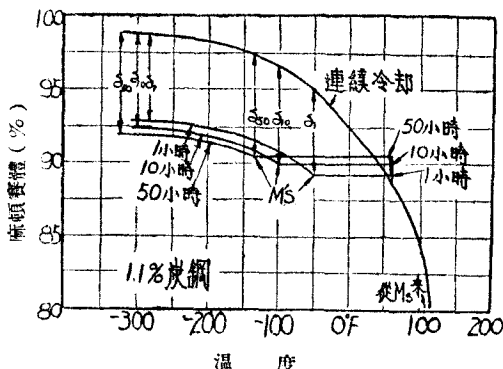
圖一 連續冷卻後麻頓賽體的轉變曲線

同溫度冷卻後，奧斯田體的分解情形。圖上虛線代表室溫。由此可見奧斯田體的轉變在室溫時並不停止，溫度愈往下降，奧斯田體轉變成為麻頓賽體的數量也愈多。

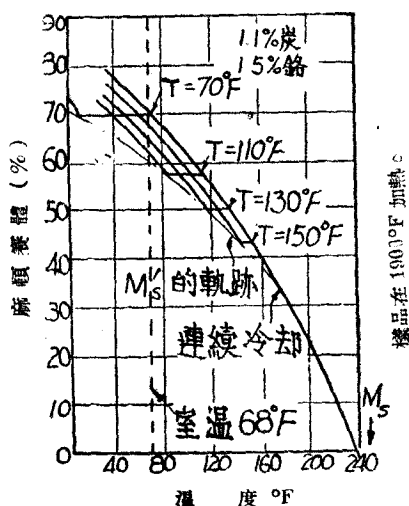
中炭及高炭鋼（含炭 0.75—1.25%）在零下 250°F 左右停止轉變，最後餘留 0.5—5% 剩餘奧斯田體。高速鋼及高合金鋼在零下 150°F 便停止轉變，留有 8—15% 剩餘奧斯田體。

如果將淬硬鋼在冰冷處理前，先在室溫就攔一段時間，有一部份奧斯田體經過等溫分解（Isothermal decomposition）而穩定了（等溫分解的數量是極少的）。這就是 [圖二] 在 68°F 的一小段直綫。由於這一停留，在繼續冷卻時產生了 M_s' 。由室溫到 M_s' 之間奧斯田體保持穩定。在 M_s' 以下，奧斯田體又開始分解，其曲綫與原來大致平行。在室溫停留的時間愈長，冰冷處理時 M_s' 被壓得愈低，結果剩餘奧斯田體也愈多。如在室溫時不停留繼續冷卻（見連續冷卻曲綫），有 δ 那麼多的奧斯田體是可以分解的。用它來測量奧斯田體的穩定程度，我們稱 δ 為穩定度（Stabilization）。

如果在高溫停留，則穩定現象更為顯著。[圖三]是含 1.1% 炭、1.5% 鉻的鋼，加熱到 1900°F 淬火。淬到 M_s 點以下，室溫以上。在這個溫度停留半小時，然後繼續冷卻；結果有一部份奧斯田體



圖二 冰冷處理前，在室溫保持 1、10、50 小時後繼續冷卻，對剩餘奧斯田體的影響。



圖三 麻頓賽體轉變曲綫。

就不再轉變為麻頓賽體了。例如淬火到 130°F，停留半小時後繼續冷却。由於 M_s' 的形成，在 130°F 到 115°F 之間保持穩定，一直到 115°F 以下，奧斯田體又開始轉變，其曲綫大致與原來平行。這樣有 6% 奧斯田體不再轉變為麻頓賽體了。

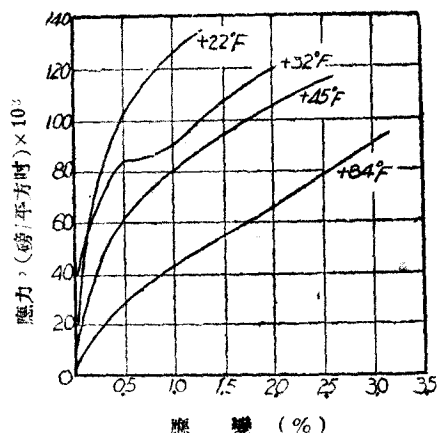
與硬度很高的麻頓賽體比較起來，奧斯田體是相當軟而具有延展性的。但問一問，留在淬硬鋼中的剩餘奧斯田體的性質，却不容易直接回答出來。

