

# 碳在面心立方系合金鋼與金屬中 微擴散所引起的內耗峯\*

葛庭燧 王其閔

(中國科學院金屬研究所)

## 提 要

用扭擺作內耗測量，發現了幾種面心立方系合金鋼（18/8 型不銹鋼及高錳鋼）中含碳可以引起內耗峯。當振動頻率約為每秒 1 週時，峯的巔值溫度在 200—300°C 之間。當鋼中固溶體的碳量增多時，內耗峯升高而峯的位置移向低溫，當鋼中所含的碳因回火而發生沉澱時，內耗峯降低而峯的位置移向高溫。把內耗方法所測得的激活能、弛豫時間和由此計算所得的擴散係數與資料上所載的碳在面心立方系的鋼中宏觀擴散的數據相比較，指出所觀測的內耗峯確是由於碳在鋼中的微擴散所引起來的。

用同樣的實驗方法也發現了碳在鎳鋁合金及在純鎳中由於微擴散而引起的內耗峯。這些實驗指出，碳在面心立方系晶體中微擴散而引起內耗峯這件事實，可能是一種普遍的現象。

## 一. 引 言

用內耗測量的方法能够在若干種情形下研究單個原子在金屬晶體中跳動的情形。這種測量方法所包含的跳動或擴散距離只有約一個原子間距的大小，所以觀測所需的時間很短而觀測的溫度可以很低。因此，內耗測量的方法能够測定在較低溫度下的擴散係數。一般而言，凡是金屬的結構中有缺陷或不對稱的情況出現，都會由於應力（無論如何小）的作用而引起原子向某一方向上的跳動幾率的增加，原子的跳動又轉而引起晶體中的畸變或應變。由於原子的跳動需要一定的時間，這便造成應變落後於應力的情形，因而在週期性應力的作用下便引起內耗。因此，關於金屬內耗的研究不但可以了解金屬中原子擴散的機構和測定擴散係數，也可以推知金屬及合金中的晶體結構及其缺陷的情形<sup>[1]</sup>。

\*1955 年 4 月 18 日收到。

過去在這方面的創始研究工作有：(一) 間隙式原子在體心立方系晶體中的微擴散，如碳和氮在  $\alpha$ -鐵中的擴散<sup>[2,3]</sup>，碳、氮、氧在鉬 (Ta) 中的擴散<sup>[4,5]</sup>；(二) 替代式原子在面心立方系晶體中的微擴散，如 Zn 在 Cu 中<sup>[6,7]</sup> 及 Zn 在 Ag 中<sup>[8]</sup> 的擴散。最近蘇聯科學家在含碳的  $\gamma$  型不銹鋼中觀察到一個內耗峯<sup>[9]</sup>。所用的試樣是含碳 0.3% 的 25/20 型不銹鋼，當試樣由高溫淬火後，在 300°C 附近有一個內耗峯出現（振動頻率是 1 週/秒）。經過濕氫處理去碳的手續可以使此峯的巔值降低，所以推知此峯是與碳有關的，但是作者對於此峯的機構並沒有詳細研究，只認為與碳在  $\alpha$ -Fe 中微擴散所引起的內耗峯相似。

根據一般的看法，碳在  $\gamma$  型的鋼或鐵中是處於間隙的位置。當碳填入這種位置—— $\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}$ ， $\frac{1}{2}00$  及其等效位置——時，在晶體點陣中所引起的畸變是對稱的。在外力作用下不能夠引起碳原子向某一方向上的跳動幾率的增加，因而也就不應該引起內耗。因此，碳在面心立方系的鋼中能夠引起內耗峯的這個現象是很有意義的。從另一方面講，如果碳在面心立方系的鋼中微擴散真正能夠引起內耗峯，那便使我們有可能應用內耗測量的方法來研究碳（或其他種間隙原子）在  $\gamma$ -Fe 及  $\gamma$ -型合金鋼中的擴散情況，因而可以大大地開展用內耗測量解決實際問題的範圍。

我們在幾種  $\gamma$  型的合金鋼中也觀察到因含碳而引起的內耗峯。關於激活能及弛豫時間的測量肯定地指明了這內耗峯是由於碳在面心立方系的晶體點陣中的擴散。此外，我們也在面心立方系的 Ni-Al 合金及純鎳中發現了因含碳而引起的內耗峯。下面將報告我們關於這方面所得到的一些初步結果。

## 二. 實驗裝置

測量內耗所用的裝置是一個扭擺<sup>[10]</sup>。振動頻率的範圍是 0.14—2.6 週/秒。試樣的直徑約為 1 毫米，長約 25 厘米。試樣溫度的控制和測量誤差不超過  $\pm 2^\circ\text{C}$ 。表示內耗所用的量度是  $Q^{-1} = \delta/\pi$ ， $\delta$  是對數減縮量。所有的內耗測量都是在彈性範圍內進行的，內耗之值並不因振幅的不同而變。

## 三. 18/8 型不銹鋼中因含碳而引起的內耗峯

所用的 18/8 型不銹鋼是普通所說的白鋼，其中除鐵、碳以外，主要含有 18% Cr, 10% Ni, 2.6% Mo, 0.8% Ti, 0.86% Si 和 0.46% Mn。

## (一) 含碳量的影響

把這種鋼絲在  $1000^{\circ}\text{C}$  濕氫中處理 8 小時, 除去其中所含的碳量, 所得的內耗曲線如圖 1 中的曲線 0. 由圖可見, 這曲線由室溫到  $350^{\circ}\text{C}$  都是很平坦的.

