

## 鋼中含氫所引起的內耗峯\*

葛庭燧 \* 容保粹

(中國科學院金屬研究所)

### 提 要

鋼的內部髮裂已經公認為與鋼中的氫氣有關。現有的理論認為這是由於氫氣聚集於鋼中的內部缺陷產生破裂壓力所引起,然而關於缺陷的性質和引起內部髮裂的詳細機構迄今還沒有明確的了解。本文嘗試用內耗測量的方法來研究這個問題。初步實驗的結果指出:

- (1) 氫在鋼中可以引起內耗峯(將內耗表示為測量溫度的函數時);
- (2) 輕微冷加工或保溫對於內耗峯的顛值溫度有顯著的影響,這表示所得的內耗峯與鋼中的缺陷和應力狀態有關係;
- (3) 所得的內耗峯表現有反常的振幅效應,即在一定的觀測溫度時,如將內耗表示為外加應力的函數,則也得到一個內耗峯。這與本文作者之一以前在鋁銅合金中所觀測到的反常內耗峯的性質和表現相同,因而所得的內耗峯可能是由於氫與鋼中的原子脫節的交互作用所引起來的。

### 一. 引 言

在廿年以前,蒲菲 (Pfeil)<sup>[1]</sup> 發現了在稀硫酸中浸漬過的鐵很容易發生斷裂。後來有很多人把鋼和鐵放在氫氣中加熱或者放在稀硫酸中電解作陰電極,然後研究氫氣在鋼鐵中所引起的損害,特別是變脆和內部髮裂。這些研究雖然在某些特殊事例中,關於如何防止氫氣在鋼鐵中所引起的損害提出了一些經驗上的辦法,但是關於這個問題的基本原因却很少了解,因而也就不能徹底解決這個嚴重影響鋼鐵質量的變脆和髮裂問題。安周 (Andrew) 和李薰等<sup>[2]</sup> 關於這方面曾作過詳盡的研究,指出鋼的變脆和內部髮裂是彼此相關的現象,都與鋼中的含氫有直接關係,不同之處是使鋼變脆所需的含氫量較形成髮裂的為少。一般

\*1954 年 3 月 16 日收到。

地來說,含氫較多的鋼固然較含氫較少的鋼為易裂,但是由於鋼材的成分或其過去加工和加熱歷史之不同,含氫量高的鋼並不一定形成髮裂。安周和李薰認為鋼的髮裂是由於氫氣聚集於鋼中的內部缺陷或次級結構邊界中產生破裂壓力所引起。因此,雖然氫氣是產生髮裂的主要原因,但是鋼中的應力狀態和內部缺陷也有一定的重要性,因為它們可以影響氫在鋼中的擴散度和溶度。要解決鋼中形成髮裂的原因和機構,一方面要了解氫在鋼中擴散的情形,另一方面要了解鋼中的缺陷和次級結構的性質及其對於氫的擴散度和溶度的影響。本文初步嘗試用內耗測量的方法來研究這個問題。

在振動中的固體,即便是很好地和它的周圍隔絕起來,它的振動能也會漸漸地消耗,這種內在的能量消耗叫做內耗。近年來內耗的測量已經成為作金屬研究的有力工具,被用來研究金屬的內在結構及結構變化,被用來研究原子在金屬中的擴散情形(尤其在較低溫度時)。幾年前本文作者之一用含銅千分之五的鋁樣品作內耗測量,發現樣品在冷加工並經過適當的退火以後有一種反常的內耗發生<sup>[3]</sup>。在一定的觀測溫度時,如將內耗表示為外加應力的函數,則得到一個內耗峯;在一定的外加應力下,如將內耗表示為觀測溫度的函數,則也得到一個內耗峯。這個實驗的發現與原子脫節說的要求相合,因而可以認為是金屬中有原子脫節的實驗證據,同時也給金屬中缺陷的研究指出了一個新方向。

我們最近在應用內耗測量方法研究鋼的變脆機構的過程中,發現了氫在鋼中可以引起內耗峯。這內耗峯對於鋼的冷加工和熱處理歷史很敏感,指出了這內耗峯與鋼中的缺陷和應力狀態有關係。這內耗峯的性質和表現與鋁銅合金中的內耗峯很相似,因而它很可能是由於氫與鋼中的原子脫節的交互作用所引起來的。

下面將報告我們關於這方面所得到的一些初步結果。從這初步的嘗試中我們已經能夠體會到這個研究方向的豐富性。

## 二. 實驗裝置和樣品

作內耗測量所用的裝置是一個扭擺,樣品為線狀,直徑約為 1.7 毫米,長 30 厘米,振動的頻率約為每秒鐘一次。詳細的裝置和測量手續已經在從前描述過<sup>[4]</sup>。測量內耗所用的量度是  $Q^{-1} = \delta/\pi$ ,  $\delta$  是對數減縮量。

在內耗測量中樣品表面所發生的最大切應變不超過  $3 \times 10^{-5}$ , 這遠比所用樣

品的屈服應變為小，因而這些內耗的測量都是在彈性範圍內舉行的。

樣品溫度的控制和測量約在  $\pm 2^{\circ}\text{C}$  左右。

試驗所用的樣品是由 38 XM10A 和 38 XA 兩種鋼材所製成。兩種鋼的成分如下：

| 鋼 種      | C         | Cr        | Mn      | Si        |
|----------|-----------|-----------|---------|-----------|
| 38 XMtOA | 0.35—0.42 | 1.35—1.65 | 0.3—0.6 | 0.17—0.37 |
| 38 XA    | 0.34—0.42 | 0.8—1.1   | 0.5—0.8 | 0.5—0.8   |

| 鋼 種      | S, P  | Ni   | V       | Al      | Mo        |
|----------|-------|------|---------|---------|-----------|
| 38 XMtOA | ≤0.03 | ≤0.4 | ~       | 0.7—1.1 | 0.15—0.25 |
| 38 XA    | ≤0.03 | ≤0.4 | 0.1—0.2 | ~       | ~         |

鋼材在供給時的狀態是經過軋製直徑約為 2.5 厘米的圓棍。在車床上切削至直徑約 3 毫米後，再用一系列的拉線模子拉到直徑 1.7 毫米。最後一次退火是在  $1000^{\circ}\text{C}$  數分鐘後爐冷。

### 三. 新內耗峯的發現

我們在開始實驗時，曾連續在加氫後的鋼中發現過五次內耗峯，詳細的經過如下：

把在  $1000^{\circ}\text{C}$  退火後爐冷的 38 XM10A 樣品放在  $720^{\circ}\text{C}$  的溼氫氣氛中處理 10 分鐘，然後仍保持在溼氫氣氛中爐冷。用此樣品作內耗試驗，所用的頻率為 1.7 週/秒。當試驗溫度漸漸增高時，發現在  $130^{\circ}\text{C}$  附近有一內耗峯（見圖 1）。由圖可見在  $40^{\circ}\text{C}$  附近尚有一較低的內耗峯。根據已往的實驗結果來判斷，這個低內耗峯是由於碳或氮在體心鐵中的應力感生擴散所引起來的<sup>[5]</sup>。在  $130^{\circ}\text{C}$  的高內耗峯則是第一次的發現。