下面是一個實驗：將含 1.5% 炭、12% 鉻的鋼從 2050°F 淬火，再經過低溫處理，可以得到含不同量的剩餘奧斯田體。然而在室溫之下做拉力試驗（曲綫見圖四），由 [表一] 可以看到：當麻頓賽體的含量增加，鋼的強度隨之增加，而韌性相對地減少。在做拉力試驗過程中，麻頓賽體的數量並不是一個常數；在拉力試驗開始時含麻頓賽體愈少，最後生成的麻頓賽體就愈多。由此可見剩餘奧斯田體在拉力試驗過程中也不斷分解，所以它一定不是那麼有彈性和低硬度的了。

剩餘奧斯田體的機械性質不僅和它內在的性質 (Intrinsic properties) 有關，而且與它分解數量

低溫處理溫度	% 麻頓賽體		在試驗中生成的麻頓賽體 %	最大強度 (磅/平方英寸)	伸長率 (%)	1.5% 應變時之應力
試驗開始	試驗終了					
84°F	5	30.5	25.5	100,000	3.4	31,600
45°F	18	36	18	123,000	3.1	68,000
32°F	22	32	10	120,000	2.1	84,000
22°F	37	41	4	137,000	1.4	108,000

表一 高炭高鉻鋼的機械性質 (在室溫試驗)



圖四 真應力—真應變曲綫。

(1.5% 炭，12% 鉻，在 2050°F 淬火後，再經過低溫處理，在 84°F 做拉力試驗結果)。

有關；也就是說和它原來存在的麻頓賽體的數量有關。

影響剩餘奧斯田體的因素

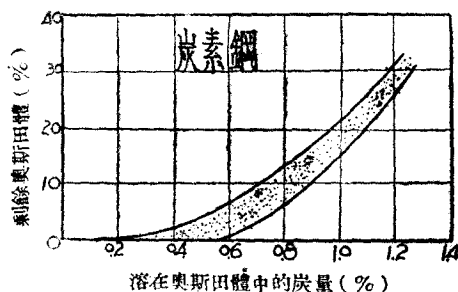
(甲) 化學成分的影響

剩餘奧斯田體存在的數量與鋼的 M_s 點有關；而化學成分是決定 M_s 點的主要因素之一。 M_s 點愈低，淬火後剩餘奧斯田體的數量也愈多。

例如 18—8 不銹鋼通稱為奧斯田體鋼，它的 M_s 點低於室溫。高速鋼淬火後一般含 15—25% 剩餘奧斯田體。此外加熱溫度、冷却速率對剩餘奧斯田體的生成量也有影響。

見 [圖五] 可知，在高溫時溶解的炭分愈高，淬火後含剩餘奧斯田體也愈多。即使含炭量為 0.2% 的低炭鋼，加熱到 A_{c3} 以上淬入鹽水中，也有 2% 剩餘奧斯田體。

[表二] 是各種元素對 M_s 點及剩餘奧斯田體的影響。特別要指出：鈦及鋁可增高 M_s 點，也就是



圖五 含炭量對剩餘奧斯田體的影響。樣品加熱到 A_{c3} 或 A_{cm} 以上，淬入鹽水中。

表 二

元 素	加入 1% 元素 對 Ms 的改變	加入 1% 元素對剩 餘奧斯田體的改變 (已含 1% 炭)
炭	-540°F	增加 50%
錳	- 60°F	增加 20%
鉻	- 40°F	增加 11%
鎳	- 30°F	增加 10%
鉬	- 20°F	增加 9%
鎢	- 20°F	增加 8%
矽	- 20°F	增加 6%
鈷	+ 10°F	減少 3%
鋁	+ 30°F	減少 4%

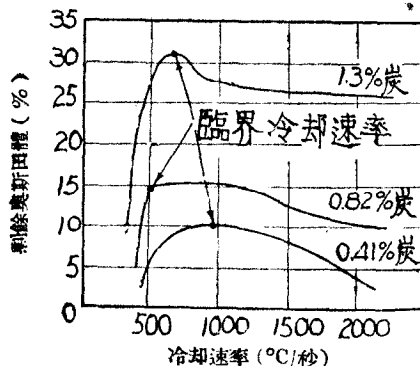
減少剩餘奧斯田體。

(乙) 加熱溫度的影響

加熱溫度對 Ms 點影響很大。加熱溫度愈高，炭化鐵或其他炭化物溶解在奧斯田體中的數量也增加；相對的使奧斯田體比較穩定，淬火後剩餘奧斯田體數量也愈多（見圖一）。從 1900°F 淬火到室溫有 50% 剩餘奧斯田體；如果淬火溫度降低到 1700°F，剩餘奧斯田體可減少到 20% 左右。