把四根相同的鋼絲放在高溫爐中在乾氫與苯汽的混合氣氛中加入不同的碳量, 淬入冷水中, 然後測定內耗. 爲的使樣品在整個測量過程中不發生組織變

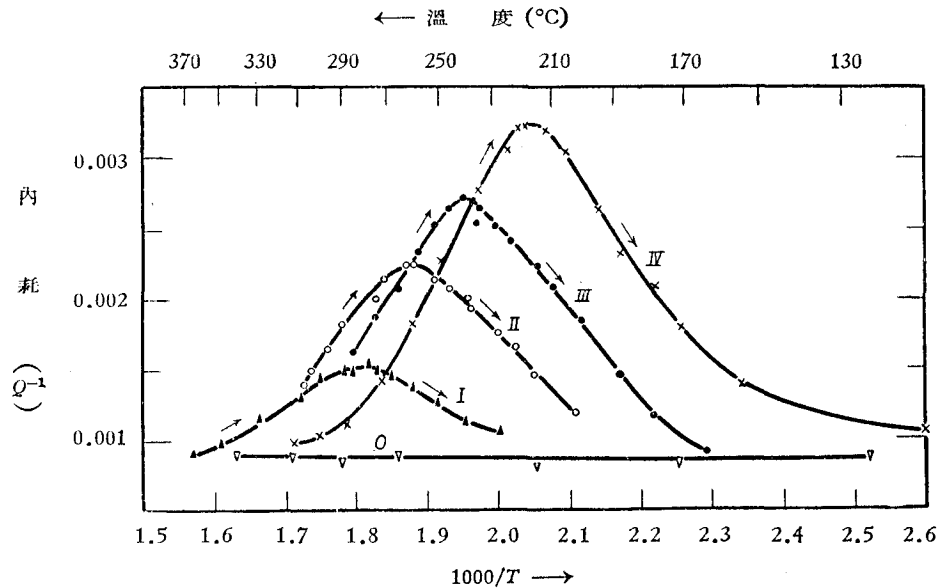


圖 1. 18/8 型不銹鋼中因含碳而引起的內耗峯。  
0—不含碳；含碳量： $I < II < III < IV$ 。振動頻率約為 0.5 週/秒。

化, 在測量之前都把試樣在  $320-370^{\circ}\text{C}$  之間加熱 15 分鐘左右, 在降溫中作內耗測量, 隨後的測量都未超過此溫度. 圖 1 中的曲線 I, II, III, IV 是當含碳量逐次增多時所得的一組內耗曲線, 所用的振動頻率是 0.5 週/秒. 這些試樣的加碳情況如下: I. 在  $1000^{\circ}\text{C}$  加碳 2 小時; II. 在  $1000^{\circ}\text{C}$  加碳 4 小時; III. 在  $1100^{\circ}\text{C}$  加碳  $1\frac{1}{2}$  小時; IV. 在  $1100^{\circ}\text{C}$  加碳  $3\frac{1}{2}$  小時.

根據 X 射線衍射分析的結果, 這些加過碳的試樣的晶體結構主要是面心立方系的. 又因爲內耗測量並沒有觀察到碳在  $\alpha\text{-Fe}$  中微擴散所引起的內耗峯, 所以即使試樣中有一些鐵素體存在, 其數量也是很小的.

由圖 1 中一系列的曲線可以看出, 這內耗峯的出現與試樣中的含碳有關, 因爲當試樣中不含碳時沒有內耗峯出現, 而當試樣中含碳時, 則含碳量越大內耗峯越高. 另外一個值得注意的現象是含碳量越大時, 則內耗峯越向低溫移動. 在

所測含碳的範圍內，在相同的振動頻率下，這內耗峯的巔值由 $278^{\circ}\text{C}$ 移到 $216^{\circ}\text{C}$ ，總共移動了 $62^{\circ}\text{C}$ 之多。

應該指出，圖 1 所示的內耗峯很穩定，只要測量溫度沒有超過原來在高溫回火的溫度（ $320\text{—}370^{\circ}\text{C}$ ），則內耗曲線的形狀並不發生變化。

## (二) 回火處理的影響

回火實驗是用含碳量最多的一根試樣所作的（在 $1100^{\circ}\text{C}$ 加碳 $3\frac{1}{2}$ 小時），把試樣先後在 $350^{\circ}\text{C}$ ， $600^{\circ}\text{C}$ ， $700^{\circ}\text{C}$ 及 $800^{\circ}\text{C}$ 回火，測定在每次回火後的內耗，所得的一系列曲線見圖 2。由圖可見回火溫度越高則內耗峯越低。

