

馬氏體的等溫形成

В. И. 普羅斯維林 著
С. Д. 殷 金

重工業出版社

本書對最近研究奧氏體轉變到馬氏體的機構與動力學
各種文獻，做了概括的評論，並引用了作者們所得到的有關
奧氏體等溫轉變到馬氏體的特性方面的資料。

本書對象是工程技術人員，熱處理人員及科學研究所的
工作人員。

Д-Р техн и ук проф В.П. Просвирина
и канд техн и ук С. Д. Энтин
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ОБРАЗОВАНИЕ
МАРТЕНСИТА

Машигиз (Москва 1953)

* * *

馬氏體的等溫形成

何忠治、歐陽可強 譯

孫珍寶、歐陽可強 校

重工業出版社（北京西直門內大街三官廟11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

一九五四年十二月第一版

一九五四年十二月北京第一次印刷（1—2,630）

$787 \times 1092 \cdot \frac{1}{25} \cdot 60,000$ 字 · 印張 $3 \cdot \frac{8}{25}$ · 定價 5,200 元

* * *

發行者 新華書店

目 錄

第一章 奧氏體的轉變	1
1. 奧氏體到珠光體—楚氏體的轉變	(2)
2. 到針狀楚氏體的轉變	(4)
3. 到馬氏體的轉變	(6)
到馬氏體轉變的特性	(6)
到馬氏體轉變的可逆性	(8)
到馬氏體轉變的本質與機構	(8)
4. 奧氏體到馬氏體的等溫轉變	(13)
零下溫度時奧氏體到馬氏體的轉變	(14)
室溫時奧氏體到馬氏體的等溫轉變	(20)
5. 馬氏體點與化學成份的關係	(21)
6. 測定馬氏體點的基本方法與儀器	(25)
組織方法	(26)
磁性方法	(26)
第二章 低於 M_H 點奧氏體等溫轉變的試驗研究	(31)
1. 奧氏體等溫轉變到馬氏體的動力學的研究方法	(31)
2. 溫度與等溫停留時間對殘餘奧氏體數量的影響	(32)
3. 在低於 M_H 溫度時奧氏體等溫轉變的產物	(35)
第三章 奧氏體的穩定化	(38)
1. 一般情況	(38)
2. $11X15$ 鋼內殘餘奧氏體的穩定化	(43)
第四章 奧氏體等溫轉變到馬氏體過程中矯頑磁力的變化	(49)
第五章 機械性能與溫度及等溫停留時間的關係	(53)
1. 鉻鋼的性能	(53)
衝擊韌性	(53)
靜力試驗時 $11X15$ 鋼的性能	(56)
2. 鉻矽錳鋼 (Б) 的性能	(58)
3. (Б) 鋼的性能	(60)
4. 鉻錳鎢鋼 (XBГ) 的性能	(63)

5. 鎢鋼 30XH4M 的性能	(64)
6. 低於 M_H 點溫度時奧氏體等溫轉變產物的衝擊韌性的本質	(65)
7. 一些實際上的結論	(68)
第六章 奧氏體等溫轉變到馬氏體的機構	(71)
1. 馬氏體等溫形成時晶核的作用	(72)
2. 奧氏體等溫轉變到馬氏體時壓力的作用	(72)
3. 奧氏體等溫轉變到馬氏體時 α 一相的可能溶解	(73)
4. 奧氏體穩定化的機構	(75)
參考文獻	(78)

第一章 奧氏體的轉變

合金熱處理的順利發展主要是和俄羅斯學者們傑出的發現與研究分不開的。自從傑出的俄羅斯學者 Д. К. 契爾諾夫 (Д. К. Чернов) 對於鋼內相變開始研究時，就產生了關於熱處理的科學。А. А. 巴依可夫 (А. А. Байков), И. В. 庫爾納可夫 (И. В. Курнаков), А. А. 波契瓦爾 (А. А. Бочвар), Г. В. 庫爾久莫夫 (Г. В. Курдюмов), Н. А. 明克維奇 (Н. А. Миневич), И. Т. 顧德錯夫 (И. Т. Гудцов), С. С. 史捷因貝爾格 (С. С. Штейнберг), С. Т. 科諾別夫斯基 (С. Т. Конобеевский) 以及他們許多的門人和學生的卓越的研究，促進了關於鋼的熱處理科學的發展。

全部熱處理的基本過程是建立在研究過冷狀態下奧氏體轉變圖解的基礎上的。

Д. К. 契爾諾夫首先指出鋼在低於點 d 溫度的熱介質中淬火時，其機械性能增強的可能性^①。契爾諾夫用點 d 表示淬火狀態發生的溫度，即以後稱為馬氏體點者。

早在1865年，契爾諾夫就曾寫道，鋼在低於點 d 溫度的熱介質中淬火後《…按照硬度來說，這些試樣和在冷水中淬火者相同，也可切割玻璃》。Д. К. 契爾諾夫曾預見到這個方法發展的遠大前途：《在解決我們的問題時，淬火與回火的聯合應用，也是很重要的步驟》。那時 Д. К. 契爾諾夫要解決的問題是穿甲砲彈的熱處理；這種砲彈應當具有高的硬度和衝擊韌性，為的是當撞擊到裝甲鋼板時，它們不致變形，也不致破裂。