將上述的樣品再在  $720^{\circ}\text{C}$  的溼氫中處理 10 分鐘後爐冷。再作內耗測量時，在  $140^{\circ}\text{C}$  附近發現了一個極高的內耗峯，內耗峯的顛值達到 0.03（見圖 2）。將測量溫度繼續升高至  $580^{\circ}\text{C}$  再使溫度降低並作內耗測量，發現原在  $140^{\circ}\text{C}$  的極高內耗峯完全消逝不見。

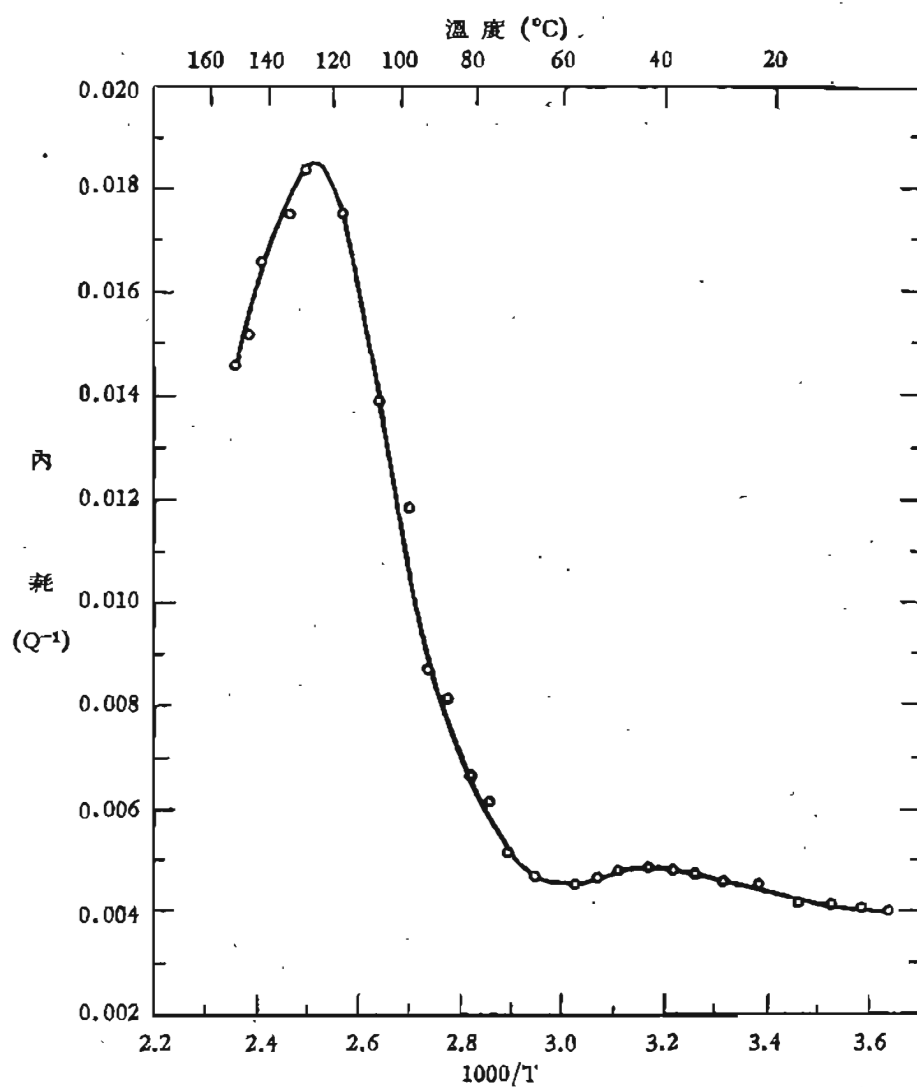


圖 1. 在 38 XMtOA 鋼樣品中高溫加氫所得的內耗峰。樣品在 720°C 氫氣中處理 10 分鐘，在氫氣中爐冷。振動頻率 = 1.7 週/秒。

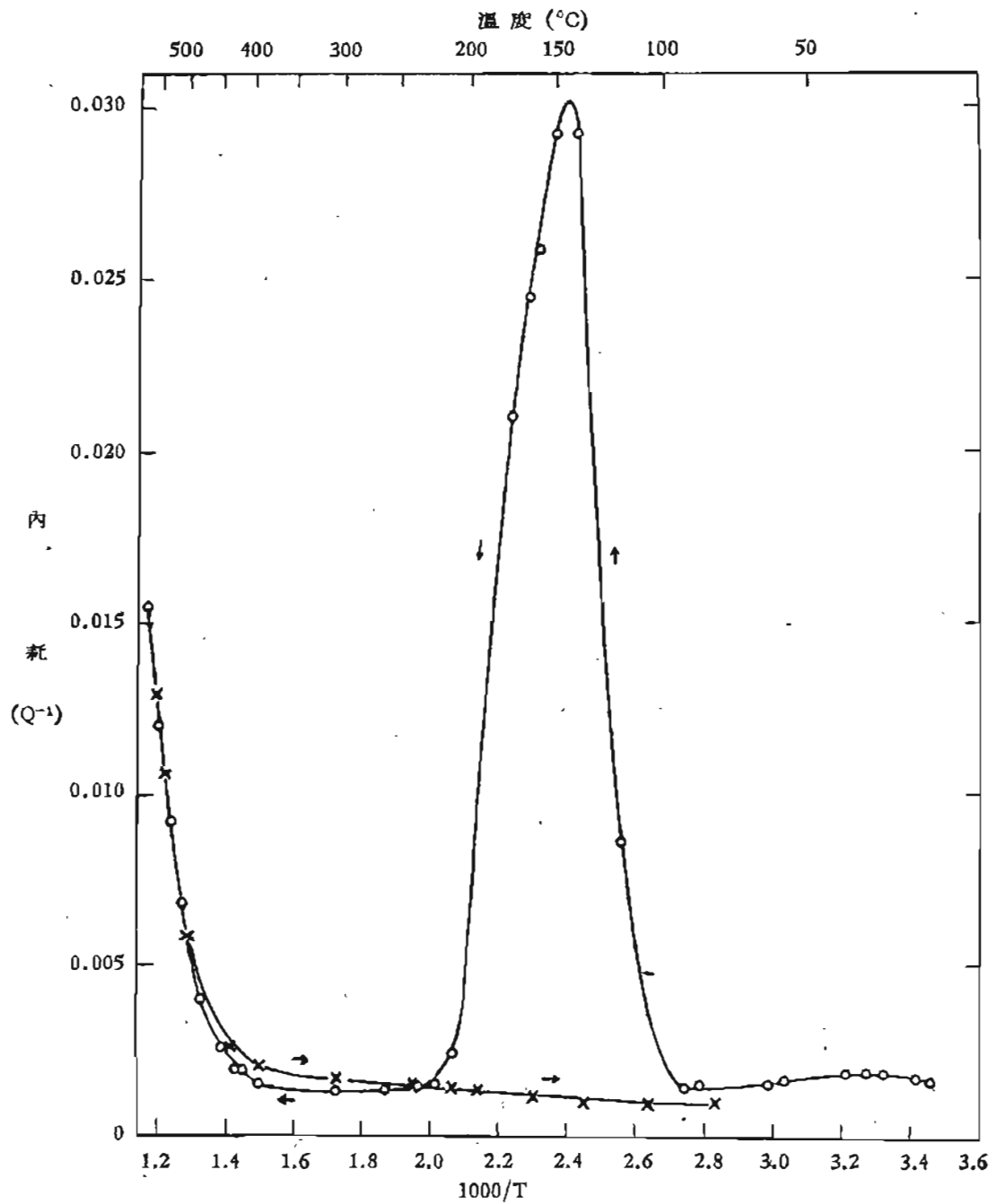


圖 2. 在 38 XM10A 鋼樣品中高溫加氫所得的內耗峯。圖 1 的樣品又在濕氫中處理 10 分鐘，爐冷。振動頻率 = 1.7 週/秒。圖中箭頭表示測量的順序。

將此樣品作第三次溼氫處理後又得到一個較低的內耗峯（顛值溫度約為  $140^{\circ}\text{C}$ ）。

在室溫用電解法在另一 38 XM10A 樣品中加氫。這個樣品在製成時所受的加工和熱處理與第一個樣品相同。電解加氫的方法是以鉑絲為正極，以樣品為負極，浸漬於 5% 的稀硫酸中通以 2 安的電流約 1 小時，電流密度約為 0.11 安/平方厘米。用加氫後的樣品作內耗測量，當溫度上升時在  $140^{\circ}\text{C}$  保溫 1 小時（由於實驗條件的關係），發現在  $275^{\circ}\text{C}$  附近有一內耗峯（見圖 3）。當溫度上升至  $300^{\circ}\text{C}$  再降低時，此內耗峯亦消逝不見。

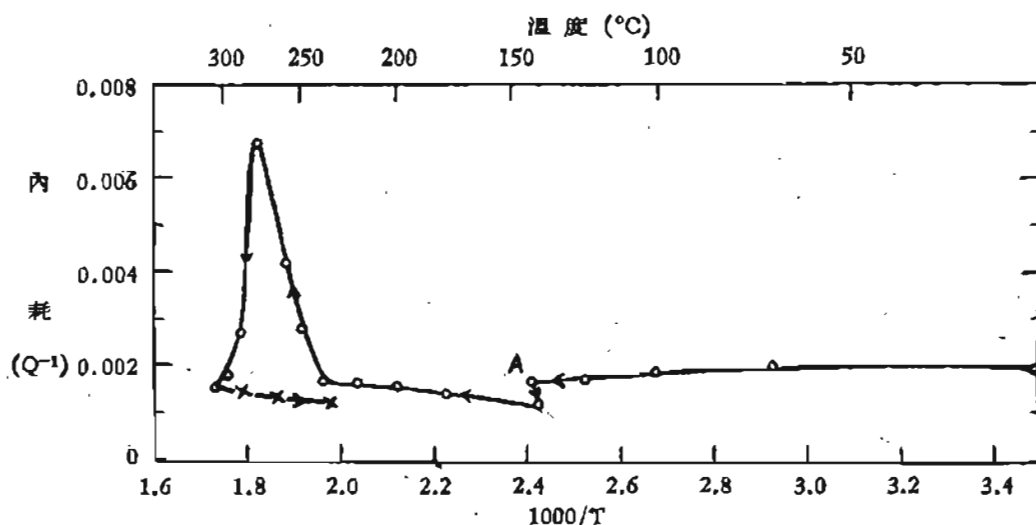