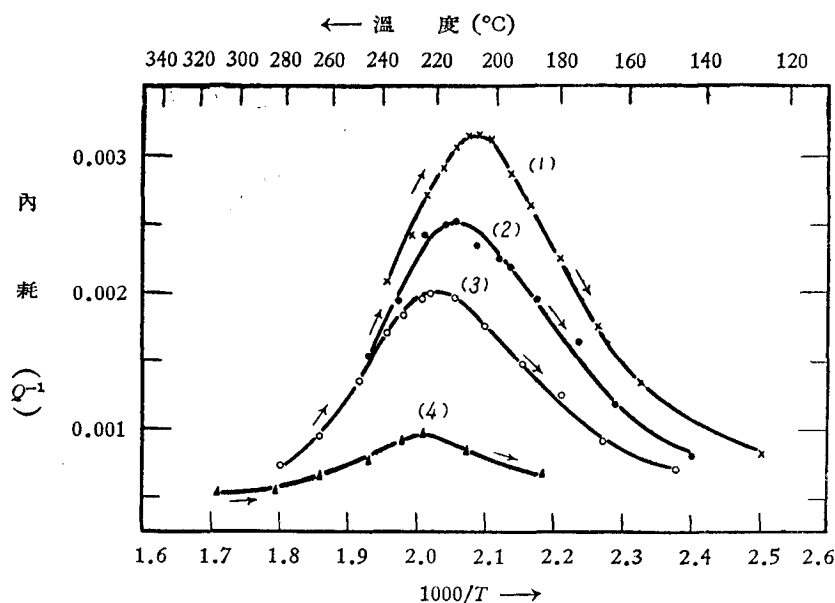


圖 2. 18/8 型不銹鋼中的碳內耗峯受回火處理的影響  
回火溫度：(1)  $350^{\circ}\text{C}$ ；(2)  $600^{\circ}\text{C}$ ；(3)  $700^{\circ}\text{C}$ ；(4)  $800^{\circ}\text{C}$ 。

由於在回火過程中，固溶體中所含的過飽和的碳量要脫溶或沉澱出來，所以內耗峯的降低可能是由於碳從固溶體中的脫溶或沉澱所引起來的。金相顯微鏡觀測指出，經過回火處理後，試樣中確有沉澱出現。因此，與圖 1 中所示的結果聯繫起來看，可以認為所觀測到的內耗峯是由於在固溶體中的碳所引起來的。

由圖 2 也可以看出，碳的脫溶或沉澱不但使內耗峯降低，也使內耗峯向高溫移動。但是值得注意的是，這種移動並不如圖 1 所示的在加碳過程中所表現的那麼大。例如在圖 1 中，當內耗峯的高度由 0.0015 左右增至 0.0033 時，峯的位置向低溫移動了 $62^{\circ}\text{C}$ ，而在脫溶或沉澱過程中，當峯高由 0.0032 降至 0.0010

時，峯的位置只向高溫移回了  $19^{\circ}\text{C}$ 。因為內耗峯的高度與試樣中所含的溶解碳量有關，所以這種移動的不同並不是由於試樣中所含溶解碳量之不同。我們知道，在一定的振動頻率下，內耗峯的位置決定於引起內耗峯的弛豫過程的弛豫時間。因此，上述的內耗峯移動之不同，表示着碳在固溶體中的應力感生弛豫時間不但受含碳量的影響，也由於試樣所經過的熱處理手續之不同而異。

### (三) 弛豫時間和激活能的測定

內耗峯的位置決定於產生內耗峯的過程的弛豫時間  $\tau$ ，當內耗峯達到它的巔值時，

$$2\pi f\tau = 1, \quad (1)$$

$f$  是振動頻率。由 (1) 式可以求出在巔值溫度時的弛豫時間。弛豫時間  $\tau$  與測量溫度  $T$  的關係式是

$$\tau = \tau_0 e^{H/RT}, \quad (2)$$

$H$  是弛豫過程所包括着的激活能， $R$  是氣體常數， $\tau_0$  是包含有激活熵在內的函數。根據 (2) 式，如把  $\log_{10} \tau$  表示為  $1/T$  的函數，則可得一直線，由此直線的斜度可以算出激活能  $H$ ，將此直線引伸到  $1/T = 0$  時可以求得  $\tau_0$ 。

我們把各種含碳量的試樣（相當於圖 1 中的曲線 I、II、III、IV）用三至五種不同的振動頻率測量內耗峯，定出在每種振動頻率下所得到的內耗峯的巔值溫度。圖 3 是試樣中含有四種不同的碳量時所得到的一系列的直線，由此所求得的  $H$  值見表 1。

表 1. 鋼中含碳量對於  $H$  值的影響

試樣處理情況	1000°C 加 碳 2 小時	1000°C 加 碳 4 小時	1100°C 加 碳 1½ 小時	1100°C 加 碳 3½ 小時
內耗峯高度	0.0015	0.0023	0.0028	0.0033
$H$ (卡/克分子)	41,000	38,000	36,500	30,000

