

# 鋼中馬氏體在回火轉變中 所引起的內耗峯\*

葛庭燧 馬應夏

(中國科學院金屬研究所)

## 提 要

用扭擺測量淬硬碳鋼的內耗,當測量溫度由室溫漸漸升高時,在 130°C 附近有一個內耗峯出現。當溫度達到 170°C 後再降溫測量,這個內耗峯完全消逝不見。上述的現象在含碳 0.29% 到 1.4% 的幾種淬硬碳鋼和淬硬滾珠鋼中都曾經看到。由內耗峯的出現可以認為馬氏體在第一個回火階段中的轉變產物 ( $\epsilon$ -碳化鐵)與母體具有共格性,由於共格界面的應力感生運動而引起內耗。

曾用具有馬氏體組織的 0.25% 碳鋼試樣作實驗,沒有觀測到上述的內耗峯。但是當回火溫度達到 280—300°C 以後,在降溫或升溫測量中都觀測到一個內耗峯(在 150°C 附近)。這表示低碳馬氏體在第三個回火階段中的轉變產物與母體具有共格性。但是由於這個內耗峯的表現與上述高碳試樣的內耗峯不同,所以我們認為這轉變產物並不是  $\epsilon$ -碳化鐵。

## 一. 引 論

淬硬鋼的回火是一項重要的熱處理操作,藉助於回火操作可以改變鋼的各種性質(尤其是力學性質),使我們能够在很廣範圍內選擇所需要的機械性能。因此,判定在各種回火溫度範圍內轉變結構的細節並說明結構與性質之間的聯繫,是金屬學上一個基本的、重要的研究問題。

淬硬的碳素鋼中一般含有四角馬氏體和殘留奧氏體。在低溫回火過程中,當回火的溫度逐漸升高時,所發生的結構變化可以約略分為三個階段。根據金相和 X 射線等方法研究所得的結果,一般認為第二個回火階段是殘留奧氏體的轉變,第一、三兩個階段是由於馬氏體的分解,但是關於分解的機構和分解產物的了解並不完全<sup>[1]</sup>。

第一個階段的回火轉變大約發生在 80—160°C 之間。蘇聯庫爾久莫夫院

\* 1955 年 8 月 19 日收到。

士等用馬氏體單晶體所進行的 X 射線研究，對於第一個階段分解產物的本性得到了很重要的知識。他們發現在這個回火階段中產生一種作為中間相的低碳馬氏體，它的軸比相當於 0.25% 的含碳量<sup>[2]</sup>。這說明馬氏體的四角性（軸比）在回火分解中所發生的變化並不是連續的，而是突變為一種四角性較低的低碳馬氏體（0.25% C）。這種實驗觀測隨後被其他的研究工作者所證實<sup>[3]</sup>。

過去雖然有許多人在第一個回火階段中觀察到一種過渡性質的沉澱相，但是 K. H. Jack 首先指出這種過渡相是六角密堆積的碳化鐵。由於這種碳化鐵的結構與 Fe—N 系中的  $\epsilon$ -相相似，所以把它叫做  $\epsilon$ -碳化鐵<sup>[4]</sup>。根據 X 射線觀測的結果，Jack 又提出這個過渡相  $\epsilon$ -碳化鐵與初級馬氏體之間具有共格性的關係，其 (101) 面與初級馬氏體的 (101) 面平行並且共格。這兩種相的 (101) 組面的平面間距幾乎相等，因而 Jack 認為二者沿着 [101] 方向具有相同的週期性關係。Jack 關於  $\epsilon$ -碳化鐵的觀測雖然被隨後的許多實驗工作所證實，但是關於兩相間的共格性所提出來的論證却並不充分。

我們最近觀測到馬氏體在回火轉變中引起一個內耗峯，這種觀測使我們體會到可以嘗試着應用內耗的測量來研究馬氏體回火轉變的機構<sup>[5]</sup>。

在有共格性存在的兩相結構中，共格界面每每發生應力感生的運動，因而引起內耗。Worrell 曾經觀察到在銅錳合金（~90% Mn）中由於孿晶界面的應力感生運動所引起的內耗峯<sup>[6]</sup>。因此，內耗的測量可以作為判斷有無共格性存在的有力工具。

下面將報告馬氏體在回火轉變中引起內耗峯的情形，進一步的實驗結果將另行報告。

## 二. 實驗裝置和試樣

測量內耗的裝置是一個扭擺<sup>[5]</sup>，振動頻率約為 2 週/秒。本實驗所用的試樣主要是由低碳鋼和 HIX15 滾珠鋼製成的。低碳鋼的化學成分除鐵以外是 0.22% C, 0.44% Mn, 0.018% Si, 0.015% P, 0.04% S。經過幾次打絲和中間的真空退火，所得試樣的直徑為 1.5 毫米，最後放在 650°C 真空中退火半小時爐冷。

試樣的加碳處理是放在通以乾氫和苯汽的高溫爐中（920°C）進行的。為了使試樣的組織均勻，在加碳完畢以後，再把試樣在真空中加熱到比加碳溫度高 20—30°C 的溫度經過 2 到 4 小時。

所用的 IX15 滾珠鋼中含有 0.96% C, 1.5% Cr, 0.29% Mn, 0.1% Ni, 0.27% Si, 0.027% P, 0.01% S. 在製成試樣時也是經過一系列的打絲和真空退火處理, 不過退火溫度是 870°C, 試樣的最後直徑是 2 毫米, 所得的試樣並未經過加碳處理.

所有試樣中的含碳量都是在處理完畢後用全燃燒分析法所測定的.