圖 3. 在 38 XM10A 鋼樣品中室溫電解加氫所得的內耗峯。振動頻率 = 1.7 週/秒。圖中箭頭表示測量的順序。當溫度上升時會在圖中所示的 A 處保溫 1 小時。

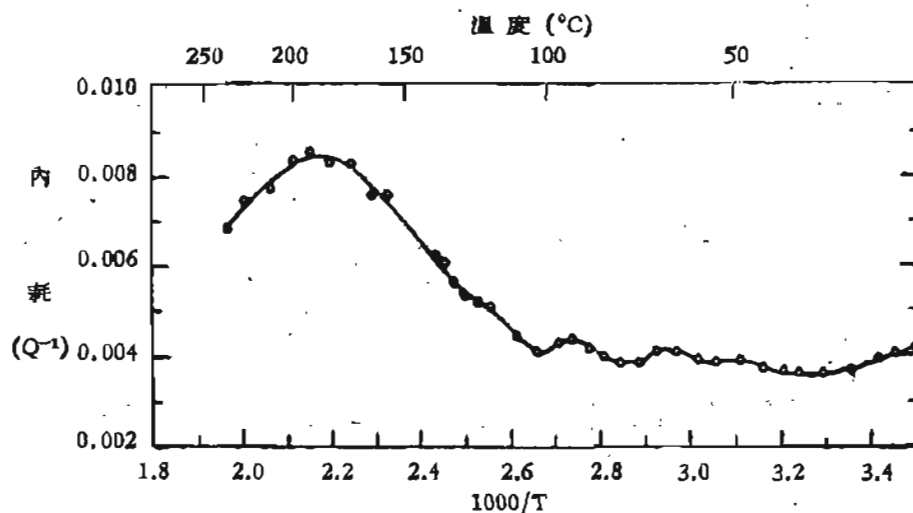


圖 4. 在 38 XA 鋼樣品中高溫加氫所得的內耗峯。樣品在  $900^{\circ}\text{C}$  乾氫中處理 10 分鐘，然後淬入冷水中。振動頻率 = 1.7 週/秒。

將經過同樣加工和熱處理所製得的 38 XA 樣品在  $900^{\circ}\text{C}$  乾氫中處理 10 分鐘後淬入冷水中，作內耗測量時在  $190^{\circ}\text{C}$  附近也發現了一個內耗峯（見圖 4）。

## 四. 進一步的實驗和分析

### （一）所發現的內耗峯是由於鋼中的氫所引起的

前節敘述了發現內耗峯的經過。我們用高溫加氫的方法曾經四次得到內耗峯。但是室溫電解加氫的實驗更能肯定地說明內耗峯的出現是由於加氫的關係，因為在室溫電解加氫的過程中，除去有氫進入樣品以外，樣品中並不至於發生結構的變化。既然樣品在室溫電解加氫後也有內耗峯出現，可見這內耗峯是由於鋼中的氫所引起的。為了確切地證明這個論斷，我們把在高溫加氫得到內耗峯後的 38 XM10A 鋼樣品放在真空（真空度約為  $10^{-3}$  毫米水銀柱高）中加熱，在  $650^{\circ}\text{C}$  保溫，然後爐冷，為的是抽去樣品中的氫。在這種處理後的樣品表面很光亮，表示樣品並沒有被氧化。我們用這經過高溫真空處理過的樣品再作內耗測量，從室溫到  $500^{\circ}\text{C}$ ，往復升降溫度兩次，並在  $200^{\circ}\text{C}$  保溫 43 小時，並沒有發現內耗峯的踪跡。圖 5 中的兩條曲線分別表示高溫真空處理前和後的情形。最後我們又把高溫真空處理後的樣品再來電解加氫。加氫幾次以後又得到了內耗峯。這些實驗說明了 38 XM10A 鋼樣品中的內耗峯的起因是由於鋼中的含氫。關於 83 XA 鋼樣品中的內耗峯我們正在作進一步的實驗。