由表 1 可以看出激活能隨着鋼中含碳量的增加而降低。根據圖 3 用外推法求得  $\tau_0$  值，似乎指出  $\tau_0$  值由於含碳量的增加而增加，但是由於外推的範圍太大，我們還不能肯定所作的實驗的準確度是否容許採用這樣的外推法。

用同樣的步驟和手續也測出試樣在各種不同溫度下同火後的  $\log_{10} \tau$  對  $1/T$  直線如圖 4。所選定的試樣及其回火處理與圖 2 中所用的相同。由此所得的  $H$  值見表 2。

表 2. 鋼的回火沉澱對 $H$ 的影響

試樣處理情況	350°C 回火	600°C 回火	700°C 回火	800°C 回火
內耗峯高度 $H$ (卡/克分子)	0.0032	0.0025	0.0020	0.0010
	30,000	34,000	35,000	38,000

由表 2 可以看出激活能隨着回火溫度的升高而增加。根據圖 4 用外推法求得  $\tau_0$  值,指出  $\tau_0$  值似乎隨着回火溫度的升高而降低。

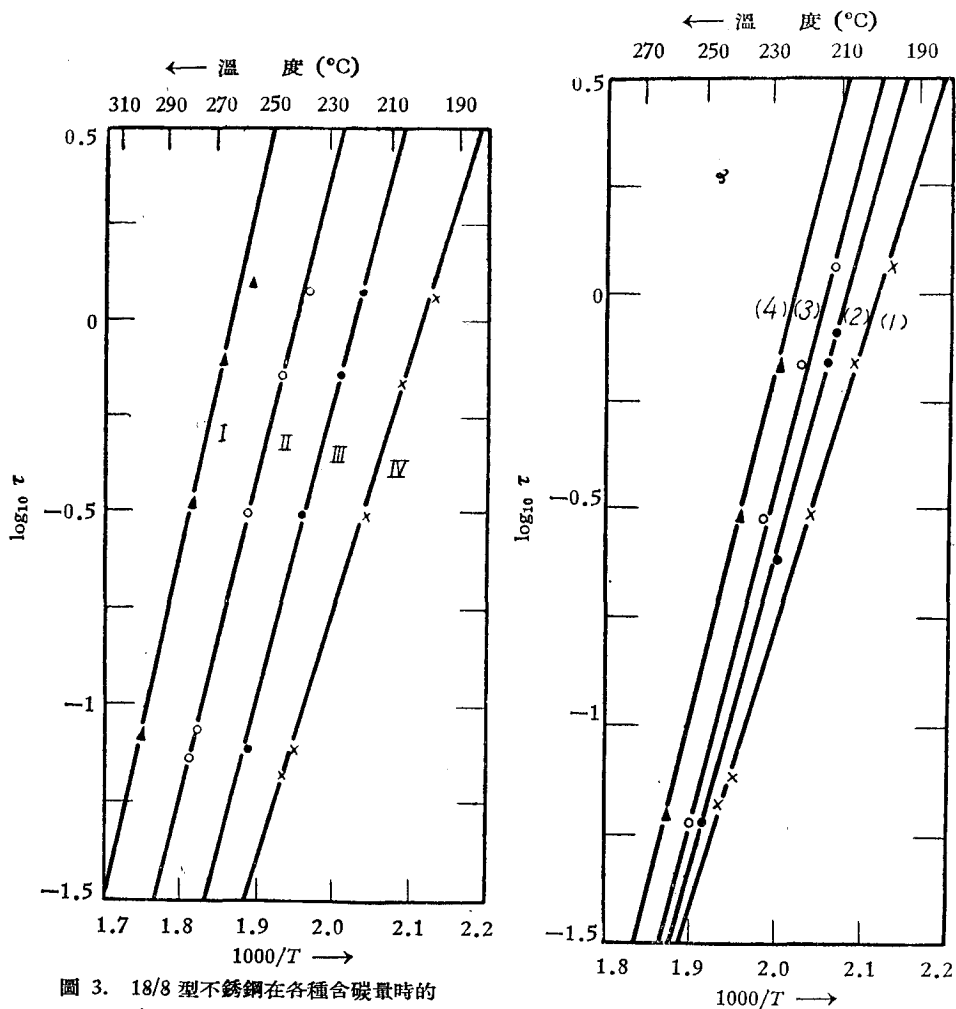


圖 3. 18/8 型不銹鋼在各種含碳量時的應力弛豫時間  $\tau$  與溫度  $T$  的關係。含碳量: I < II < III < IV。

圖 4. 含過飽和碳量的 18/8 型不銹鋼在各不同溫度回火後的應力弛豫時間  $\tau$  與溫度  $T$  的關係。回火溫度: (1) 350°C; (2) 600°C; (3) 700°C; (4) 800°C。

在本實驗所作的加碳處理中，鋼中所含的溶解碳量不斷增加，而在本實驗所作的回火過程中則不斷減少。因此我們可以把表 1 和表 2 的結果綜述如下：鋼中所含的溶解碳量之增加使激活能  $H$  減少。