為了使鋼能滿足它用途上的需要，在解決關於如何獲得物理和機械性能必要配合的問題時，除去化學成份外，還應當分析過冷奧氏體轉變動力學的圖解。

自從1929—1930年的許多試驗確定了碳素鋼和合金鋼中，過冷奧氏體在一定溫度範圍內具有極大穩定性之後，奧氏體等溫轉變的動力學及機構有系統的研究就開始了。

在這方面最傑出的工作是屬於蘇聯的研究家：С. С. 史捷因貝爾格，Г. В. 庫爾久莫夫，И. А. 明克維奇等，和他們的許多學生。

① Д. К. 契爾諾夫，關於穿甲砲彈之製備，[俄羅斯工程學會報告] 1885年，第6號。

由於這些工作的結果，目前可以很好地來研究各種合金元素，加熱溫度和加熱時間對於奧氏體分解動力學的影響。

В. И. 普羅斯維林 (В. И. Просви́рин) 最近的研究證明了壓力的重要作用，它是決定奧氏體分解產物的動力學的和組成形態的因素。

現代金屬學把任何溫度下的奧氏體分解（也包括馬氏體的轉變）均看作是晶核形成及其以後成長的過程。

按照奧氏體分解過程和分解產物的機構特點可分為三個轉變的溫度區域。

1. 高溫區域，在此區域中分解作用是隨着珠光體—楚氏體（1）組織的形成，用擴散方法進行的。

2. 中溫區域，在此區域中分解作用是隨着針狀楚氏體（2）組織的形成，用部份擴散而部份非擴散的方法進行的。

3. 低溫區域，在此區域中分解作用是奧氏體至馬氏體的轉變，用非擴散方法進行的①。

對奧氏體等溫轉變問題研究最多的是關於珠光體—楚氏體轉變區域的研究。

蘇聯學者們非常重視中間針狀楚氏體轉變的特性和本質的研究。

對於奧氏體等溫轉變到馬氏體的溫度區域尚研究得很不够。目前還不能完全確定的是奧氏體到馬氏體的轉變是否在低於 M_n 點的任何溫度下都能進行的問題，但是奧氏體在連續不斷過冷過程中的馬氏體轉變却已被研究得相當詳盡了。

蘇聯學者們在積累了很多試驗資料的基礎上，擬定了最主要的熱處理技術操作的科學概念——鋼的淬火與回火。這些卓越的成就使蘇聯在這方面的研究大大地超過了其他國家，並且使下列三種轉變的特點能夠得到確定。

1. 奧氏體到珠光體—楚氏體的轉變

如同任何其他相變一樣，體系中的能量隨着 A_1' 點的珠光體—楚氏體混合物的形成而減少。體系中能量的差別（自由能的差別）越大，則各種相變將進行得越激烈。在過冷體系中這個差別增大。珠光體—楚氏體的轉變是依照合金結晶定律，隨着新相晶核的形成及其成長來進行的純擴散過程。這種轉變與奧氏體中所必須的濃度的變化有關，在非合金鋼中是靠碳的擴散作用，而在特殊鋼中還要靠其他元素的擴散作用。碳化物相是珠光體—楚氏體轉變中的主要結晶相。

С. Т. 科諾別夫斯基 [1] 由熱力學與物理化學的普通原理出發，擬定了固溶體結晶中的轉變理論。他證明固溶體的分解與結晶情況有關，可以在任何一種過

① 應當注意，雖然關於這個過程的機構問題還在爭論着，但是，許多試驗的事實及推測使許多研究家，包括著者在內，同意此過程按照這種機構進行的可能性。

(1) 指初次楚氏體或細珠光體而言（譯者註）。

(2) 針狀楚氏體即是貝耐體（譯者註）。

飽和相析出的同時開始。

И. Л. 米爾金 (И. Л. Миркин) [2] 與 Р. 梅爾 (Р. Мейл) 會應用這個理論來分析過冷奧氏體的轉變。在他們的研究中證明當珠光體形成時，滲炭體是主要的結晶相。

П. Д. 達恩可夫 (П. Д. Данков) [3] 所擬定的原來相和再生晶核間組織與大小一致的原理，在珠光體—楚氏體轉變時也已經得到證實 [4]。

由於奧氏體與滲炭體內部結晶組織的結構很相似，且大小一致，滲炭體的形成應當耗費很少的能量（變形所作的功）。

此種情況和所指出的其他碳化物晶核很難形成的原理相違背。按照合金元素必須預先重新分配的方法，對於奧氏體分解成珠光體的機構，在很長時期中，許多研究家都擁護梅爾按照合金元素必須預先重新分配的觀點。然而 М. Е. 布蘭切爾 (М. Е. Блантер) 的研究證明，合金奧氏體共析分解成鐵素體與滲炭體混合物時，在未來的鐵素體與碳化物體中間，合金元素沒有預先進行重新分配。例如在鉻鋼中所形成的滲炭體類型的碳化物，在奧氏體本身中含有多少鉻，其碳化物中也就含有多少鉻；以後碳化鉻的加多才是靠鐵素體與碳化物中間鉻的重新分配來進行的。