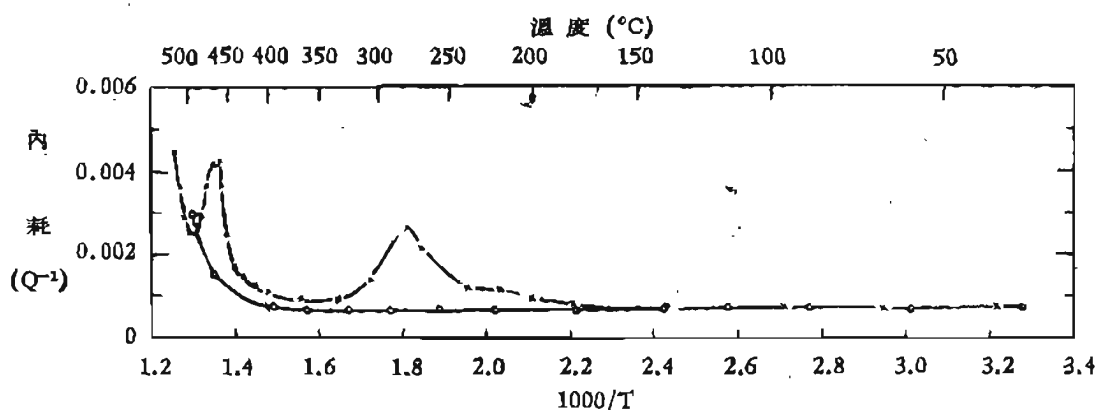


圖 5. 在 38 XM10A 鋼樣品中室溫電解加氫所得的內耗峯 (x) 及其在  $650^{\circ}\text{C}$  真空加熱處理後的消逝 (o)。振動頻率 = 0.87 週/秒。

### （二）鋼中所含的氫的外逸和“內隱”問題

在第三節中我們曾提到，在樣品的溫度上升時所測得的內耗峯，當樣品達到

某一較高的溫度再降低時，內耗峯便消逝不見，這種現象的原因可能有兩種：

(甲) 當樣品溫度升高時，樣品中所含的氫的一部分或絕大部分逸出樣品以外，因而不能再產生內耗。上述的高溫真空處理便屬於這一類的情形。在這項處理中，樣品在  $650^{\circ}\text{C}$  的溫度下在真空中保持了 4 小時。經過這種處理以後，鋼中原來所含的氫可以說基本上已經完全逸出樣品以外。

(乙) 另一種情形是當樣品的溫度升得並不很高，所停留的時間又不很長，因而在此期間內只能有很少一部分的氫逸出樣品以外，而其餘的氫則雖然仍保留在樣品以內，但却處於一種不能引起內耗的狀態。

在圖 3 的情形，我們得到  $275^{\circ}\text{C}$  附近的內耗峯時，把溫度升高到  $300^{\circ}\text{C}$  以後立刻回頭，這中間所經歷的時間不到 15 分鐘，然而內耗峯却完全消逝不見。把溫度再升高時，內耗峯又重新出現，不過峯的位置略有改變，峯高略有降低，形

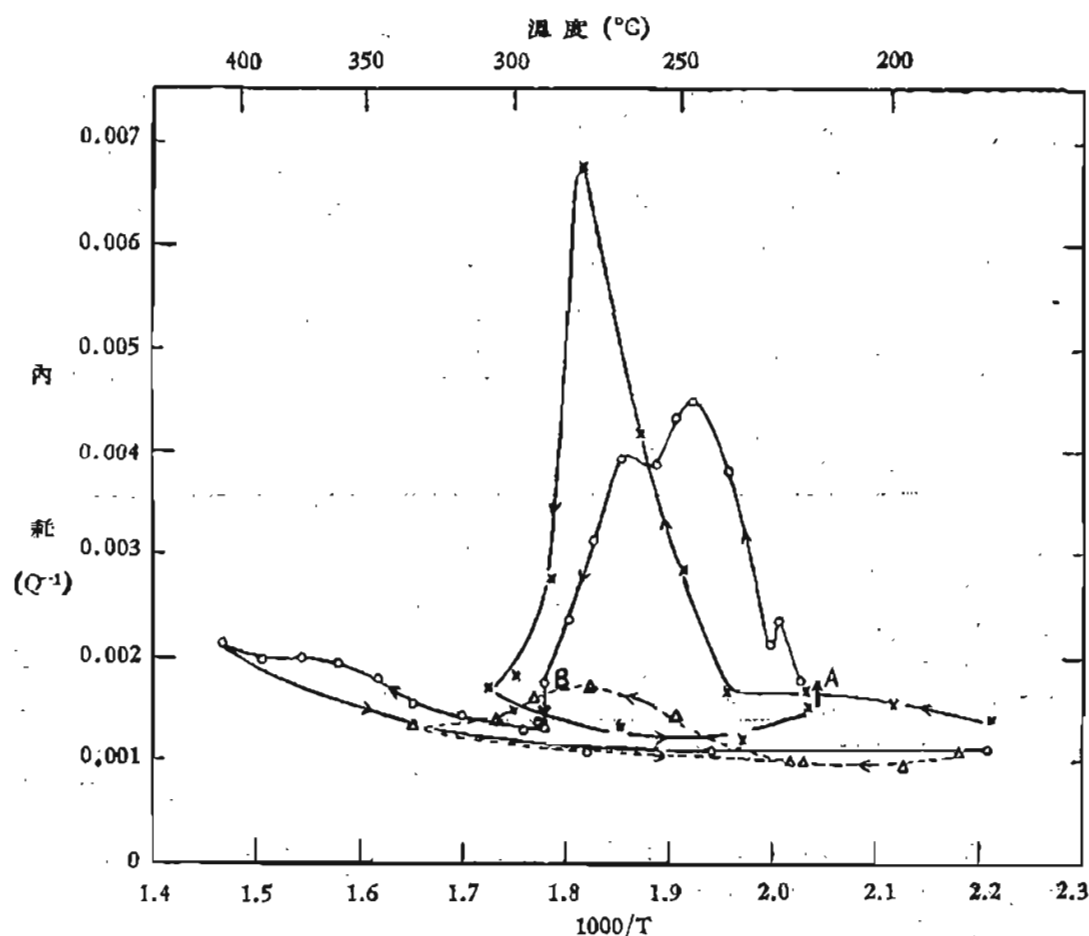


圖 6. 圖 3 所示的內耗峯在溫度往復升降時的時現時隱。× 表示第一次溫度上升及下降所作測量；○ 表示第二次溫度上升及下降所作測量，在 A 處及 B 處曾保溫約 20 分鐘；△ 表示第三次溫度上升及下降所作測量。振動頻率 = 1.7 週/秒。