根據上述測量的結果，對於這內耗峯的機構可以得到進一步的了解。由於在圖 3 及圖 4 中所得到的都是直線，即滿足弛豫過程方程 (2)，所以所觀測的過程乃是一種弛豫的過程。又因為這過程與鋼中所含的溶解碳有直接關係，所以這內耗峯的產生可能是由於碳在 18/8 型不銹鋼中由於應力感生的微擴散。這種看法被下面的聯繫所證實，即我們現在所測得的激活能之值及其由於含碳量的變化情況與用宏觀擴散的方法所測得的碳在  $\gamma$ -鐵中的結果相合<sup>[11]</sup>。

#### 四. 高錳鋼中因含碳而引起的內耗峯

所用的高錳鋼含有約 0.8% C, 12% Mn, 4% Ni. 將試樣拉絲後在 900°C 乾氫中處理一小時空冷，測量內耗所得的曲線如圖 5 中的曲線 I. 所用的振動

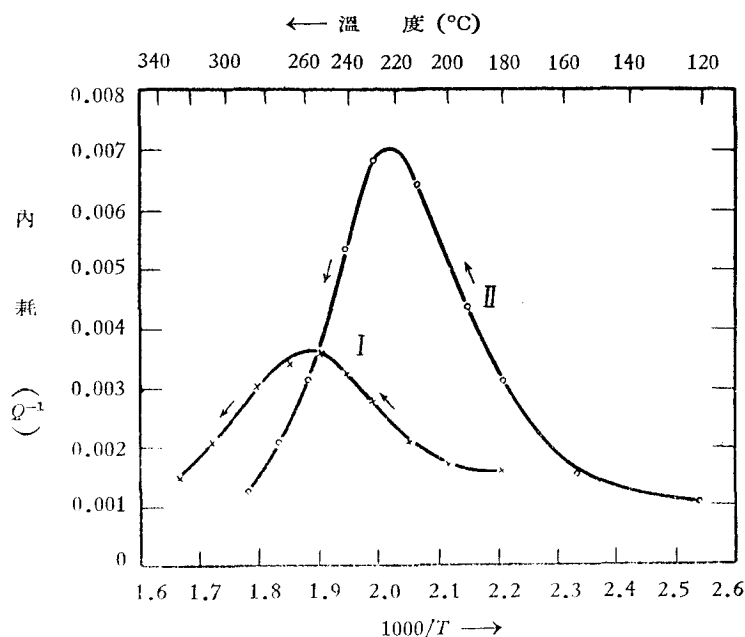


圖 5. 高錳鋼中因含碳而引起的內耗峯。 I——原試樣含碳約 0.8%；  
II——試樣在 1000°C 加碳半小時後淬火，振動頻率約為 1 週/秒。

頻率約為每秒一次。把試樣在 1000°C 加碳半小時淬火後所得的內耗曲線如曲線 II. X 射線衍射分析的結果指出試樣具有面心立方系的結構。由圖可見，在試樣中加碳後使內耗峯升高並向低溫移動。這與前面在 18/8 型不銹鋼所觀測

到的情形很相像,而現在所得內耗峯的高度達到 0.007,這顯然是由於試樣中所含的溶解碳量較多的關係. 根據 C—Fe—Mn 平衡圖,在 1000°C 時的飽和溶解碳量約為 1.4%.

用另一根高錳鋼試樣在 900°C 加碳一小時後淬火,先後用兩種頻率作內耗測量 (0.25 週/秒及 2.06 週/秒),所得的內耗曲線如圖 6,由圖 6 所算出的激活能是 35,000 卡/克分子. 根據資料上的記載,碳在含 12% Mn 的  $\gamma$ -Fe 中宏觀擴散時的激活能約為 34,000 卡/克分子<sup>[12]</sup>.

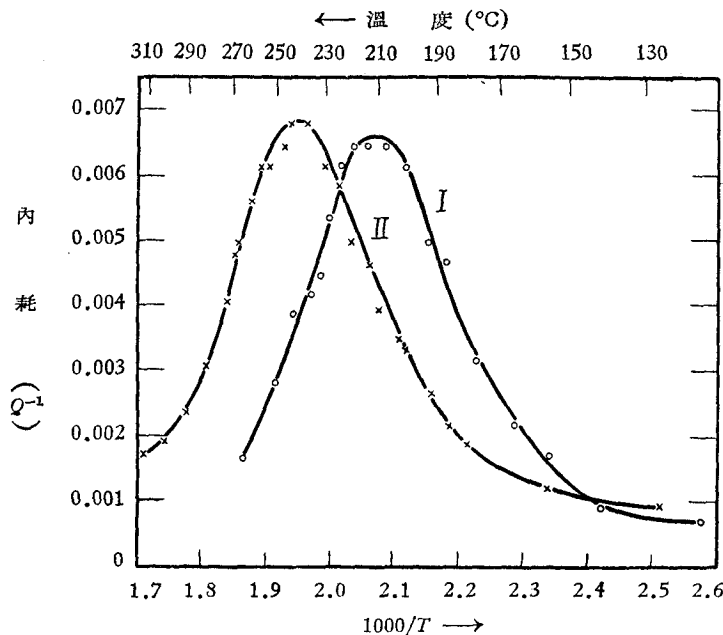


圖 6. 高錳鋼在 900°C 加碳一小時後淬火後用兩種振動頻率所得的內耗峯.  
振動頻率: I—0.25 週/秒; II—2.06 週/秒.