直接用試驗方法曾經證明，合金滲炭體是合金奧氏體共析轉變時的初次碳化物，與鋼中穩定碳化物的類型無關。

進一步的研究證明，在任何階段，這種情況都是正確的，對於其他形成碳化物的元素也是如此。

珠光體—楚氏體的轉變大致發生在 $700-500^{\circ}$ 的溫度範圍內。在較低的溫度時，轉變開始得較快。然而結晶定律 [2] 指出，在任何轉變溫度，晶核形成都是在短時間內發生的。這個矛盾與缺乏高度敏感性的分析方法有關。由試驗所確定的等溫轉變開始的曲線具有相對的特性，它表示在組織中用選擇方法最先能被觀察出來的奧氏體分解產物的某些數量的出現。

在固定溫度時，珠光體—楚氏體轉變速度，與晶核形成速度及其成長速度有關。當鋼的成份固定時，晶核形成速度與奧氏體晶粒大小有極大的關係。晶核形成的速度隨加熱溫度的變化，停留的時間，非金屬夾雜物的存在等而改變。奧氏體中的合金對於晶核形成速度有更大的影響，它可減低這個速度好多倍。已形成的晶核的成長速度則不決定於奧氏體的晶粒大小和組織；因此加熱溫度和停留時間都不能改變珠光體—楚氏體混合物形成的成長速度。

隨着奧氏體中合金的變化，晶核成長速度却有極大改變。這種影響主要與碳擴散係數的改變有關，也就是隨奧氏體成份和因奧氏體中合金變化所引起的過冷度而改變。圖 1 示奧氏體中合金元素對於碳擴散係數的影響；而圖 2 則示合金元素對於臨界過冷度的影響。由這些資料中可以看到，對於減低晶核成長速度有最大影響的是鉻，錫和鉬；正如這些元素對於減低碳擴散係數，並對於臨界過冷度

有很大影響一樣。錳和鎢減低晶核成長速度，主要是由於過冷度（溫度的降低）的急劇減低。故對於奧氏體中碳的擴散略有影響，但在開始時使過冷度急劇減低，而以後則使過冷度增加。故對於成長速度總的影響是使它減緩。鉻使擴散係數和過冷度增大，其本身可使珠光體—楚氏體形成的成長速度加大。鋁實際上對於晶核成長速度沒有影響。

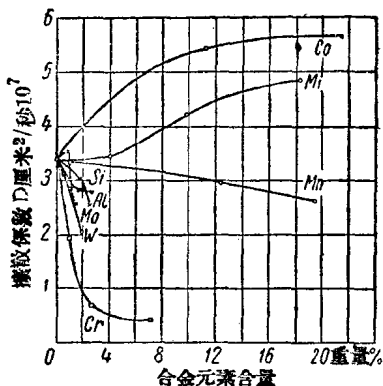


圖 1 合金元素對奧氏體中碳擴散係數的影響
(M. E. 布蘭切爾)

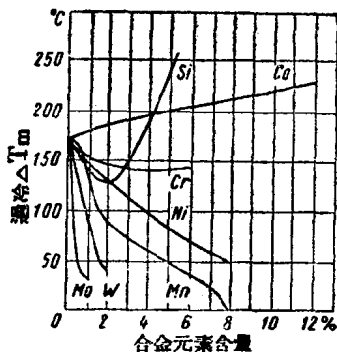


圖 2 合金元素對臨界過冷度的影響
(M. E. 布蘭切爾)

2. 到針狀楚氏體的轉變

在形成針狀楚氏體組織的中間溫度範圍內，對於奧氏體等溫分解機構的研究曾經有過很多的著述，但是直到現在還沒有能完全合乎試驗事實的公認理論。

在這個溫度範圍內研究奧氏體分解產物的基本困難，是針狀楚氏體無論按其顯微組織，或是按其物理及化學性質都不能和珠光體—楚氏體區分。顯然的，應當在這些組織形成的機構中來尋找不同點。

許多研究家〔5〕曾經假設，在針狀楚氏體溫度範圍內，奧氏體轉變的機構是由於碳化物的析出，以致附近的奧氏體地區將缺少合金元素。在這些地區中馬氏體點將升高，並且發生馬氏體的轉變。可以推想得到，由於這種機構作用的結果，就會引起針狀楚氏體組織的形成。按照 В. Д. 撒多夫斯基 (В. Д. Садовский) 的意見，用下列的推論可以駁倒這種說法。

首先，許多研究在試驗上證實了，在中間轉變的溫度範圍，實際上並不決定於含碳量，其實在這種情況下是可能預料到碳含量顯著的影響的。此外，含碳量對於過程的動力學也應當有影響，即鋼中碳越多，則碳化物由奧氏體中的析出應當越快，因而整個轉變過程也應當進行得越快。可是事實上含碳量的增加却顯著地使