狀也和以前不相同(圖 6)。再次得到內耗峯以後又回頭再作,發現內耗峯又消逝不見。再升高溫度時又得到一個內耗峯。如此往返數次,每次都是溫度上升時得到內耗峯,溫度下降時則消逝不見。由這一系列的實驗可以斷定,在每次往返中,當溫度下降時內耗峯的消逝並不是由於鋼中的氫完全逸出樣品以外,因為隨後升高溫度時又得到內耗峯。第二次內耗峯高度的降低僅只表示可能有一部分的氫逸出樣品以外,其餘的氫還是“內隱”在樣品以內。

至於這些“內隱”的氫是處於一種怎樣的狀態呢?為什麼一旦處於這種狀態便不能產生內耗?這個問題的解答牽涉到產生內耗的機構的問題,有待於進一步的實驗。

### (三) 冷加工和保溫對於內耗峯的影響

爲了了解產生內耗的機構,我們又研究了冷加工和保溫對於內耗峯的影響。

圖 7 指出輕微的冷加工對於內耗峯的影響。圖中的曲線 I 是未加工以前內耗曲線,所用的振動頻率是 0.87 週/秒。將樣品扭動使之發生輕微的範性的形變後,內耗峯向高溫移至 200°C 附近,如圖 7 中的曲線 II 所示。在 200°C 保溫約 30 小時後,內耗峯又向低溫移至 185°C 左右,如曲線 III。由此可見,冷加工使內耗峯向高溫移,而保溫則使內耗峯向低溫移。

為什麼冷加工和保溫會對於由於鋼中含氫所引起的內耗峯有這樣大的影響?爲了解答這個問題,讓我們討論一下冷加工在樣品中會引起怎樣的影響,加工以後的保溫又會引起怎樣的影響。一般所公認的看法是加工會在樣品中造成缺陷和不規則的區域,而加工後的保溫退火則可以消除這些缺陷和不規則區域,使樣品漸漸恢復原有的狀態。根據這種看法,再結合前面關於氫在樣品中“內隱”的討論,我們假想這內耗峯可能與氫及鋼中的陷缺有關係;更具體地說,就是與“氫與鋼中缺陷的交互作用”有關係。

現在讓我們對於這個問題作進一步的分析。無論所說這種缺陷的性質如何,缺陷的存在總要在晶體點陣中引起畸變應力場,當鋼中所含的氫聚集於缺陷的周圍時,點陣中的應變自由能將較之彼此分離時爲低,因而鋼中所含的氫有一種聚集於缺陷周圍的傾向。與這種傾向相矛盾的因素是熱騷動,樣品的溫度愈高,這種聚集的傾向越不顯著。

關於內耗峯的產生是由於“氫與鋼中缺陷的交互作用”的這個假設隨後得到進一步實驗的參證,這就是關於內耗峯表現有振幅效應的發現。這使我們漸漸

能夠初步提出來一個產生內耗峯的機構，並進而能據此來解釋圖 7 所指示的實驗事實。

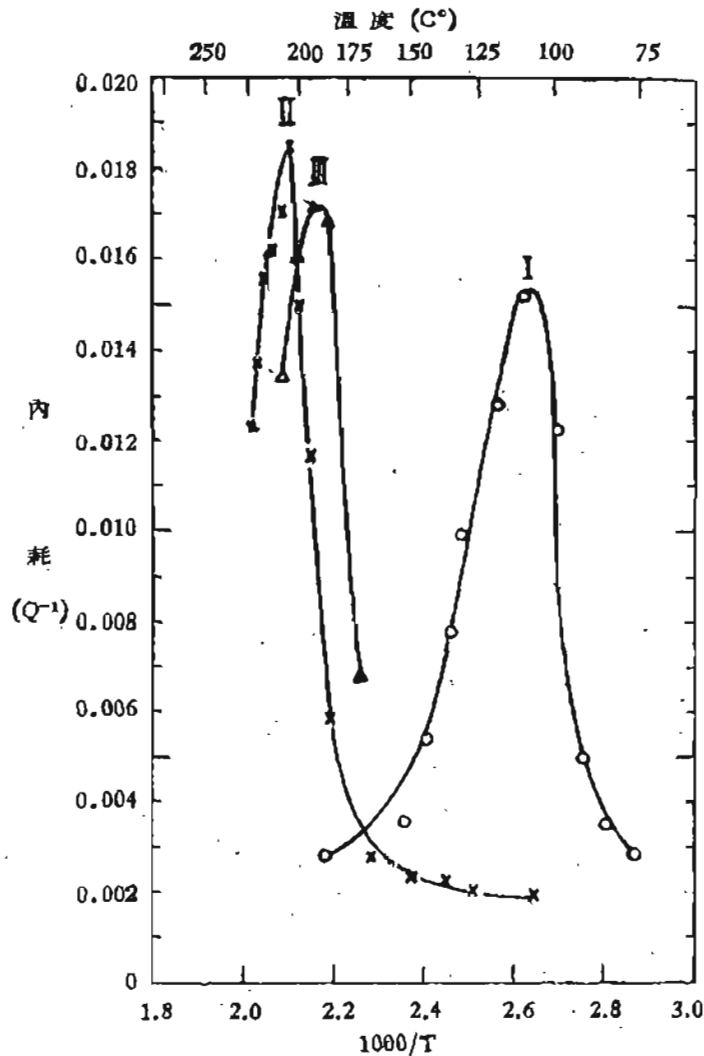


圖 7. 輕微冷加工與保溫對於 38 XM10A 鋼樣品高溫加溫所得內耗峯的影響。I 表示加工前的內耗峯，II 表示輕微冷加工後的內耗峯，III 表示在 210°C 保溫 30 小時後所得內耗峯。振動頻率=0.87 週/秒。

#### (四) 內耗峯的振幅效應

在一般用扭擺所作的內耗測量中，振幅是很小的，因而在通常情況下，內耗之值並不由於振幅的大小而變。振幅的大小指示外加應力的大小，因而內耗之值也不由於應力的大小而變。圖 8 指示測量 38 XM10A 樣品在室溫的內耗時所得的對數縮減量曲線，縱坐標指示振幅的大小，橫坐標指示振動的序數。振幅是根據放在離樣品約 3 米遠處的標度尺上所得的厘米讀數。由對數縮減量曲線