### 三. 實驗的結果與分析

#### (一) 內耗峯的發現

把低碳鋼試樣在 920°C 加碳數次, 共約 2 小時, 然後在 950°C 作均勻化處理 4 小時, 並淬入冷水中. 用全燃燒化學分析法得知試樣中的含碳量是 1.36%. 把試樣的一小段進行金相檢驗, 指出試樣中具有馬氏體和殘留奧氏體的組織. 用試樣的其餘部分在淬火後立即從室溫開始作內耗測量, 所用的頻率是 2 週/秒. 當溫度逐漸升高時, 在 130°C 附近有內耗峯出現. 此峯在 160°C 附近又復升高, 見圖 1 的曲線 I. 當測量溫度達到約 220°C 時, 使試樣在測量爐中冷卻, 然後再昇溫測量, 發現在第一次昇溫測量時在 130°C 所觀測到的內耗峯完全消逝不見, 如圖 1 的曲線 II. 曲線上的箭頭表示在連續測量中溫度改變的方向. 由曲線 II 可見, 當溫度昇得更高時, 在 235°C 附近又有內耗峯出現, 根據此峯的表現及以前實驗所得的結果, 我們認為此峯是與試樣中的淬火應力有關的<sup>[7]</sup>.

我們的注意力是放在 130°C 的內耗峯上, 這個內耗峯是第一次觀測到的. 為了消除 235°C 峯所發生的干擾, 我們由圖 1 的曲線 I 減去曲線 II, 得到虛曲線 III, 由此可見這個新內耗峯的出現溫度是在 70°C 到 170°C 之間, 相當於碳鋼第一個回火階段的溫度範圍. 我們推想內耗峯的出現可能與試樣中馬氏體的第一個階段回火轉變有關. 為了驗證這種推測, 我們把另一根經過同樣處理的試樣在淬火以後立即放在固體二氧化碳和酒精的溶液中 (-78°C) 進行冷處理, 然後開始由室溫進行內耗測量, 所得的曲線見圖 1 中的 IV, 由圖可見 130°C 內耗峯由於冷處理的關係而顯著地升高. 一般都知道冷處理手續只能使試樣中的殘留奧氏體轉變為馬氏體而並不引起其它的結構變化, 因而內耗峯的升高顯然是由於試樣中馬氏體的增加. 我們並未測量試樣中在冷處理以前所含的殘留奧

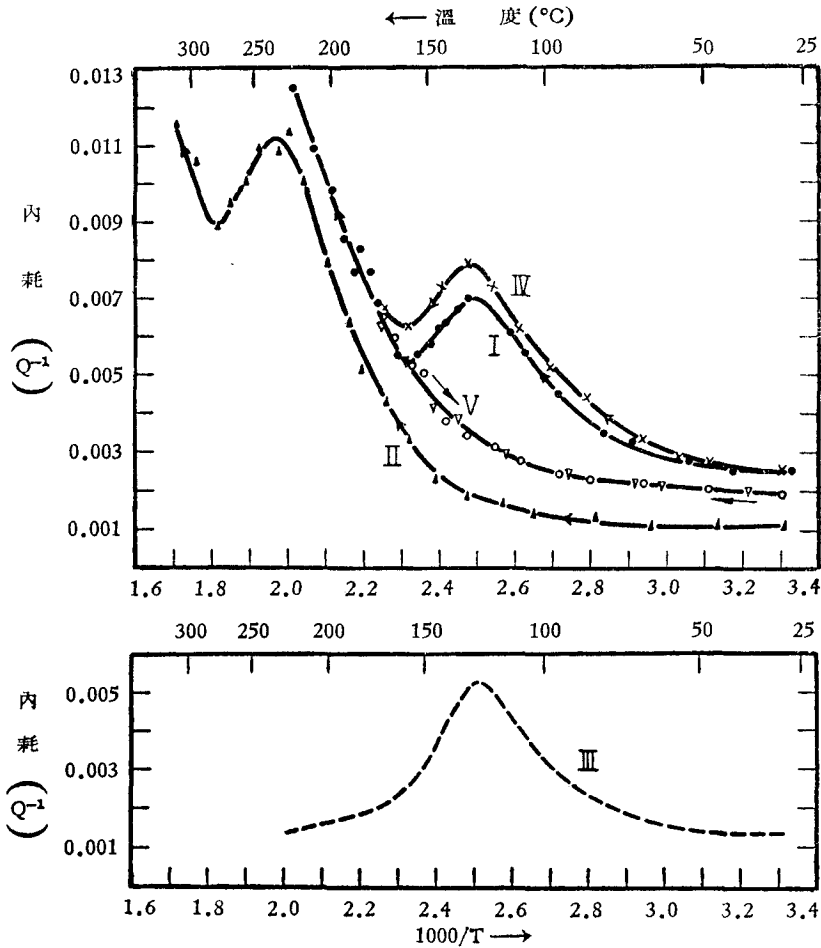


圖 1. 含碳 1.36% 的淬硬鋼在昇溫測量時內耗隨溫度的變化  
 I—在 950°C 淬火後由室溫開始昇溫測量；II—測量溫度達到 220°C 以後  
 再重新由室溫開始測量；III—曲線 I 減去曲線 II 後所得的內耗峯；IV—在  
 950°C 淬火後經過 -78°C 冷處理；V—測量溫度達到 175°C 以後再回頭測量。

氏體的量，但是根據資料上的記載，在含碳 1.4% 左右的淬硬高碳鋼中含有約 30% 的殘留奧氏體<sup>[3]</sup>。

把圖 1 的曲線 IV 昇溫測量到 170°C 立即降溫測量，則原有的 130°C 峯在降溫時完全消逝，如曲線 V 所示。再昇溫測量時，內耗完全沿着曲線 V 而變化。