轉變過程遲緩了。

關於中間溫度轉變的機構，B. Д. 撒多夫斯基〔6〕曾提出另一個完善的意見。他推想在這個溫度範圍內，轉變的過程是由於 α -相晶核形成的結果而發生的。

這個推論正確的判定是由下面的事實和推論來證實的。

1. 在中間溫度轉變的開始階段中形成了鐵素體。
2. 在中間溫度範圍內因部份地區轉變的影響使馬氏體點降低，而殘餘奧氏體的數量增加。
3. $A_{r''}$ 溫度範圍的位置與鋼中含碳量無關，並且此轉變和不含碳的合金中從 γ -相到 α -相的轉變相似。
4. 在 $A_{r''}$ 溫度範圍內，與轉變產物直接相鄰區域的奧氏體中的成份有重新分配的景象。

5. 增加殘餘奧氏體的穩定性，且在中間溫度範圍內，隨着部份地區分解的淬火鋼，當回火時有二次硬化現象。

因此在形成珠光體—楚氏體組織的溫度範圍內，奧氏體等溫分解的機構與形成針狀楚氏體組織的溫度範圍中奧氏體等溫分解的機構的區別是，在第一種情況下，轉變過程是由碳化物的形成開始的，而在第二種情況下則是鐵素體先形成。

最近庫爾久莫夫和他的同事們得到新的試驗資料，證明在中間溫度區域內奧氏體的轉變是經過馬氏體過程的。

在Г. В. 庫爾久莫夫和 М. Д. 彼勒克斯 (М. Д. Перкас) 的著作〔7〕中曾指出，在 $250-300^{\circ}$ 溫度範圍內，奧氏體等溫分解產物具有與在同一溫度回火馬氏體的結晶格子相似的四角晶體格子。

這個事實是奧氏體在中間溫度區域，分解機構包括非擴散性的開始和馬氏體晶體隨即回火的推論的證明。

Р. И. 殷金 (Р. И. Энгин) 在他的著作中〔8〕指出，在不同溫度範圍內，研究奧氏體轉變的特殊機構是必要的。

他認為不能將整個中間溫度範圍中奧氏體轉變看作是同樣進行的。

且事實上所謂“上”針狀楚氏體，按照其顯微組織與機械性能和“下”針狀楚氏體有很大區別，因此有充分的理由推想這些組織形成的機構也有某些區別。

由許多研究得知，“上”針狀楚氏體按照組織來說，有微差結構的特點，而按照機械性能則具有低的衝擊韌性值。“下”針狀楚氏體具有與回火馬氏體組織相似的組織，而在大多數情況下其強度和可塑性都較高。

Р. И. 殷金由試驗證明，在鐵與鉻、鐵與鉻、鎳、鐵與鉻、鎳、鉬或鐵與鉬的合金中，“上”針狀楚氏體區域($450-500^{\circ}$)內， $\gamma \rightarrow \alpha$ 的轉變可以按擴散方法進行，其中也同時有馬氏體轉變的發生。

因此由 Г. В. 庫爾久莫夫及其同事們的著作得出的結論是：整個奧氏體中

間轉變溫度範圍內，轉變機構可以認為是複雜的擴散分解過程，其中也同時發生馬氏體的轉變。但應該注意到它和鋼的化學成份及等溫轉變溫度有關，而擴散分解作用與馬氏體轉變可能是不相同的。

顯然，在中間溫度區域中，奧氏體轉變產物的機械性能多半也可由這些情況來確定。當以擴散過程為主要作用時，顯微組織是粗大的微差結構，且組織的成份是按一定方向分佈的，因此就引起衝擊韌性的降低。假如在同一情況下，主要作用是屬於馬氏體式的作用時，就可使鋼得到較高的強度及可塑性。

在分析各種試驗資料和為了解釋在中間溫度範圍中奧氏體等溫轉變機構的理論時，應當指出，雖然在這個問題上已經作過許多研究工作，但是直到現在還沒有完全明確及肯定。

在文獻中所引證的試驗資料有許多是互相矛盾的。用不同的研究來解釋奧氏體中間轉變的機構也還沒有統一的見解。

3. 到馬氏體的轉變

到馬氏體轉變的特性

每一種鋼的馬氏體轉變有其特殊轉變開始溫度 M_n 與轉變完結溫度 M_k 。如果有足夠大的冷卻速度，來防止部份奧氏體轉變為珠光體—楚氏體或針狀楚氏體時，則馬氏體轉變的開始溫度不決定於冷卻速度。圖 3 所示為馬氏體轉變的特性，並指出 M_n 與 M_k 點的位置。

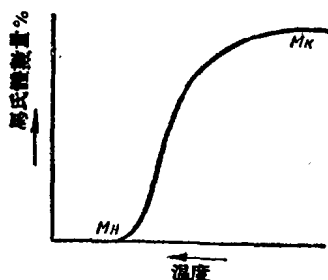


圖 3 冷卻時馬氏體轉變的特性

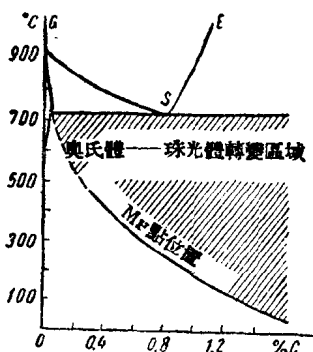


圖 4 鋼中含碳量與馬氏體點 M_n 位置的關係 (B. A. 撒多夫斯基)