的斜度可以得到對數縮減量之值，內耗便等於用  $\pi$  去除對數縮減量。由圖可見當振幅由 3 厘米降低至 0.7 厘米時，內耗之值始終保持不變。

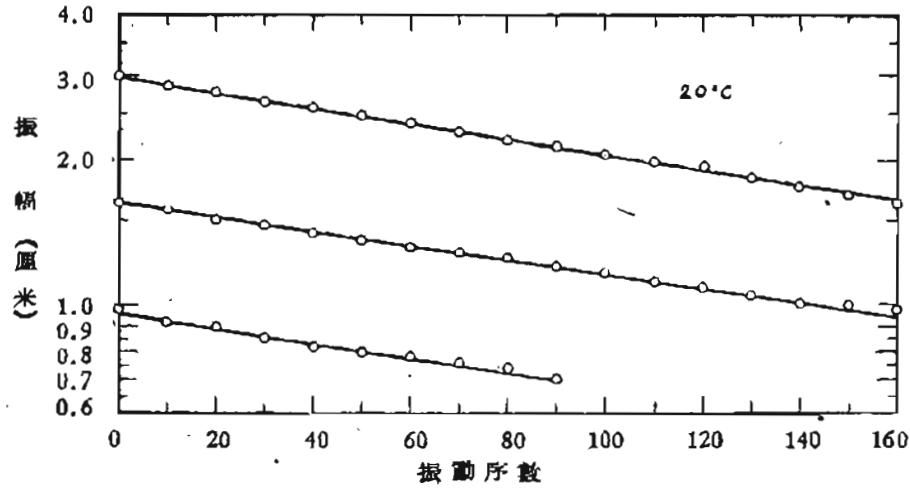


圖 8. 不依振幅而變的內耗。圖中所示曲線的斜度表示對數縮減量  $\delta$ ，而內耗  $Q^{-1} = \delta/\pi$ 。

幾年前本文作者之一在測量鋁銅合金的內耗時，曾發現一種反常的內耗<sup>[3]</sup>，即當振幅增加時內耗始而增加繼而又降低。這種特殊的變化並非是由於所加應

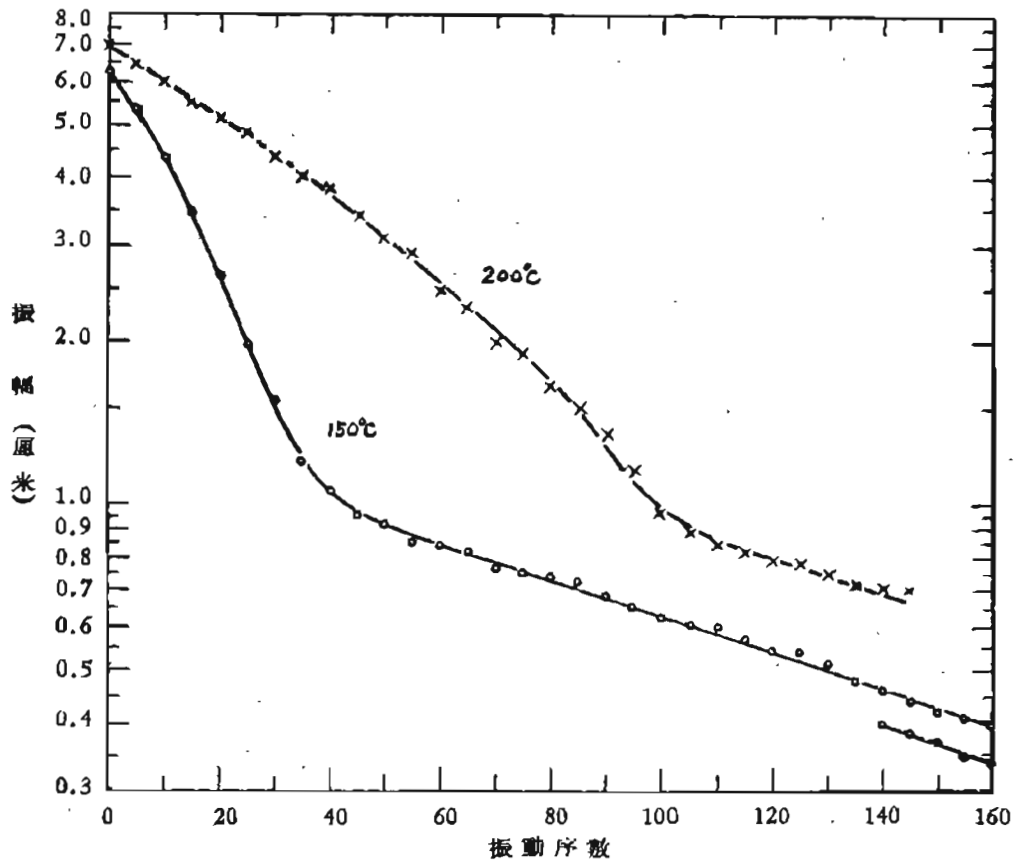


圖 9. 在內耗峯附近的內耗所表現的振幅效應。振動頻率 = 0.87 週/秒。

力太大因而引起範性形變而起，因為在內耗測量後零點仍回到原來的位置，這表示樣品在測量當中並沒有發生永久形變。我們在測量鋼中含氫所引起的內耗峯時，也曾經發現過這種反常內耗的現象。圖 9 所指示的內耗的振幅效應是 38 XM10A 鋼樣品在  $150^{\circ}\text{C}$  與  $200^{\circ}\text{C}$  的內耗峯所表現的。由圖 9 所算得的內耗與應力的關係如圖 10 所示。這兩個應力內耗峯的形狀雖然並不完全相同，但是它們的一般形狀却與在鋁銅合金中所發現的大致相同，即在應力較低的一側曲線較陡，而在應力較高的一側曲線較平。