## 五. 鎳鋁合金中因含碳而引起的內耗峯

所用的鎳鋁合金試樣是普通的臭呂美 (Alumel) 熱電偶絲. 其中除鎳外所含的合金成分是 2% Al, 2% Mn 和 1% Si, 具有面心立方系的晶體結構.

把臭呂美絲剪下一段,未經任何處理,測量內耗所得的曲線如圖 7 中的曲線 1, 從室溫直至 400°C, 內耗無變化. 所用的振動頻率約為 2 週/秒.

把試樣在 950°C 加碳 1 小時後淬火. 得到了一個內耗峯如曲線 2. 繼續加碳後,得到一個較高的內耗峯如曲線 3. 換用較低的頻率再作內耗測量,算得激活能為 42,000 卡/克分子.



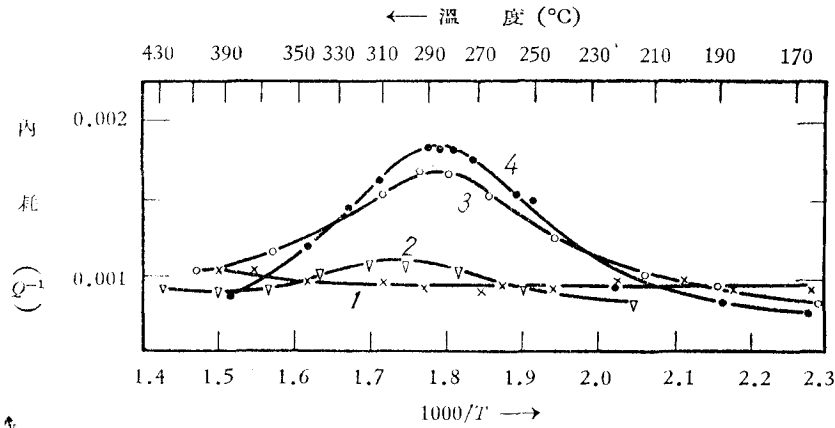


圖 7. 鎳鋁合金中因含碳而引起的內耗峯。處理情況：1——未經加碳處理；2——950°C 加碳 1 小時；3——950°C 加碳 5 小時；4——1100°C 加碳 7 小時。振動頻率約為 2 週/秒。

再把試樣在 1100°C 加碳 7 小時後淬火，得到的內耗峯如曲線 4。

由圖 7 的一系列曲線看來，內耗峯的位置也由於含碳量的增加而向低溫移動。

由以上的結果可知碳在面心立方系的鎳鋁合金中也可以引起內耗峯，因為所測得的激活能與碳在鎳中擴散的激活能 (40,000 卡/克分子)<sup>[13]</sup> 很相近，所以這內耗峯的起因可能是由於碳在鎳鋁合金中的應力感生微擴散。

接着以上的實驗又把同一根試樣在 950°C 加碳 7 小時，其內耗曲線如圖 8

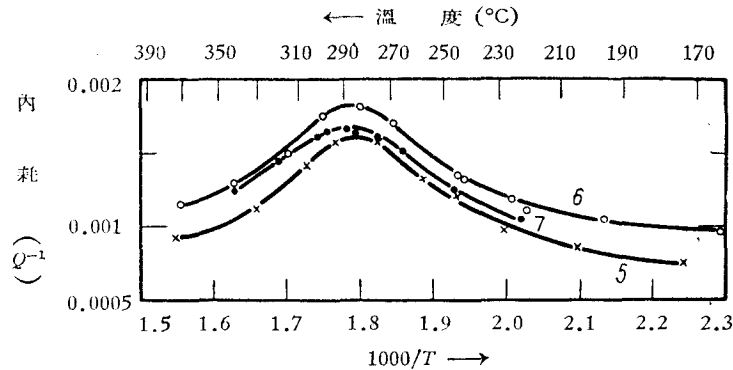


圖 8. 保溫溫度對於鎳鋁合金中的碳內耗峯的影響。5——將圖 7 的試樣再在 950°C 加碳 7 小時；6——同一試樣再在 1100°C 加碳 1 小時，升溫測量；7——降溫測量。振動頻率約為 2 週/秒。

中的曲線 5，峯不但未升高，反比圖 7 中的曲線 4 為低，隨後又把這試樣在 1100°C 加碳 1 小時，所得的內耗曲線如圖中的曲線 6，其高度與圖 7 中的曲線 4 相同。

作完了曲線 6 以後再降溫測量,發現峯高稍低如曲線 7.

由這些結果使我們聯想到峯的高度不但與試樣中的含碳量有關,而且也與試樣保溫的溫度有關. 在作完曲線 6 後,試樣所達到的溫度並不算高 ( $370^{\circ}\text{C}$ ),因而降溫再作時峯便降低的原因恐怕不是由於碳的脫溶和沉澱.