奧氏體的成份對馬氏體點 M_n 的位置有很大的影響。影響最大的是碳。當鋼中含碳量增加時， M_n 點就降低。氮對於馬氏體的轉變與碳有同樣的作用。圖 4 示

鋼中碳對馬氏體點 (M_s) 位置的影響。

大多數這些合金元素，如Mn, Cr, V, Ni, Mo, Cu也使馬氏體轉變的開始點降低，但是，鋁和鈷却使這個溫度升高（圖5）。

馬氏體點 M_s 溫度的位置決定殘餘奧氏體的數量。這個數量隨着 M_s 點的降低而增加。隨着馬氏體的轉變，鋼的體積有很大的增加，並且鋼中含碳量越高時，體積增加得越大。隨着溫度的降低，馬氏體轉變的激烈性開始增加，而後又減小，當溫度下降到 M_s 點時，事實上即停止。更多的奧氏體到馬氏體的轉變，主要是在溫度降低時進行。奧氏體到馬氏體的等溫轉變同樣也在進行着。關於這個問題將更進一步的來特別加以解釋。馬氏體組織是針狀的，且針的大小決定於奧氏體晶粒的大小。在粗大的奧氏體晶粒中，形成粗大的馬氏體針狀物。在細小的奧氏體晶粒中，則形成細小針狀的馬氏體。當奧氏體晶粒中濃度不均勻，或是其中有非金屬和其他夾雜物存在時，則形成大小混合的馬氏體針狀物。在不均勻的奧氏體晶粒中，馬氏體針狀物的大小與其說決定於奧氏體的晶粒大小，還不如說決定於奧氏體的不均勻性。

在沒有論到這個轉變的細節時，可以下列幾點來敘述鋼中馬氏體轉變的特性。

1. 奧氏體到馬氏體的轉變發生時，沒有固溶體濃度的變化，且不同於珠光體和針狀鐵氏體的轉變，它是非擴散的。
2. 以高於臨界速度的速度冷卻時，過冷的奧氏體到馬氏體轉變的開始溫度 (M_s 點) 不決定於冷卻速度，而決定於奧氏體的化學成份，並且碳或合金元素（除鈷與鋁外）含量越高，則 M_s 點越低。

冷卻速度的增加對於 M_s 點溫度沒有影響，但對於轉變的進程則有影響，同時使馬氏體的總量增加。這個事實通常與因急劇淬火所引起的應力的增加有關。

但是我們有根據確定，除應力之外，在此情況下奧氏體穩定性的因素也可以起很大作用。

3. 在低於 M_s 點冷卻時，進行奧氏體到馬氏體的轉變，且馬氏體的量隨溫度的降低而增加。

在低於 M_s 點鋼冷卻如停止，隨着馬氏體形成的過程就迅速消失。進一步轉

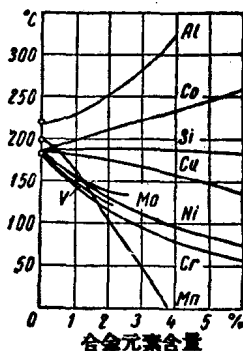


圖5 合金元素對過共析鋼中馬氏體點 M_s 位置的影響

變只可能在繼續冷卻時發生。因此，轉變成馬氏體的奧氏體的量，主要決定於鋼冷卻到什麼程度，而不是決定於在這個溫度停留的時間。

4. 馬氏體的轉變實際上是在瞬時間進行的，單獨的馬氏體針是在幾分之一秒內形成的。馬氏體總體積的增加不是由於已產生的晶粒的成長，而是由於新品粒的形成而發生的。

5. 塑性變形可能引起在高於 M_n 點處馬氏體的轉變。這時馬氏體的量，按照 M 點距離的增加而減低。

低於 M_n 點的塑性變形可使馬氏體的量增加。

到馬氏體轉變的可逆性

其他合金也具有像馬氏體一樣的轉變。П. В. 阿蓋也夫 (П. В. Агеев) 和 Г. В. 庫爾久莫夫 [9]，Э. 卡米恩斯克 (Э. Каминск) 和 Г. В. 庫爾久莫夫 [10]，В. 布他可夫 (В. Бутков)，И. 依薩伊切夫 (И. Исачев) 和 Г. В. 庫爾久莫夫 [11] 的著作曾證明此點。

在銅—鋁，銅—錫和銅—鋅合金中，於過冷狀態時 β -固溶體在固定溫度下發生不改變固溶體濃度的轉變。如果有足夠的冷卻速度以防止固溶體分解的擴散過程就會發生這種情況。按照其本身的特性，它多半與鋼中馬氏體的轉變相似：不被迅速的冷卻所延遲，在固定溫度範圍內發生，並具有針狀顯微組織等。在馬氏體以上的區域中，銅—鋅和銅—鋁合金在 β -相狀態時，發生由不規則排列狀態到有規則排列狀態的變化。 β -相的轉變為 $\beta \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta'$ 。在銅合金中馬氏體轉變的特性，就是在任何情況下都可觀察到這種轉變的可逆性。轉變中存在的滯後現象有時超過 100° 。滯後程度的大小不隨加熱速度改變。由以上所指出的作者們的試驗資料證明，當加熱時，馬氏體的可逆性轉變具有下列特性。