上述現象具有高度的再現性。如把 130°C 峯已經消逝的試樣再經過淬火處理，則又同樣地再得到 130°C 峯。

## (二) 含碳量的影響

我們在低碳鋼中加碳，得到含碳 1.3%，1.2%，1.1%，0.72%，0.52% 和

0.29% C 的試樣。用這些試樣做實驗所得的結果指出，凡是試樣中含有馬氏體時都在 130°C 附近的溫度觀測到一個內耗峯，凡是試樣中不含馬氏體或者含有馬氏體的試樣經過低溫回火處理（約 170°C 以上）以後，便都沒有這個內耗峯。

(1) 0.72% C

用含碳 0.72% 的試樣作實驗，由 910°C 淬入冷水中，金相的觀測指出試樣具有馬氏體組織。所得的內耗曲線如圖 2，在 130—140° 之間有顯著的內耗

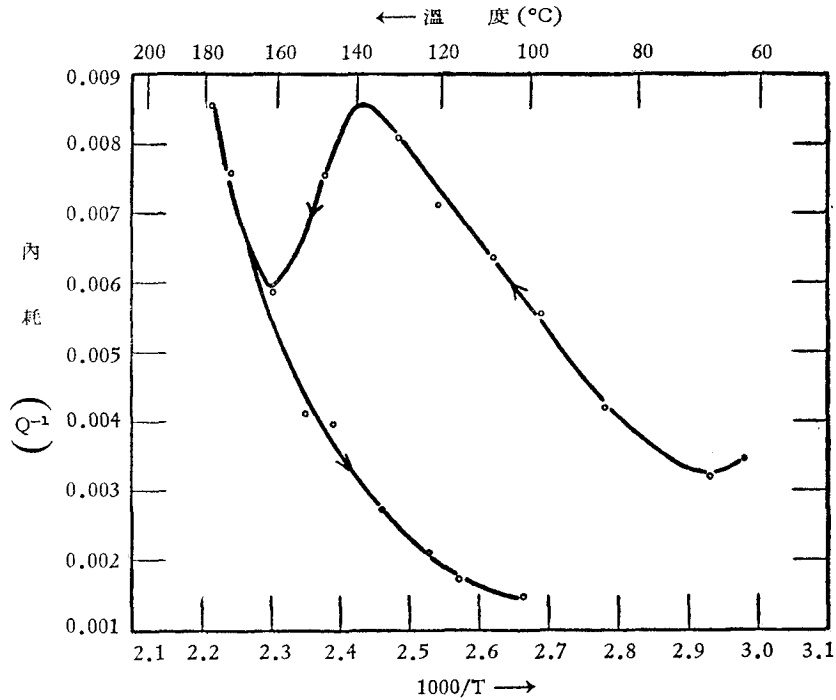


圖 2. 含碳 0.72% 的淬硬鋼 (910°C 淬火) 在第一階段回火轉變中所出現的內耗峯。昇溫測量至 170—180°C 再降溫測量，峯完全消逝。

峯出現，測量至 170—180°C 的溫度回頭測量，則內耗峯完全消逝如圖示。

(2) 0.52% C

曾用含碳 0.52% 的試樣由 910°C 淬入冷水中，得到馬氏體組織，並得到圖 3 曲線 I 所示的內耗峯，這個內耗峯在高溫部分又升高。把同種試樣由 910°C 爐冷，得到珠光體組織，並得到曲線 III，沒有 130°C 峯，也沒有 235°C 峯，由此可見在 910°C 爐冷不至於引起 235°C 峯。