(丙) 冷卻速率的影響

從[表三]可見：油淬結果比水淬的留有較多剩餘奧斯田體，而氣冷的又比油淬的多。在[圖六]中，更清楚看出，冷卻速率愈快，剩餘奧斯田體數



圖六 冷卻速率對剩餘奧斯田體的影響

1% 炭、1.5% 鉻、0.2% 鉬鋼，加熱到 1550°F，有 4% 未溶炭化物。	
處 理 方 法	剩餘奧斯田體
水淬至室溫(68°F)	5.8%
油淬至室溫	7%
油淬至 120°F，氣冷至室溫	9%
油淬至 250°F，氣冷至室溫	9.5%
鹽水淬至 450°F，氣冷至室溫	10.6%
鹽水淬至 450°F，水淬至室溫	6.1%

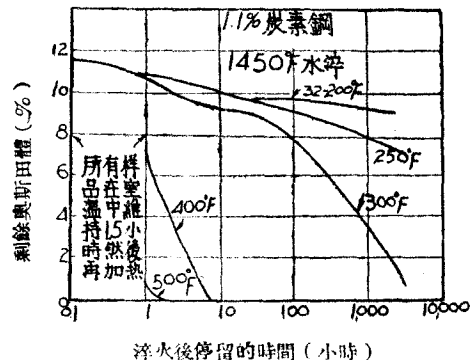
表三 冷卻速率對剩餘奧斯田體的影響

量也愈少。但當冷卻速率低於臨界點時，則由於有了波來體的產生，反而減少了剩餘奧斯田體。

在配火時剩餘奧斯田體的分解

剩餘奧斯田體很不穩定，在室溫時能繼續分解。雖然分解數量很少，總共祇有百分之幾，而其中有一半是在最初二小時內發生的。

室溫高低對分解速度沒有什麼影響。從[圖七]可看出，32-200°F 的曲線完全合在一起。分解出的生成物是麻頓賽體。



圖七 剩餘奧斯田體等溫分解曲線

在配火時，大部份剩餘奧斯田體的轉變，是在從配火溫度冷卻下來時發生的。經過配火後，並不能把全部剩餘奧斯田體都轉變成麻頓賽體。特別可以引起注意的，像 18-4-1 高速鋼在 600°F 配火一小時，冷下來即使冰冷處理到 -300°F，也沒有麻頓賽體的生成。如果在 900、1000、或 1050°F 配火，則配火後剩餘奧斯田體的 Ms' 點將從室溫升到 40、240、及 470°F。這樣從配火溫度冷下來，若干剩餘奧斯田體就有可能轉變成麻頓賽體了。

假使將 Ms' 升得更高，那麼從配火溫度冷下來，有可能把全部剩餘奧斯田體都轉變成麻頓賽體。事實上，這種可能很少。

二次配火 (Double tempering) 或三次配火也是利用最短時間增加剩餘奧斯田體轉變為麻頓賽體的辦法。往往三次配火每次四小時，所得的結果組織和一次配火 20-24 小時一樣。要注意的是，在三次配火時，每次必須冷到室溫，然後重新加熱。

參考書籍

- (1) Metal Progress, 1949, 12. By Morris Cohen.
- (2) Transaction of A.S.M., 1949, By Morris Cohen
- (3) Steel and Its Heat Treatment, By D.K. Bullen

如何在熱處理中得到穩定的製品

節譯自「蘇聯機械製造通報」No. 2, 1951

А.П. Гуляев 等著

袁哲俊 譯



在許多精密機械製造工業中，對於要經過熱處理的機件，不僅要求要具有一定硬度等機械性質，同時也要求得到穩定的出品，即應該不致在長時期使用中改變尺碼。

對已退火、正常化、和經淬火後硬度仍很低的物件，穩定性問題可不必多考慮；因為牠們的結構已是很均勻的波來體或糙斑體（Sorbite）。這兩種組織都很穩定，不會再起變化。

但是對某些需要很高準確度和硬度的物件，如量規、滾珠軸承、精密量具等，穩定性問題，就必須加以重視；因為牠們淬火後的組織是麻頓賽體和殘餘奧斯田體。這兩種組織都是不穩定的，在室溫下將再進行變化。尤其是後一種的變化，可使體積增加。