1. 它們發生時沒有固溶體濃度的變化。
2. 轉變幾乎是以合金中個別區域瞬時間轉變的方法進行的，新相數量的增加主要是由於這些區域數目的增加。
3. 轉變擴大了寬闊的溫度範圍，且新相的數量主要是決定於溫度，而不決定於停留時間。
4. 轉變溫度決定於固溶體的化學成份，且幾乎不決定於寬闊溫度範圍內的加熱速度。

到馬氏體轉變的本質與機構

鋼中馬氏體轉變特性的總和在最近已得到結論就是，奧氏體到馬氏體的轉變不服從一般的相變定律，它沒有進行晶核的形成及其隨後的成長。馬氏體曾被認為是奧氏體分解過程中較穩定狀態的過渡狀態，而轉變機構可以與機械雙晶形成

時，結晶格子轉變機構相比擬。但是目前由於近十年來 Г. Б. 庫爾久莫夫和他的學生們進行深入研究的結果，這些概念已有很大的改變且更精確。在 Г. Б. 庫爾久莫夫的著作中 [12] 曾刊載這些研究綜合的結果。

如同在許多合金中所曾指出的，冷卻或加熱時呈現出馬氏體轉變的可逆性以後，就可以將馬氏體解釋為像固溶體低溫結晶的形態。因此消除了認為馬氏體一定是固溶體分解過程中的過渡狀態相的說法。因為馬氏體轉變發生的沒有濃度的變化，它就可以如 Г. Б. 庫爾久莫夫所指出的，類似觀察純金屬中多相轉變那樣。由此可見，馬氏體的轉變像所有其他單元體系中的相變一樣，應當以晶核的形成及其隨後成長的方法來進行。

當把馬氏體轉變理解為如同在單元體系中相變那樣時，就發生馬氏體的晶核是如何產生的，以及它們在冷卻過程中哪一階段發生的問題。如果馬氏體的晶核在奧氏體過冷過程中就已經產生了，那麼在任何情況下，馬氏體轉變的溫度範圍就決定於冷卻速度。當溫度低於 M_s 點時，由於晶核的形成需要原子一定擴散的重新排列，所以新相晶核的出現將更加困難。然而大家知道擴散過程隨着溫度的降低而停滯，但是馬氏體的形成雖在負溫度時也進行得很激烈。此外，如果馬氏體晶核的形成可能發生在低於 M_s 點，那麼奧氏體到馬氏體的等溫轉變將進行得更為激烈，並且更為完全。

因此，如果馬氏體晶核的形成，不可能在奧氏體過冷的任何溫度範圍內產生，那麼，還可設想在高於平衡溫度時，奧氏體中就已經有馬氏體晶核出現。這些晶核的產生是預先由奧氏體天然的不均勻性所決定的 [13]。

如果將不均勻振動的理論 [14] 應用到奧氏體天然不均勻的觀念上，就可以推測，高溫時穩定的奧氏體中，由於熱振動的結果，在奧氏體的某些小體積中將產生具有馬氏體格子排列的原子集團。在高溫時這些集團顯然有瞬間集成的特性。當迅速冷卻時，濃度的變動如冰凍過的被保存住，並且在到達對這些原子集團造成新相存在的熱力學條件的某一合適溫度時，就將發生馬氏體的轉變。

如果認為馬氏體的轉變完全是以晶核及其成長的方法來完成，那麼在最初研究時，對此轉變的某些特性不能像對一般相變那樣來理解。這些特性包括：

1) 馬氏體晶體的形成和成長的速度非常大；2) 馬氏體晶體的局部體積在十分之幾秒內就將達到其最大尺寸；並且 3) 當冷卻停止時，轉變就很快消失。所有這些特點就使馬氏體轉變與一般相的轉變不同。

在很大程度上，馬氏體晶體的迅速成長決定於馬氏體本身形成的機構。因為 $\gamma \rightarrow \alpha$ 格子改造的特性是不大數量的原子群彼此有規律的轉移，就造成馬氏體體積成長的有利條件。而沒有必要將原子輸送到互相作用相的邊界區域處。當再結晶時所有同素異形體的轉變和晶體的成長，總是在成長相的邊界處具有所必須的原子，同樣也進行得相當快，然而不能達到像奧氏體到馬氏體的轉變那種程度。

如 Г. Б. 庫爾久莫夫所指出的，新格子有規律的成長是促進馬氏體晶體迅速成長的第二個因素，這時在原來格子中相鄰的原子，在成長着的晶體邊界處也始終是相鄰的，而後來在馬氏體格子中也是如此。當兩相分界處的原子排列是有秩序的，同時馬氏體和奧氏體中的原子有一適當的位置時，馬氏體晶體成長速度就不會減低（圖 6）。在兩相邊界處所產生的應力迅速地破壞了格子的結合力。而使有規則的原子排列變成沒有規則了（圖 7）。由於奧氏體的塑性變形，結合力開始被破壞，而在邊界處原子排列就沒有規則，馬氏體晶體的成長就要停止。