曾把試樣由 720°C 淬入冷水中，這樣所得到的也是珠光體組織，沒有觀察到 130°C 峯（見圖 3 中的曲線 II）。

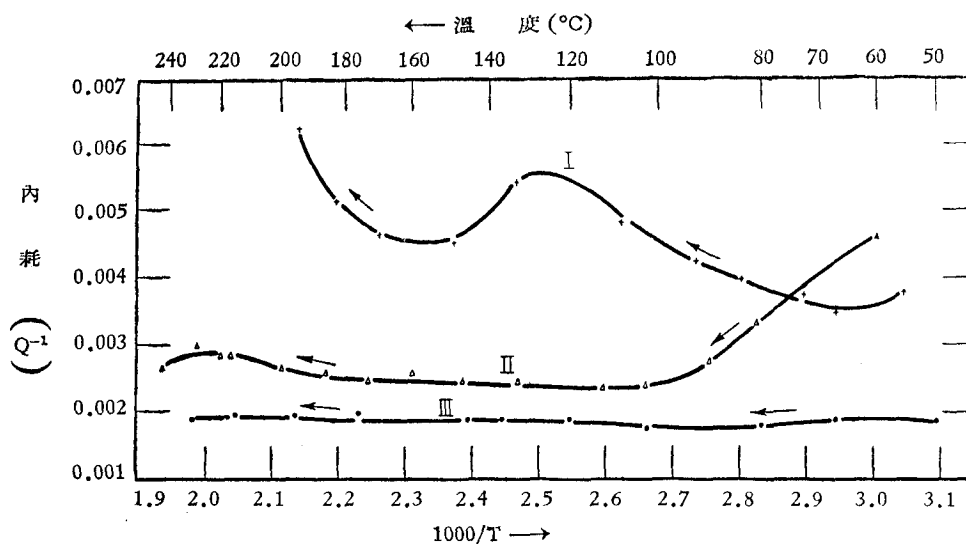


圖 3. 含碳 0.52% 的試樣經過不同熱處理後所出現的內耗  
I——910°C 淬火; II——720°C 淬火; III——910°C 爐冷。

### (3) 0.29% C

由下面一系列的實驗可以明顯地看出淬火冷卻速度和淬火溫度的影響。

把試樣由 950°C 淬入 10% 的鹽水中, 可以得到 130°C 峯如圖 4 中的曲

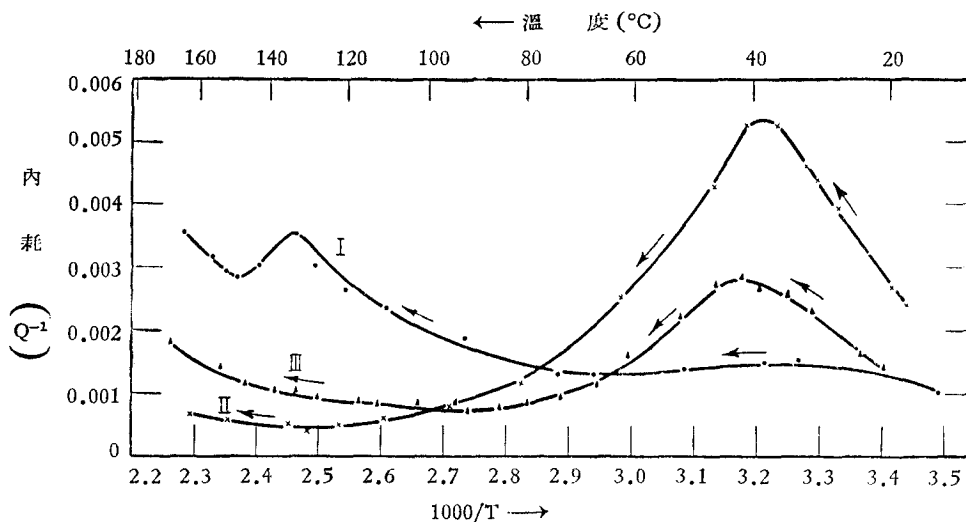


圖 4. 含碳 0.29% 的試樣經過不同熱處理後所出現的內耗  
I——由 950°C 淬入鹽水中; II——由 700°C 淬入鹽水中; III——由 950°C 淬入油中。

線 I 所示。把試樣由 950°C 淬入礦物油中則得到曲線 III 並沒有 130°C 峯。值得注意的是, 在後一種情形下, 在 40°C 附近得到一個內耗峯, 這是由於碳在

鐵素體 ( $\alpha$ -Fe) 中微擴散所引起的。40°C 峯的出現表示試樣中含有鐵素體或珠光體。圖 4 中的曲線 II 是把試樣由 700°C 淬入鹽水中所得到的。這曲線沒有 130°C 峯,但是 40°C 峯却很高,表示試樣中含有鐵素體並且其中溶有較多的碳。

曾用含碳 0.25% 的低碳鋼試樣進行試驗,在 950°C 真空處理後淬入鹽水中,沒有得到馬氏體組織。測量所得的內耗曲線見圖 5,與圖 4 中的曲線 II、

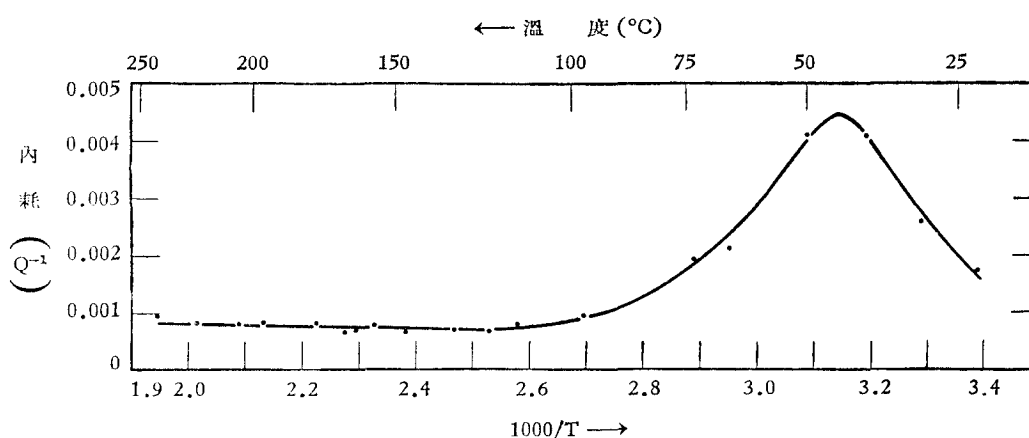


圖 5. 含碳 0.25% 的試樣 (屈氏體組織) 的內耗

III 很相似(關於 0.25% C 的試樣的進一步研究見後)。

### (三) 合金鋼的實驗

把 IIIX15 試樣由 1100°C 淬入礦物油中,從室溫起始作內耗測量,所用的頻率是 1.5 週/秒,得到圖 6 中所示的曲線 I。130°C 峯很不顯著,被 235°C 峯所掩蓋,因而僅在 130°C 附近表現有變寬的情形。把淬入礦物油中的另一試樣立即進行冷處理 (-78°C),使試樣中的殘留奧氏體部分地轉變為馬氏體,則得到圖 6 中所示的曲線 II,這時 130°C 峯已經比較顯著。當昇溫測量達到 170°C 附近再降溫測量時,這 130°C 峯完全消逝。

以上的實驗指出 IIIX15 試樣與 1.36% C 碳鋼試樣所表現的相同。由此可見碳鋼或合金鋼都因為含有馬氏體的關係而有 130°C 峯出現,也都因為低溫回火的關係而使 130°C 峯消逝。這些事實都證明 130°C 內耗峯與鋼中馬氏體的第一階段回火轉變有直接的聯繫。