## 六. 純鎳中因含碳而引起的內耗峯

前面我們研究所用的試樣都是面心立方系的合金鋼或合金. 爲的把所觀測到的內耗峯更進一步地普遍化,我們又用純鎳作實驗. 圖 9 中的曲線 1 是 99.8% 的鎳在抽絲後在  $950^{\circ}\text{C}$  加碳一小時半淬入水中後所得的內耗峯 (用純鎳試樣時並沒有這個內耗峯出現),所用的頻率是 1 週/秒.

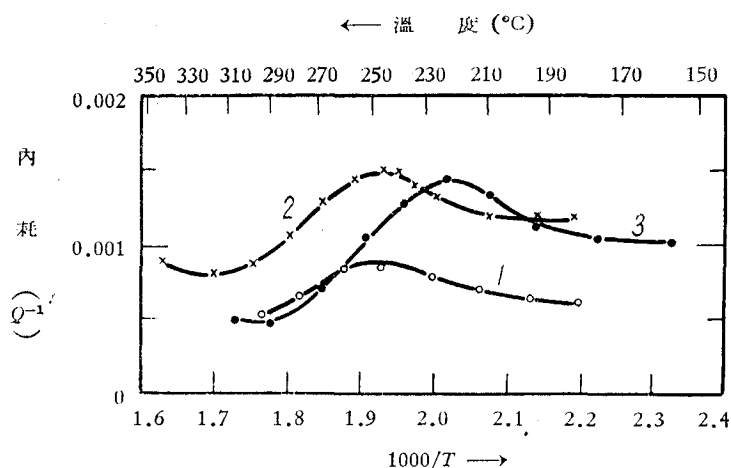


圖 9. 純鎳中因含碳而引起的內耗峯. 1——在  $950^{\circ}\text{C}$  加碳 1 小時, 振動頻率約爲 1 週/秒; 2——同一試樣再在  $1000^{\circ}\text{C}$  加碳 3 小時, 振動頻率約爲 2 週/秒; 3——振動頻率約爲 0.3 週/秒.

把同一試樣在  $1000^{\circ}\text{C}$  加碳 3 小時淬火,所得的內耗峯如圖 9 中曲線 2, 峯高顯著地增加. 由圖上看到曲線 2 的巔值溫度與曲線 1 的相差無幾,但是如果考慮到曲線 2 所用的頻率是 2 週/秒而曲線 1 所用的頻率則是 1 週/秒,則可以體會到含碳較多的曲線 2 實際上是向低溫移了的,這和以前所觀測的情形相同.

圖 9 中的曲線 3 是用較低的頻率所作的,由此所求得的激活能約爲 40,000 卡/克分子,這與碳在鎳中擴散的激活能很相近.

## 七. 討論與分析

### (一) 所觀測之內耗率是由於碳在面心立方系固溶體中的擴散

從以上所敘述的結果可以看出，碳在面心立方系的合金與金屬中引起內耗的基本過程是一種擴散的過程。所根據的事實是，由內耗實驗所測得的激活能及其受碳濃度影響的變化與宏觀擴散實驗所測得的激活能及其變化相合。現在讓我們對於這個問題作進一步的分析。

對於立方系的晶體點陣而言，擴散係數  $D$  可以表示為：

$$D = \alpha a^2 / \tau_j, \quad (3)$$

$a$  是點陣常數，在  $\gamma$ -Fe 的情形是 3.62 埃； $\alpha$  是一個與晶體結構有關的幾何因數，在面心立方系間隙式擴散的情形下是等於  $1/12$ <sup>[14]</sup>，式中的  $\tau_j$  是原子跳動的平均時間。為了能夠把內耗測量的結果與宏觀擴散實驗的結果作進一步的比較，我們可以認為 (3) 式中的  $\tau_j$  與 (2) 式中的弛豫時間  $\tau$  相等。這種假設並不致於引起很大的誤差，因為對於碳在  $\alpha$ -Fe 中擴散<sup>[14]</sup> 及對於面心立方系晶體中的替代式擴散<sup>[15]</sup> 而言，這二者是差不多相等的。

現在先討論在 1100°C 加碳 3½ 小時的 18/8 型不銹鋼試樣，我們可以認為試樣中所含的溶解碳已經達到了在該溫度下的飽和值。從 18 Cr 8 Ni 鋼的平衡圖上可以查出在 1100°C 的飽和含碳量是 0.6% 左右。圖 10 中線 I 左上端