假如這種結合力的破壞是馬氏體晶體成長停止的原因，則還需要補充說明，為什麼在馬氏體晶體成長的初期結合力沒有被破壞。但是要知道，在馬氏體—奧氏體邊界處所形成的應力，不決定於馬氏體晶體的大小 [15]。

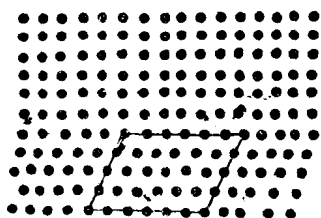


圖 6 馬氏體晶體成長時，格子間的關係示意圖。在相的邊界處保留有結合力及排列規則

(Г. Б. 庫爾久莫夫)

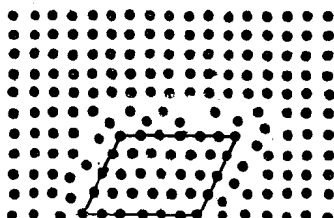


圖 7 引起馬氏體晶體成長停止的相的邊界處原子不規則排列及結合力被破壞的示意圖

(Г. Б. 庫爾久莫夫)

在這種濃度和壓力下，如同在單元體系中任何相變那樣，馬氏體轉變的特徵是平衡溫度 T_0 。高於這個溫度時有一個穩定相（奧氏體），而低於這個溫度時則為另一個穩定相（馬氏體）。平衡溫度 T_0 相當於奧氏體和馬氏體自由能之間的平衡。在實際情況下， $\gamma \rightarrow \alpha$ (T_n) 表示的轉變在溫度 T 。略有一些過冷 ΔT 存在時就開始了。臨界晶核大小決定於過冷度，且隨着溫度的降低而迅速減小。當很小的過冷時，晶核應相當大，同時其形成的可能性很小。只有晶核大小超過臨界大小時才能够成長。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 相的轉變速度可用方程式表示之。

$$n = ae^{-\frac{Q}{R}} e^{-\frac{A}{RT}}$$

式中：

- a ——常數；
 n ——晶核形成速度；
 Q ——激活能；
 A ——形成臨界晶核的功；
 R ——氣體常數；
 T ——溫度。

在馬氏體轉變時，由於激活能很小， $e^{\frac{Q}{RT}}$ 將接近 1，所以 n 值的大小，主要應當決定於 A 值。由於 Q 值很小，馬氏體形成的速度很大，同時在一定溫度下，差不多是瞬間即利用了已有的因不均勻的波動所儲藏的能；新的馬氏體的形成在以後更低的溫度時才可能開始。馬氏體轉變的特性與濃度的關係，如圖 8 中的示意圖。

因此，在低於 M_n 點的每一溫度值，只包括在該溫度時具有適當大小的晶核的轉變。當所有一定大小的晶核用完時，在該溫度下的轉變即行停止，而只有在進一步降低溫度時，才能再度引起新的轉變。

無論等溫加熱進行多久，在該溫度時所有晶核的使用不可能引起新晶核的產生。然而近年來的研究（參考關於奧氏體到馬氏體等溫轉變這一章）證明，雖然形成新晶核的速度很小，但當奧氏體到馬氏體的等溫轉變發生時，仍可形成新的晶核。

在固定溫度時，馬氏體晶核的形成還沒有能根據上述觀點找到解釋。

С. С. 史捷因貝爾格 [16]，А. П. 古拉也夫 [17] 和其他作者，曾根據許多試驗材料得出結論，即以任何實際上能達到的冷卻速度，也不能阻止奧氏體到馬氏體的轉變。同時馬氏體點的位置不決定於冷卻速度。

然而 Г. В. 庫爾久莫夫和 О. П. 馬克西莫娃 (О. П. Максимова) [18] 的研究證明，當奧氏體—馬氏體轉變時，這些情況並不是對於所有合金都適用的。對於錳鋼 (6% Mn, 0.6% C)，曾證明用迅速冷卻到液體氮的溫度的方法，有完全保留奧氏體組織的可能性。

Г. В. 庫爾久莫夫所闡明的綜合情況，可以作為有關馬氏體轉變的結論。

1. 在許多黑色和有色金屬合金中，均有非擴散的或馬氏體的轉變發生。過

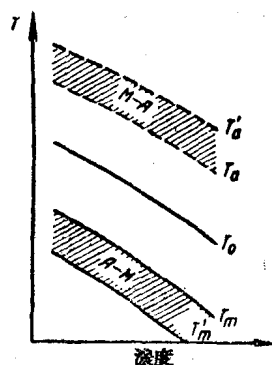


圖 8 馬氏體轉變的特性與濃度的關係

冷固溶體的這些轉變可在兩個方向進行，在冷卻時馬氏體的產生和它在加熱時相反的轉變成原來的相。這個在固溶體亞穩定狀態的溫度區域內所發生的現象，稱為馬氏體轉變的《可逆性》。