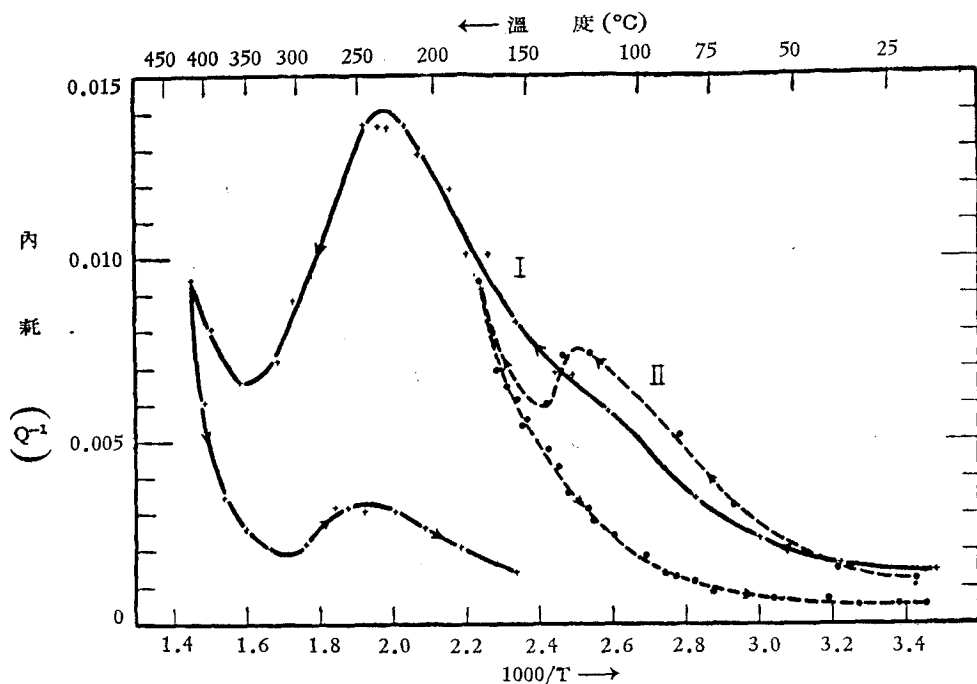


圖 6. IIIX 15 滾珠鋼試樣經過不同熱處理後的內耗  
I——由 1100°C 淬入油中；II——上述處理後立即進行 -78°C 冷處理。

#### 四. 關於低碳馬氏體 (0.25% C) 的一些實驗

爲了得到含碳均勻的試樣,我們用含碳 0.25% C 的鐸條(曾經做過碳分析)作實驗。鐸條的直徑是 2 毫米。把鐸條試樣在 930°C 處理半小時,然後淬入鹽水中。嘗試過幾次以後,能夠有把握地得到馬氏體組織,並經金相觀測所證實。用這試樣從室溫開始作內耗測量,振動頻率爲 2 週/秒,所得的曲線見圖 7 中的 I,從室溫到 160°C 都是很平坦的。在更高溫度的時候有 235°C 峯出現,表示試樣中有淬火應力存在。在 40°C 附近沒有碳擴散峯出現,表示試樣中沒有鐵素體 ( $\alpha$ -Fe)。

在圖 7 中的曲線 I 上沒有 130°C 峯出現,這是很值得注意的。如果所用的試樣基本上是由含碳 0.25% 的馬氏體組成的,那麼根據 130°C 峯的不出現,似乎可以認爲含碳 0.25% 的馬氏體在第一個回火階段中並不形成與母體具有共格性的  $\epsilon$ -碳化鐵,因而也就不能引起由於共格性的關係所引起的內耗。總結以上的結果,可見在含碳 0.29—1.4% 的淬硬試樣中都有 130°C 峯出現,而在含碳 0.25% 的淬硬試樣中則沒有 130°C 峯出現。如果上述的看法是對的,這就



意味着含碳 0.29—1.4% 的淬硬試樣在第一階段回火轉變中形成  $\epsilon$ -碳化鐵，而含碳 0.25% 的試樣則否。由此我們可以得到以下的推論，即碳鋼在回火第一階段中的一種固定產物是含碳 0.25—0.29% 的馬氏體（另一產物是  $\epsilon$ -碳化鐵）。

前面已經說過，庫爾久莫夫院士等根據 X 射線的研究發現了碳鋼在第一回火階段中產生作為中間相的低碳馬氏體（含碳 0.25% C）。他們的實驗是用單晶馬氏體所作的。在他們這項工作以前，許多用多晶體所作的實驗都得出令人混淆的結果。由以上的討論可見，用內耗測量能够在多晶體的情形得到關於這個問題的確切知識。

用含碳 0.25% 的鋼條試樣作完圖 7 中的曲線 I 達到約 280°C 後，把試樣在測量爐中冷卻。隨後又從室溫開始測量，發現內耗曲線由 120°C 起始漸漸升高（見曲線 II）。繼續昇溫測量，235°C 峯較曲線 I 降低，測到 300°C 附近後降溫測量，235°C 峯更為降低，但是出人意料之外，在 150°C 却有顯著的內耗峯出現如曲線 III 所示。再作昇溫測量時，在 140°C 附近觀測到一個較曲線 III 為低的內耗峯如曲線 IV 所示（所用的振動頻率是 0.46 週/秒，較以前為低），作到 180°C 附近再回頭測量，得到一個更低的內耗峯如曲線 V 所示。再重複昇溫降溫測量數次，最後內耗峯完全消逝。

曾把低碳鋼試樣加碳到 0.25%，經過長時間的均勻處理，然後由 930°C 淬入鹽水中，得到馬氏體組織。用這個試樣進行與圖 7 中相同的一系列實驗，得到相同的結果如圖 8 所示。在曲線 I 上也沒有 130°C 內耗峯出現。昇溫測量到 280°C 附近以後爐冷，然後再由室溫起始測量，所得的曲線 II 在 120°C 以後有顯著的漸漸升高的情形。作到 260°C 以後再回頭做，也在 150°C 附近得到一個明顯的內耗峯如曲線 III 所示。這個內耗峯嗣後隨着昇溫和降溫測量而變化的情形，完全與圖 7 中所示的相同。