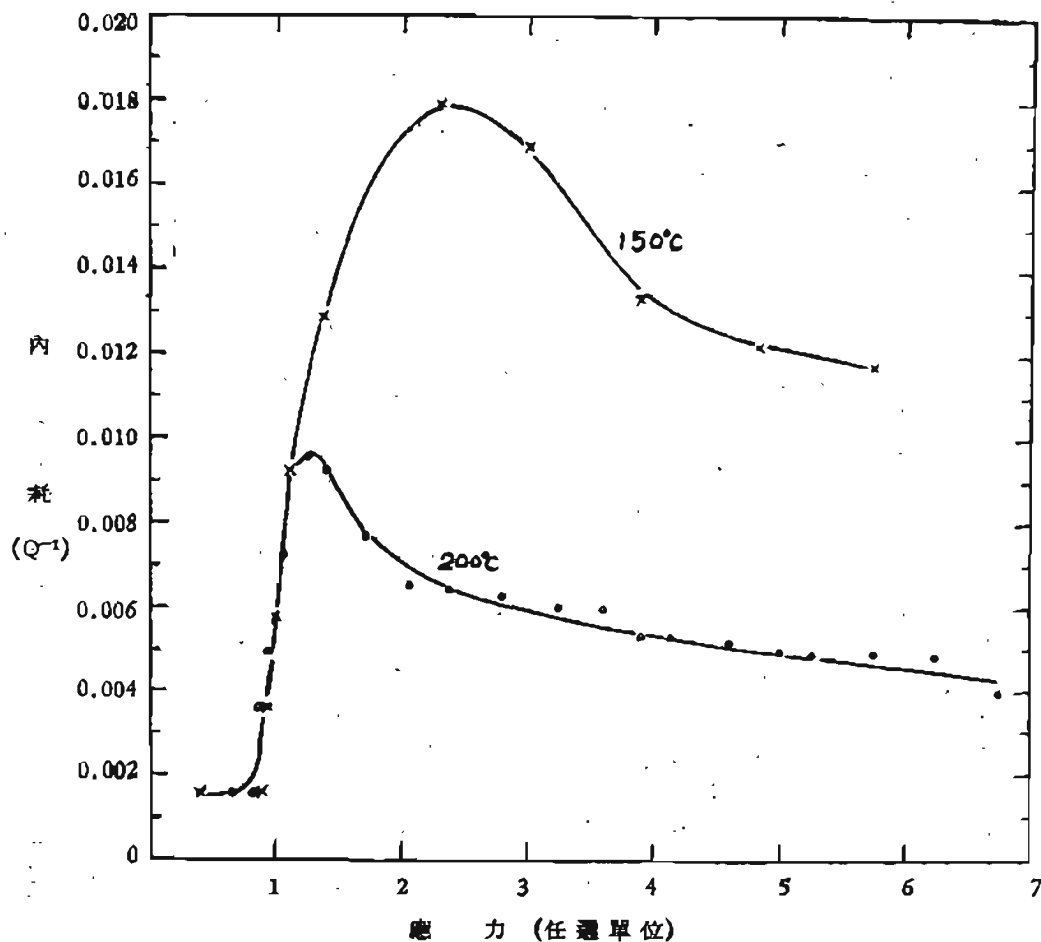


圖 10. 由圖 9 的曲線所算得的應力內耗峯。

在鋁銅合金的研究中，本文作者之一認為反常內耗峯的出現是由於銅原子與鋁的晶體點陣中的原子脫節交互作用而起。與現在所作的氫在鋼中的實驗結果相對照，我們認為溶質原子與原子脫節交互作用的現象可能是一種普遍的現象。

### (五) 關於內耗峯機構的問題

爲的能夠進一步應用內耗的測量來了解鋼中含氫變脆和產生髮裂的原因，我們必須對於這內耗峯的機構有明確的了解。前面的分析已經使我們假定了內耗峯的產生是由於氫與鋼中缺陷的交互作用，而內耗峯的振幅效應又使我們進一步地認爲這缺陷可能就是原子脫節。

金屬中的缺陷問題是金屬範性形變和整個的金屬的力學性質這個領域內的一個基本的關鍵性問題。以前的人曾經討論過各色各樣的晶體缺陷，但是最具體的一種缺陷要算阿羅萬 (Orowan)、坡蘭意 (Polanyi) 和泰勒 (Taylor) 等所提出的原子脫節<sup>[6]</sup>。考脫來耳 (Cottrell) 最近曾提出原子脫節與溶質原子的交互作用的定量的理論<sup>[7]</sup>。當原子脫節是處於自由狀態的時候，在很低的外加應力之下它便能夠運動，因而它從一個平衡座態移到另一個平衡座態時所包括的弛豫時間很短。一旦有溶質原子“俘獲”或聚集在原子脫節的周圍，這原子脫節便如同“下了錨”似的不容易移動，因而這樣所造成的“集團”（溶質原子與原子脫節所形成的“集團”）在外加應力下的應力弛豫時間便較長。根據內耗的理論，內耗峯出現的條件是當測量所用的振動週期時間與相關的弛豫時間差不多相同的時候；如果弛豫時間遠比振動週期大或小，則內耗之值便很小。因此，令測量內耗所用的振動週期時間保持不變，則無論改變測量的溫度或者改變測量時所加應力的大小，如果在這種變動的當中足以使應力弛豫時間發生足夠的變化，那便可以得到一個內耗峯。

現在讓我們根據這種理論來定性地解釋所觀測到的氫在鋼中所引起的內耗峯及其因加工和保溫所生的變化。這包括：（甲）溫度內耗峯；（乙）應力內耗峯；（丙）內耗峯由於加工和保溫的移位。

（甲）溫度內耗峯：即在一定的外加應力下，將所觀測的內耗表示爲觀測溫度的函數時所得的內耗峯如圖 1, 2, 3 所示。在作這些測量時每次所用的振幅範圍相同（標度尺上由 3 厘米到 2 厘米），因而所測得的內耗是相當於一定範圍內的外加應力。

假定鋼中的氫被“俘獲”而聚集於原子脫節的周圍，那麼在作內耗測量時，由於外加應力的關係，氫與原子脫節所形成的“集團”便要發生應力感生弛豫。如果測量的溫度很低，所包含的弛豫時間便很長，遠比測量內耗所用的振動週期爲大，這樣在測量當中，上述的“集團”便不會有什麼顯著的運動，因而所產生的內

耗很小。當溫度升高的時候，氫的活動性增加得很快，因而“集團”的應力弛豫時間也就降低得很快。不過，如測量的溫度升得太高，由於氫的活動性極大，“集團”的應力弛豫時間便極短，遠比測量內耗所用的振動週期為小，因而在測量當中，不會發生什麼顯著的對於運動的阻力，所產生的內耗也就很小。由此可見，惟有在某一溫度範圍內，當“集團”為達到一個新的平衡狀態時的弛豫時間與振動週期相差不多時，“集團”既有顯著的應力感生運動，也有顯著的對於運動的阻力，才能得到內耗的最大值。這便是得到溫度內耗峯的原因。

(乙) 應力內耗峯：即在一定的測量溫度下，將所觀測的內耗表示為所加應力的函數時所得的內耗峯如圖 10 所示。

在一定的溫度下，當所加的應力太小時，“集團”的應力感生運動很慢，應力弛豫時間也就很長，因而所引起的內耗很低。當所加的應力漸漸增大，在其它的状态保持不變的情形下，“集團”的應力弛豫時間也就漸漸變短，能夠與振動週期時間相差不多，也就引起顯著的內耗。但是當所加的應力太大時，則“集團”的應力弛豫時間會變得太短，原子脫節甚至於能夠脫離了聚集在它周圍的溶質原子而自由運動，因而所引起的內耗也很低。因此，惟有在中間的應力範圍時，才能夠使內耗達到最高值。這便是得到應力內耗峯的原因。

(丙) 內耗峯由於加工和保溫的移位：如果假定樣品加工的結果是使樣品中產生了新的脫節，那麼當樣品中的原子脫節密度增大時各脫節間的相互干擾也就越強烈。這種相互干擾使原子脫節與氫所形成的“集團”的應力感生弛豫時間增大，因而內耗峯出現的溫度必須增高，才能使弛豫時間因溫度的升高而變小，使弛豫時間仍和振動的週期時間差不多相同。這樣便可以解釋為什麼加工使內耗峯向高溫移動如圖 7 所示。