馬氏體轉變的進行有很大的滯後作用：當冷卻或加熱時，轉變開始的溫度差可以達到幾十甚至幾百度。滯後作用的大小不取決於其變化的寬闊溫度範圍內的冷卻或加熱速度。

2. 加熱時進行的馬氏體到原來相的相反的轉變，具有馬氏體轉變動力學的特性：

a) 固溶體的濃度沒有發生變化；

b) 擴大了寬闊的溫度區域；轉變物質的數量基本上決定於溫度，而不是停留時間或加熱速度；當加熱時，開始轉變的溫度不取決於其變化的寬闊溫度範圍內的加熱速度。

c) 固溶體晶粒個別區域實際上是以瞬間的轉變方法進行的；新相數量隨這些區域的數目增加，而並非隨其成長增加。

d) 兩個相的格子均為互相關連嚴密而有規律的排列。

3. 馬氏體轉變表現組織的可逆性：

a) 冷卻時轉變後的固溶體單晶由許多馬氏體晶粒所組成。這些晶粒在某些情況下是有規律方向的，與原來格子對稱和方向性相適應着；由於相反的轉變結果，又重新產生原來單晶體最初的方向。

b) 當加熱時由於轉變的結果，在金相片上所產生的針狀起伏的顯微組織，與冷卻時所形成的相反；凸處被凹處所代替，而凹處被凸處代替。

4. 馬氏體轉變的機構是結晶格子有規律的改造，即鄰近原子彼此相對的移動（不是互換位置），其路程約為原子間距離的幾分之一。

調整過的固溶體轉變時，所產生的馬氏體也是成為調整的固溶體，且具有同樣的互相鄰近原子的分佈。這個特性會利用來作為馬氏體格子的超顯微鏡組織理論上的確定；用計算的干擾景象的試驗校對證實了這個確定的正確性。

5. 在兩個方向內馬氏體轉變的進行，如果想像像是《非擴散的》轉變時，則能將它們解釋為如單元體系中純元素或化合物多相轉變那樣。

不應該把馬氏體看作是過冷固溶體分解過程中的過渡狀態（只有在某些個別情況下才是正確的），而應當看作是過冷固溶體低溫結晶的形態。

實際上沒有濃度重新分配的擴散過程是以單一形式在兩個方向內進行馬氏體轉變的條件。在此情況下兩種結晶格子是固溶體似穩定的形態，用兩個相的自由能與溫度的曲線關係來決定其穩定區域。

6. 馬氏體轉變時如同任何相變一樣，應當先形成新相的晶核，再成長到一定的限度。按照這個觀點，馬氏體轉變動力學的主要特性如下：

a) 低溫時晶核形成的速度很大，其成長速度也很大。

6) 馬氏體晶體的成長是有限制的 — 晶體很快的成長到一定大小，隨後即行停止。

b) 冷却或加熱停止時，晶核形成的速度迅速減低，在轉變溫度區域內，等溫過程中的一般晶核數目受到限制；一般的晶核數目與低於馬氏體點的溫度有關。

應該注意到，轉變是在高彈性極限的彈性介質內進行的，這些特性的大部份就可根據這種轉變的機構來解釋。根據上述觀點來研究馬氏體的轉變，就出現了新的現象。

7. 在某些情況下，純金屬中的多相轉變具有馬氏體轉變的動力學，而在其他情況下，在晶核形成速度與成長速度的關係中，大體如再結晶的動力學那樣具有《正常的》動力學。這些動力學的存在都與轉變溫度或再結晶溫度成對比關係。馬氏體轉變是固體狀態中主要相變形式的一種。

4. 奧氏體到馬氏體的等溫轉變

如同以上所指出的，奧氏體在連續不斷過冷過程中的馬氏體轉變已經研究得相當詳盡了。這種作用的動力學與機構的基本特性已被確定。

然而，在固定溫度時，馬氏體轉變過程的研究只是在最近幾年才開始的，並且直到現在，關於這個過程的詳情細節，還沒有能使我們認為滿意的概念。

早在幾年前金屬學中通常認為，馬氏體轉變基本上只能在低於馬氏體點的連續不斷的減低溫度過程中進行，而不能在固定溫度下進行。可是很早以前就已知，室溫時淬火鋼體積增大的事實是因為殘餘奧氏體分解為馬氏體的緣故。

由 G. C. 史捷因貝爾格和他的同事們 [19] 的著作中也已知道，在高於室溫的溫度下，奧氏體到馬氏體的等溫轉變的效應。然而，這個現象並沒有被認為是具有重大意義的，因為由奧氏體等溫轉變為馬氏體的數量很少，所以認為這個問題不可能有很大的價值。這一現象的研究只是當作馬氏體轉變特性中之一的某些反常原因來探討的。

在 100—150° 時所觀察到的等溫馬氏體轉變事實的解釋，很多研究家都認為是與按照一般機構較早形成的馬氏體的回火有關的再生過程。例如 A. П. 古拉也夫 [17] 所引用的下列可能的解釋。

1. 當低於 M_s 點溫度時進行擴散過程。由於在低於 S- 曲線彎曲處的溫度時，已形成針狀組織分解的產物，所以它們很容易與馬氏體混在一起。

2. 在高於 100° 的溫度時，已形成的馬氏體針是以很快的速度進行回火，同時其體積減小，因而使奧氏體周圍的壓力減小。奧氏體獲得形成新馬氏體針的可能性，而新形成的馬氏體針又迅速的被回火，結果又引起一部新的馬氏體針的形成。

顯然，後一部份的轉變總比前一部份少，同時轉變逐漸停滯。