由以上的結果可認為低碳馬氏體（0.25% C）在較高的溫度（例如 300°C 附近）回火以後轉變成一種具有共格性、可以產生內耗的產物。這顯然相當於第三個回火階段。要得到顯著的內耗峯，試樣必須在一個適當高的溫度下回火一定長的時間。例如在測量圖 7 和圖 8 中的曲線 I 時，試樣的溫度只達到了 280°C 附近便開始爐冷，因而再由室溫開始測量時，只在 120°C 附近觀察到內耗曲線漸漸升高（曲線 II），而惟有再昇到較高溫度，或者使試樣得到更長時間的回火以後，才能够得到顯著的內耗峯。但是另一方面，如果回火的溫度太高或回火時

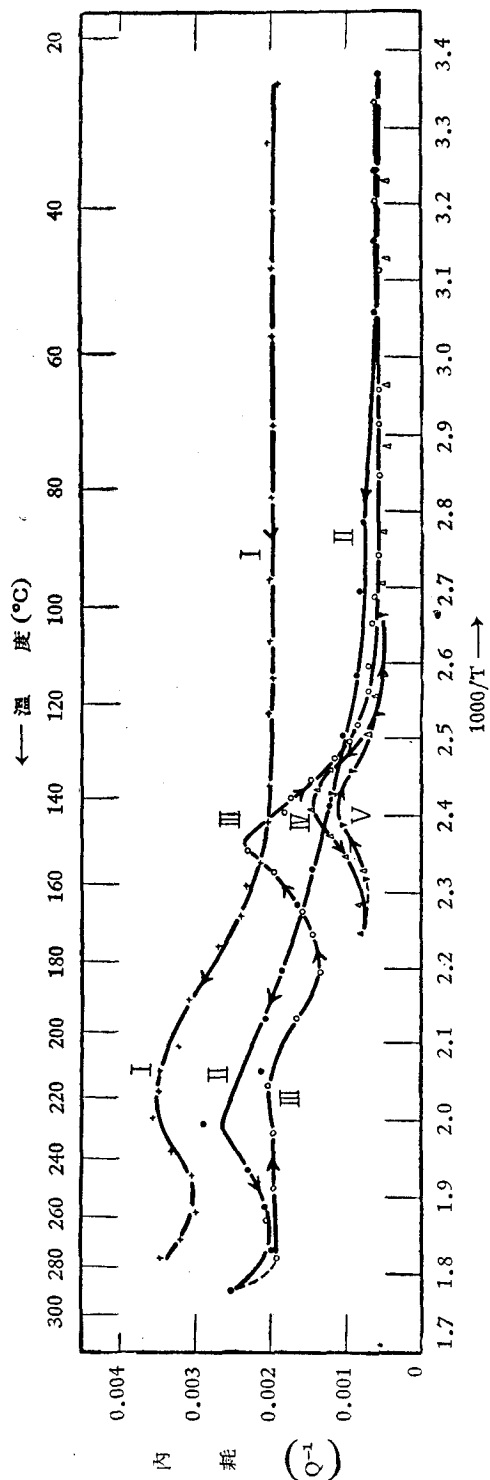


圖 7. 含碳 0.25% 的鋼條試樣經過不同熱處理後的內耗  
 I——由 930°C 淬入鹽水中 (馬氏體組織); II——在 280°C 回火後; III——作完曲線 II 後降溫測量; IV——作完曲線 III 後再昇溫測量;  
 V——作完曲線 IV 後降溫測量, 振動頻率: I, II, III——2 週/秒; IV, V——0.46 週/秒。

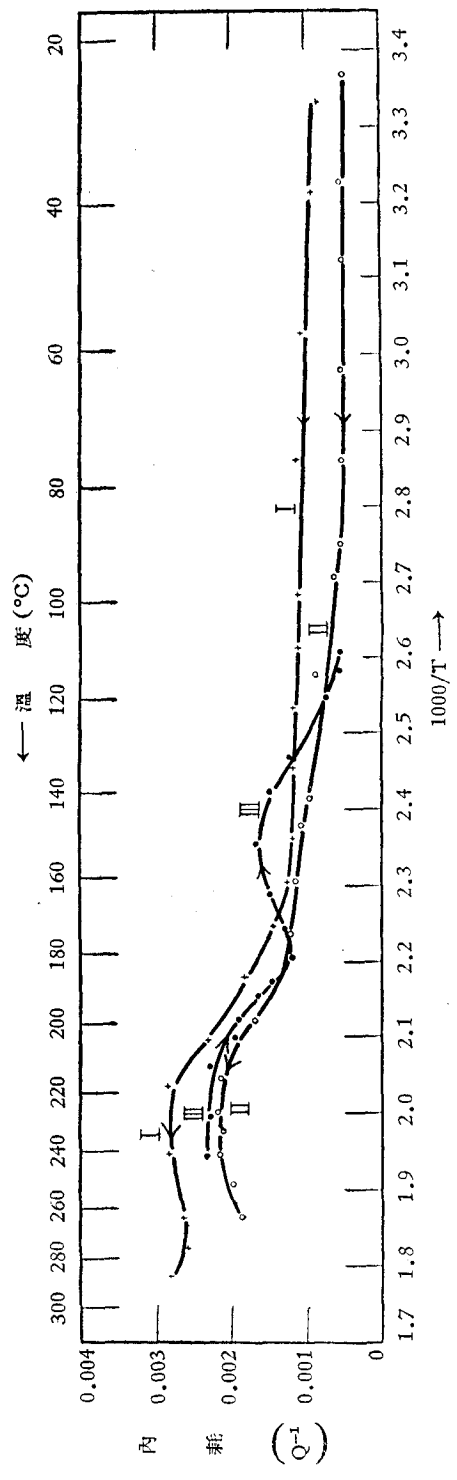


圖 8. 含碳 0.25% 的碳鋼試樣經過不同熱處理後的內耗  
 I——由 930°C 淬入鹽水中 (馬氏體組織); II——在 260°C 回火後; III——作完曲線 II 後降溫測量。