本文將陳述對滾珠軸承鋼圈的試驗結果。

麻頓賽體結構的不穩定，是由於炭分子在 α -鐵中的過飽和現象。麻頓賽體是炭在 α -鐵中的固溶體。麻頓賽體分解的過程，在室溫下即自動進行。若溫度提高，進行的速度就顯著增高。在1934年Штейнберг和Зубов已證明，用150—180°C的溫度配火（Tempering）一小時，可使麻頓賽體轉變終了，而得到在室溫下穩定的麻頓賽體。但這低溫配火（低於200°C），對另一不穩定的結構，即奧斯田體，卻保留住不起什麼變化。

在鉻鋼ШХ15、Х、ХГ，和鉻鎢鋼ХВГ（註）中，淬火後殘留的奧斯田體要到200—300°C時才能分解。但如此高溫度配火，在很多的情形都不能應用，因為牠將降低工作物的硬度和耐磨性。故實際上仍只能使用低溫配火（即低於200°C），因此

就要把淬硬時所產生的奧斯田體保存下來。這種殘留的奧斯田體，將慢慢的轉變為麻頓賽體，並使體積增加。所以，在工作物中保留的奧斯田體愈少，牠的穩定性也愈大。

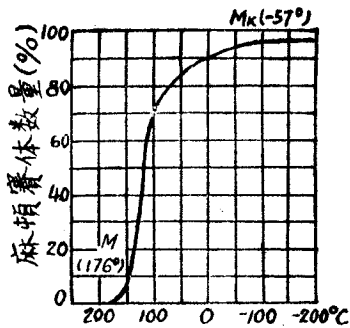
鋼中殘留奧斯田體的數量，以及變成麻頓賽體的情形，蘇聯的學者曾做過很多的研究工作。開始轉變的溫度，由鋼的成分決定。此起點在麻頓賽體曲綫圖上為M點，轉變速度，將隨溫度降低而增加。但是在每一溫度，兩者數量之比，維持着一定關係，此比例可在麻頓賽體曲綫上看到。當溫度降至某點時，奧斯田體轉變終了，此溫度為第二臨界溫度，在麻頓賽體曲綫上為M_K點。如溫度降至M_K以下，雖鋼內仍保有很少部份奧斯田體，但牠的穩定性很大，在室溫中亦不再進行變化。

所以如要淬火後，得到尺寸穩定的物件，就應使牠走盡麻頓賽體曲綫，即將鋼冷到M_K點以下。

很可惜，雖然對ШХ15鋼做了多次的實驗，但是牠的麻頓賽體曲綫，仍無法求得，而僅由Воробьев做出了另一種鋼的麻頓賽體曲綫。此鋼的化學成份和ШХ15相差不多（見圖一），但此圖僅可作參考之用。因為第一，在求作這根曲綫時所做的實驗中，淬硬溫度都可以使炭化鐵全部溶解掉，但一般淬硬ШХ15鋼時，總還有30—40%的炭化鐵未溶解。第二，這種鋼的實際含炭量，低於ШХ15鋼的炭含量（為0.9% C而非0.95—1.1% C）。

從圖中我們可看到，溫度降低對奧斯田體數量降低的關係。如在50°時，尚有15%奧斯田體；而溫度降至20°時，已減少到10%。即工作物在配火前含有約15%奧斯田體，而在室溫約有10%。

（註）鋼 ШХ15 成份為： 0.95—1.10% C, 0.20—0.40% Mn, 0.15—0.35% Si, 1.30—1.65% Cr.
鋼 Х 的成份為： 0.95—1.10% C, ≤ 0.40% Mn, ≤ 0.35% Si, 1.30—1.60% Cr.
鋼 ХГ 的成份為： 1.30—1.50% C, 0.45—0.70% Mn, ≤ 0.35% Si, 1.30—1.60% Cr.
鋼 ХВГ 的成份為： 0.90—1.05% C, 0.80—1.10% Mn, 0.15—0.35% Si, 0.90—1.20% Cr, 1.20—1.60% W.