如果保溫熱處理足以減少樣品中原有的原子脫節數目，那麼對於樣品中原子脫節的密度而言，保溫的效果正與加工的效果相反，因而保溫使內耗峯移動的方向也和加工的相反。

上面所討論的內耗峯機構只不過是一種可能的看法，關於這個問題的確切論斷，有待於進一步的實驗數據。

## 五. 討 論

在第三節中我們敘述了鋼中含氫所引起的內耗峯的發現經過，在第四節中我

們根據進一步的實驗，對於所得的內耗峯作了初步的分析，提出了一些初步的意見，認為所得的內耗峯是由於氫與鋼中的原子脫節的交互作用所引起來的。事實上，我們所觀測到的內耗峯（見圖 1, 2, 3, 4）的出現溫度並不相同。有的出現在較低的溫度範圍例如  $100^{\circ}\text{C}$  到  $200^{\circ}\text{C}$ ，有的則出現在較高的溫度範圍例如  $200^{\circ}\text{C}$  到  $300^{\circ}\text{C}$ ，後來的實驗還在  $450^{\circ}\text{C}$  附近觀測到內耗峯。我們認為內耗峯出現溫度的高低可能與鋼中原子脫節周圍所聚集的氫的濃度有關係。根據氫與原子脫節起交互作用的假定來說，原子脫節周圍所聚集的氫越多，則這個“集團”的應力感生弛豫時間便越長，因而在一定的振動週期下，內耗峯的顯值溫度便越高。例如由電解加氫法所得到的內耗峯的顯值溫度最高，便可能是由於這種加氫法所加入鋼中的氫較多的緣故。

另一方面是所論到的氫是原子氫或分子氫的問題。如果僅就幾何學的觀點由大小來看，與原子脫節起交互作用的應該是氫分子。不過根據過去實驗的結果，在  $200^{\circ}\text{C}$  或  $300^{\circ}\text{C}$  以上的溫度時，氫是以原子的狀態在鋼中擴散的<sup>[6]</sup>，因此便不容易解釋何故在  $200^{\circ}\text{C}$  或  $300^{\circ}\text{C}$  以上還有內耗峯出現。當然我們也可以假定，在高溫度下當氫聚集於原子脫節的周圍時是成為分子狀態的，一旦離脫節較遠時便成為原子的狀態。如果這種假定是對的，那麼在高溫內耗測量當中，除去有應力感生的運動以外，還連帶着有一種氫分子與氫原子的相互轉換過程，這可能是造成高溫內耗峯的形狀複雜並且易變的原因。根據現有的實驗結果，我們對於圖 6 所示的內耗峯在往復升降溫度的時現時隱的現象，還不能提出來一種令人滿意的解釋。

另外一點應該提起的是關於內耗峯的發現和它的可重複性的問題。我們以前作鋼鐵中的內耗研究時，常把純鐵、含有微量碳或氮的純鐵及碳素鋼加以高溫溼氫和乾氫處理，但是卻沒有發現像以上所描述的這種內耗峯。分析其中的原因可能是由於鋼中所含的合金元素的影響。我們所用的鋼樣品中所含的合金成分，除去碳以外，還有 Cr, Mn, Si, Ni 等元素。根據以前試驗的結果，Cr, Mn 和 Ni 都足以使氫在鋼中的擴散變慢，使之不易向外逸出，Cr 的效應最顯著<sup>[8]</sup>。我們作內耗測量時所用的樣品一般都只有 1 毫米左右的直徑，因而如果樣品中不含有足夠的合金元素使樣品中所含的氫得以保持，則在實驗操作的過程中，樣品中所含的氫將很快地外逸，以致得不到內耗峯。

從另一方面講，我們在樣品中加氫以後並不是每次都能得到顯著的內耗峯。

但是每次在加氫以後樣品的內耗總有顯著的增加,有時加氫後使背景內耗普遍地提高,有時候得到許多不很顯著的小峯,有時候則使晶粒間界內耗峯<sup>[4]</sup>發生反常的變化而表現有振幅效應。這一方面表示氫與鋼中的原子脫節發生交互作用這個問題的複雜性,另一方面也表示當氫聚集於鋼中的其它種缺陷或晶粒間界時也可能產生各種形式的內耗。關於這各種形式的內耗的研究可能會告訴我們氫在鋼中聚集的地點和狀態。

最後,本所的許多位同志對於本文的完成曾經有過不少的幫助。我們很感謝李薰同志和張沛霖同志的許多很有啓發性的討論。錢知強同志熱情充沛地參加內耗測量工作,本所冶煉化學研究室氣體組的同志們關於電解加氫的工作曾經給我們以幫助,本所金屬物理研究室金屬形變組的同志們關於這項工作曾作過許多次集體的討論,謹此一併誌謝。

### 參 考 文 獻

- [1] Pfeil, L. B., *Proc. Roy. Soc. A*, **112** (1926), 182.
- [2] Andrew, J. H., Lee H. (李薰), Lloyd, H. K., and Stephenson, N., *J. Iron and Steel Inst.*, **156** (1947), 208; Andrew, J. H., and Lee H. (李薰), *Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys* (Institute of Metals, 1948), p. 265.
- [3] Kê T. S. (葛庭燧), *Science Record* (科學記錄), **3** (1950), 61; *Phys. Rev.*, **78** (1950), 420.
- [4] Kê T. S. (葛庭燧), *Phys. Rev.*, **71** (1947), 533.
- [5] Zener, C., *Elasticity and Anelasticity of Metals* (University of Chicago Press, 1948), pp. 115-120.
- [6] Orowan, E., *Z. Physik*, **89** (1934), 634; Polanyi, M., *Z. Physik*, **89** (1934), 660; Taylor, G. I., *Proc. Roy. Soc.*, **145** (1934), 362.
- [7] Cottrell, A. H., *Rep. Conf. on Strength of Solids* (Phys. Soc. London, 1948), p. 30.
- [8] Chang, P. L. (張沛霖) and Bennett, D. D. G., *J. Iron and Steel Inst.*, **170** (1952), 205.

## INTERNAL FRICTION PEAK ASSOCIATED WITH THE PRESENCE OF HYDROGEN IN STEEL

KE T'ING-SUI (T. S. KE) and YUNG PAO-TSUI

*(Institute of Metal Research, Academia Sinica)*

### ABSTRACT

Hair-line cracks or flakes in steel are known to be associated with the presence of hydrogen. A prevailing theory states that the crack formation is due to disruptive hydrogen pressure being built up in defects in steel. However, little was known regarding to the nature of these defects and the detailed mechanism of the hair-line crack formation. An attempt was made in the present research to investigate this problem by means of internal friction measurements. The preliminary experiments show: (1) The presence of hydrogen in certain steels may give rise to the appearance of an internal friction peak when internal friction is plotted against the temperature of measurement; (2) a slight amount of cold-work or soaking at a given temperature has a considerable effect on the optimum temperature of the observed internal friction peak, which indicates that the internal friction peak may be connected with the defects or stress condition in steel; (3) the internal friction peak shows an anomalous amplitude effect, i.e., at a given temperature of measurement an internal friction peak is obtained when the internal friction is plotted against the stress amplitude. Such an anomalous behavior is similar to that previously observed by one of the authors (Kê) in the case of aluminum containing 0.5% Cu. It is therefore considered that the internal friction peaks observed may be related to the interaction of hydrogen with the dislocations in steel.