間太長，內耗峯也就反而降低，這可能是由於共格性被破壞的關係。

關於低碳馬氏體在第三個回火階段的轉變產物，過去曾有人用電子顯微鏡作過一些工作<sup>[8]</sup>。用含碳 0.15% 的試樣作實驗，在 205—315°C 回火 1 小時後觀察到碳化物的形成。根據上述的內耗實驗，我們不但可以認為這種轉變產物與母體具有共格性的關係，也可以認為這種轉變產物並不是  $\epsilon$ -碳化鐵。二者雖然都與母體保持共格性關係，但是它們所引起的內耗峯的表現却截然不同。在  $\epsilon$ -碳化鐵的情形，內耗峯在由 170°C 降溫測量時便完全消逝，這表示產生內耗所依據的共格性在經過 170°C 的回火處理以後便完全被破壞。然而在低碳馬氏體轉變產物的情形，內耗峯是由 300°C 降溫測量時所觀測到的，這表示它與母體的共格性關係並不因為在 300°C 的回火處理而破壞。

上述內耗實驗的另一推論是含碳 0.25% 的馬氏體在 300°C 附近回火以後並不形成鐵素體，因為在這種回火處理以後並沒有觀測到 40°C 附近的碳擴散峯（見圖 7, 8）。

關於這個低碳馬氏體回火轉變內耗峯的詳細情形，我們正在進行進一步的研究。

## 五. 討 論

### （一）關於內耗峯的機構

要了解 130°C 內耗峯的確切機構有待於進一步的系統的實驗。下面只提出一個初步的看法，這個看法的出發點是假定所觀測的內耗是由於  $\epsilon$ -碳化鐵與母體的共格界面的應力感生移動所引起來的。當所用的碳鋼試樣經過適當的淬火處理以後，試樣中主要是馬氏體組織，或者在高碳鋼的情形，主要是馬氏體和殘留奧氏體組織。由室溫起始作內耗測量，當溫度漸漸升高達到 80°C 附近時，試樣中的馬氏體開始轉變為低碳馬氏體（含碳 0.25%）和  $\epsilon$ -碳化鐵。 $\epsilon$ -碳化鐵的出現引起內耗。當溫度由 80°C 繼續升高時，所形成的  $\epsilon$ -碳化鐵增多，因而內耗也增高。但是溫度越高， $\epsilon$ -碳化鐵與母體的共格性也越容易被破壞，這種共格性一旦被破壞以後便不能引起內耗。因此，內耗峯的產生可能是由於上述兩種互相矛盾的傾向在鬥爭的結果。內耗峯的巔值之所以出現在 130°C 附近，可能是由於在這個溫度範圍內，所形成的  $\epsilon$ -碳化鐵已經相當多但是又不至於過度地破壞了  $\epsilon$ -碳化鐵與母體的共格性。事實上，我們曾經觀測到這個內

耗峯的位置並不是十分固定的,而是受到測量速度(即在某一溫度停留時間的長短)的影響。

共格界面的應力感生移動具有一定的弛豫時間,應該引起一個穩定的內耗峯。因此,我們認為所觀測的  $130^{\circ}\text{C}$  峯可能是在一個穩定的內耗峯上疊加了兩種互相矛盾變化的因素。

我們正在根據上述的初步看法進行系統的實驗,並且根據  $130^{\circ}\text{C}$  峯兩側的內耗值隨回火時間而變化的情形來研究  $\epsilon$ -碳化鐵的形成與其共格性破壞的動力學。

## (二) 關於內耗峯的另一些實驗

我們曾經用含碳  $0.72\%$  的試樣進行空冷處理,得到一些不容易解釋的結果。把試樣由  $910^{\circ}\text{C}$  空冷後,從室溫起始測量,得到圖 9 所示的內耗曲線。內