圖一 IIIX15 型鋼的索頓實體曲線
(0.90% C; 1.57% Cr)

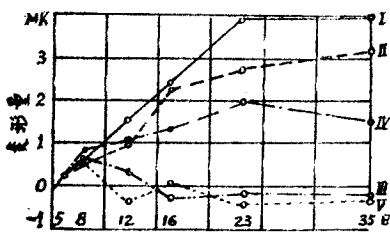
當溫度降到 -80°C ，即低於 M_K 點，鋼內含有的奧斯田體約為 4%。因此在配火前冷至不同溫度，可使鋼內含有的殘餘奧斯田體數量亦不同。鋼經加冷處理後，保留的奧斯田體，約為 4—5%。

以上所述就是所舉行實驗的理論根據。

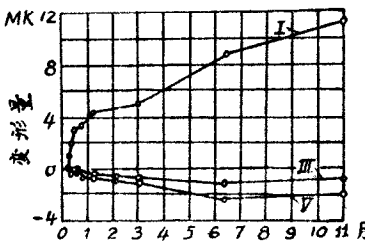
試驗一百個外徑 150 mm 的鋼圈，材料是 IIIX15 鋼，在淬火時加熱至 840°C ，保持 40—45 分鐘，然後在 $50-60^{\circ}\text{C}$ 的油中淬冷。其後將牠們分成 5 組，分別進行不同的處理（見表）。熱處理完畢後，各面都磨光，並量出牠們的外圓直徑。五天後第一次測量其尺碼，以後一月內再按期測量。每次量兩個方向，定出最大和最小的變形。測量的準確度為 $\pm 1 \text{ MK}$ (Micron μ)。

從（圖二）我們可看到，鋼圈經不同熱處理後變形的情形。用同一方法處理的鋼圈，由於一些不相同的偶然原因，變形並不完全相同，故（圖二）中所示變形呈帶狀而不是綫。

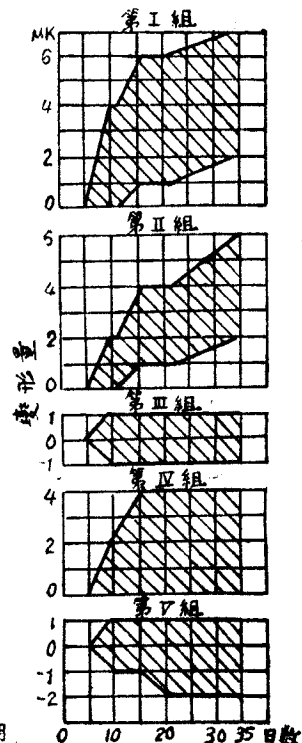
組數	淬 火	附加的處理方法(在淬火和配火中間)	配火	附加處理方法(在配火後)
I	在 $50-60^{\circ}\text{C}$ 油 中	——	150°C 二小時	——
II	全上	自熱油中取出後，在空氣中冷卻一小時	全上	——
III	全上	自熱油中取出後，冷至 -70°C 一小時	全上	——
IV	全上	自熱油中取出後，在空氣中冷卻一小時	全上	第二次配火， 130°C 經 10 小時
V	全上	自熱油中取出後，在流水(10°C)中冷卻	全上	——



圖三 各組鋼圈的平均變形量



圖四 第 I、III、V 組鋼圈變形量



圖二 鋼圈(III X15, 直徑 150 mm)經不同熱處理後變形的情形

從圖中可看到第 I 種方法熱處理的結果，變形最烈。第 II 組變形也相當大。第 III 組實際上可說是不變形；因測得的結果，變形為 $\pm 1 \text{ MK}$ ，並未超出量度的準確度。第 IV 組變形很大。第 V 組變形甚小，和第 III 組差不多。

由此證明，淬火後冷至較低溫度（如第 III 組和第 V 組），可使鋼內的殘餘奧斯田體減少，也就是使牠的變化減少，增加牠的穩定性。

（圖三）是各組鋼圈平均變形量曲綫。從圖中可看到第 I 組變形最厲害，經一月後達 4MK。第 II 組變形也很大，這可證明淬火後在空氣中冷卻，無法使變形量減低。第 IV 組經第二次配火（ 130°C 經 10 小時）雖比較穩定，但是穩定的程度仍是不够的。第 III 組和第 V 組是最好的方法，牠在淬火後加冷，使鋼內殘留的奧斯田體減至最少，使尺寸能達到穩定的情形。

（圖四）是第 I、III、V 組鋼圈在 11 個月中變形的情形，這裏更容易看出穩定性的重要。第 I 組鋼圈變形竟達 11 MK，而經過加冷處理的，差不多已完全穩定，變形極少。

以上為實驗結果，現在我們來看一下實際應用的方法。在蘇聯工業上軸承鋼圈大量熱處理方法有二：

（下接第 31 頁）