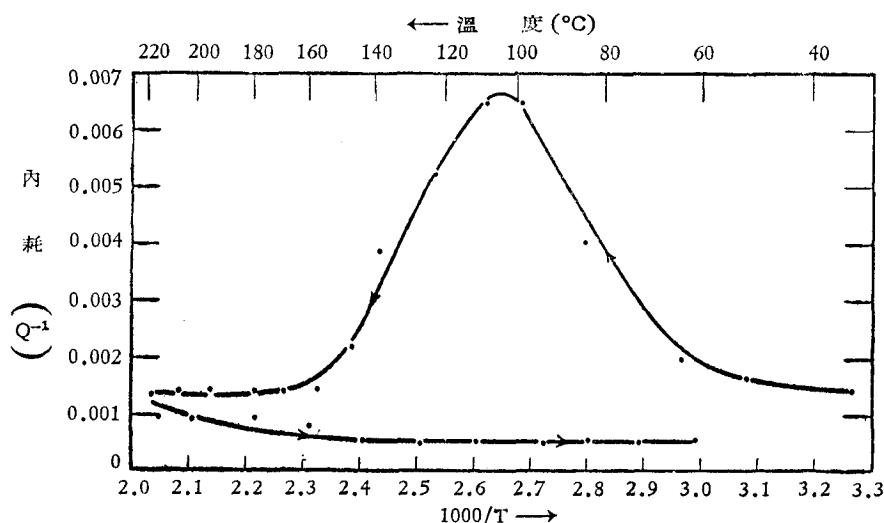


圖 9. 含碳  $0.72\%$  由  $910^{\circ}\text{C}$  空冷的試樣在昇溫測量中所出現的內耗峯及其消逝

耗峯是十分顯著的,但是出現的溫度約在  $110^{\circ}\text{C}$  左右(所用的振動頻率仍是 2 週/秒)。這個內耗峯有一個顯著的特點,即高溫部分並不再升高,前述的  $235^{\circ}\text{C}$  峯(見圖 1)並不出現。這可能是由於空冷並不能如同淬火那樣在試樣中引起足夠的內應力,因而也就不能引起  $235^{\circ}\text{C}$  峯。另一方面由於試樣中所含的碳足夠多,所以空冷也夠使試樣具有馬氏體組織,因而有  $130^{\circ}\text{C}$  峯出現。可惜我們未曾對於這個空冷試樣進行金相檢驗,因而不能夠肯定地說它具有馬氏體組織。

用空冷的方法得到  $110^{\circ}\text{C}$  峯並沒有把握，這可能是由於條件很難控制的緣故。另一次是用在  $910^{\circ}\text{C}$  加碳 1 小時後空冷的試樣作內耗測量，得到如圖 10

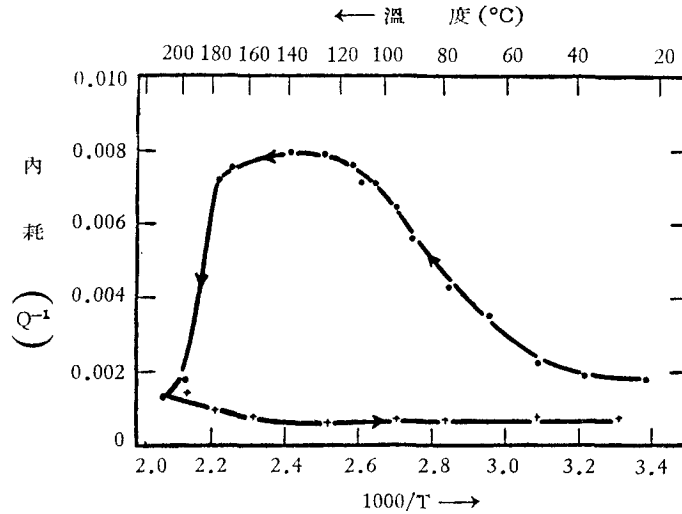


圖 10. 含碳 0.72—1.00% 由  $910^{\circ}\text{C}$  空冷的試樣在昇溫測量中所出現的內耗峯及其消逝

所示的形狀奇特的內耗峯，這個內耗峯在高温部分也不再升高，回頭測量時峯也完全消逝。我們接着又用這個試樣進行其它的試驗，未能測定它的含碳量，但是根據加碳温度和加碳時間來推測，它的含碳量應在 0.72% 到 1.0% 之間。

在本項工作開始的初期，本所金屬物理研究室金屬形變組的一些同志曾經做過一些實驗工作，在研究工作進行中曾經得到本所許多位同志的幫助和討論，又本實驗中所用的低碳鋼是鞍山鋼鐵公司供給的，謹此一併表示我們的謝意。

### 參 考 文 獻

- [1] 關於馬氏體回火轉變的一般敘述請參看：古里亞耶夫著，金屬學上冊（石霖譯，機械工業出版社出版，1954），193 頁。
- [2] Курдюмов, Г., и Лысак, Л., *ЖТФ*, **19** (1949), 525.
- [3] Roberts, C. S. Averbach, B. L. and Cohen, M., *Trans. ASM*, **45** (1953), 576.
- [4] Jack, K. H., *J. Iron Steel Inst.*, **169** (1951), 26.
- [5] 葛庭燧, 科學通報, 1954 年 12 月, 20 頁。
- [6] Worrell, F., 見 Zener, C., *Elasticity and Anelasticity of Metals* (University of Chicago Press, 1948), pp. 159—163.
- [7] 葛庭燧, 容保粹, 王榮寧, 物理學報, **11** (1955), 91.
- [8] Lement, B. S. Averbach, B. L. and Cohen, M., *Trans. ASM*, **46** (1954), 851.

## INTERNAL FRICTION PEAKS ASSOCIATED WITH THE TEMPERING OF MARTENSITE IN STEELS

KÊ T'ING-SUI (T. S. KÊ) and MA YING-LIANG

*(Institute of Metal Research, Academia Sinica)*

### ABSTRACT

Internal friction in hardened carbon steels was measured with a torsion pendulum and an internal friction peak was observed around 130°C when measurements were taken from room temperature upwards. This peak disappeared completely after the temperature of the specimen reached 170°C. This phenomenon was observed in carbon steels containing carbon ranging from 0.29% to 1.4%, and also in an alloy steel. The appearance of this internal friction peak seems to indicate that the transformation product ( $\epsilon$ -carbide) formed in the first-stage tempering of martensite is in coherence with its parent phase, and the origin of internal friction is the stress-induced movement of the plane of coherence.

The above-mentioned internal friction peak was not observed in 0.25% carbon steel specimens having a martensite structure. However, after such a specimen has been tempered at a temperature around 300°C, an internal friction peak was observed around 150°C. This indicates that the transformation product formed in martensite containing 0.25% carbon in the third-stage tempering is in coherence with its parent phase. Since the internal friction peak associated with this transformation product behaves differently from that associated with this  $\epsilon$ -carbide, so it may be concluded that this transformation product is not  $\epsilon$ -carbide.