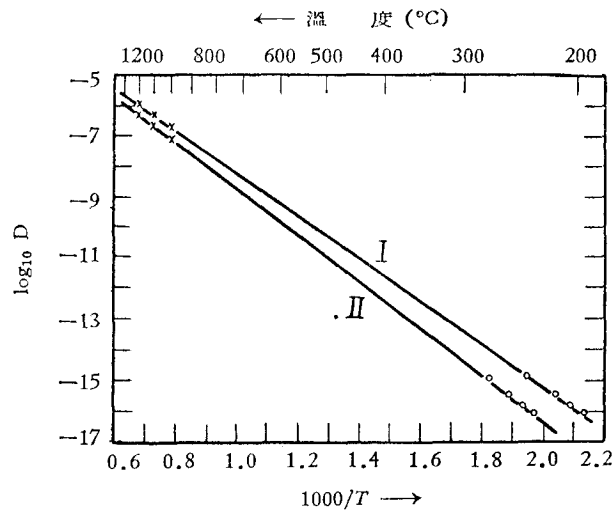


圖 10. 碳在 18/8 型不銹鋼中的擴散係數  $D$  與溫度  $T$  的關係。×——宏觀擴散實驗的數據；○——內耗測量的數據。I——含碳量 0.6%；II——含碳量 0.2%。

的三個點子是根據資料上在  $1200^{\circ}\text{C}$ ,  $1100^{\circ}\text{C}$ ,  $1000^{\circ}\text{C}$  對於含碳  $0.6\%$  和含 Cr  $18\%$  的  $\gamma\text{-Fe}$  所作的宏觀擴散實驗數據,但是計入  $10\%$  Ni 對於擴散係數的影響<sup>[16,12]</sup>. 線 I 右下端的四個點子是根據內耗測量利用式 (1) 和式 (3) 所算出來的  $D$  值,是相當於圖 3 中從左向右第四條直線的情形(激活能是  $30,000$  卡/克分子). 把這兩組點子連成一條直線,由直線的斜度所求得的激活能是  $32,000$  卡/克分子,與完全由內耗實驗所求得的激活能之值 ( $30,000$  卡/克分子) 很相近.

圖 10 中的線 II 是用同樣的手續對於在  $1000^{\circ}\text{C}$  加碳 4 小時的試樣所得出來的. 這時試樣中所含的溶解碳是  $0.2\%$  左右(根據平衡圖),相當於在  $1000^{\circ}\text{C}$  的飽和含碳量. 線 II 左上端及右下端的兩組點子與線 I 上的具有類似的意義,只不過現在是對於含碳量為  $0.2\%$  而言. 由線 II 所求得的激活能是  $35,000$  卡/克分子,而完全根據內耗實驗所求得的激活能是  $38,000$  卡/克分子(相當於圖 3 中從左向右第二條直線的情形).

在  $13\text{Mn}$  鋼在  $900^{\circ}\text{C}$  加碳 1 小時的實驗中,我們可以根據圖 5 所示的兩條內耗曲線求出在兩個巔值溫度下的  $\tau$  值,從而根據 (3) 式求出在該兩個溫度下的  $D$  值. 從  $13\text{Mn}$  鋼平衡圖上查知在  $900^{\circ}\text{C}$  的飽和含碳量是  $1.1\%$ . 從資料上查得的碳在  $13\text{Mn}$  鋼中在  $1200^{\circ}\text{C}$ ,  $1100^{\circ}\text{C}$ ,  $1000^{\circ}\text{C}$  的擴散係數(計入  $4\%$  Ni 對擴散係數的影響)表示在圖 11 左上端的三點(用外推法求出當含碳量

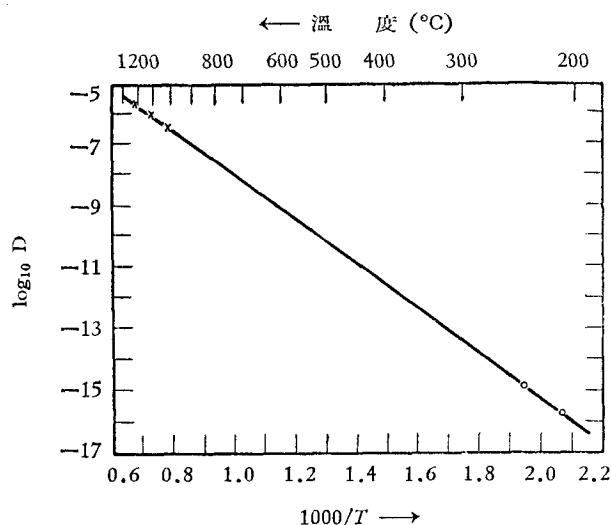


圖 11. 碳在高錳鋼中的擴散係數  $D$  與溫度  $T$  的關係。  
 $\times$ ——宏觀擴散實驗的數據;  $\circ$ ——內耗測量的數據. 含碳量  $1.1\%$ .

爲 1.1% 時的情形)<sup>[12]</sup>，而由內耗實驗所測得的兩個  $D$  值則表示在圖的右下端。把這兩組點子用一條直線連接起來，由其斜度所求得的激活能是 34,000 卡/克分子，而由內耗實驗所求得的是 35,000 卡/克分子。

對於以上三種情形來說(圖 10 和圖 11)，由直線的斜度所求得的激活能都與完全由內耗實驗所求得的激活能很相近，這說明我們在 18/8 型不銹鋼中及在高錳鋼中所觀測到的內耗峯是由於碳在這些鋼中的應力感生微擴散。但是由於我們在計算合金元素對於宏觀擴散實驗數據的影響時及確定我們所用試樣中的含碳量時都包含着若干的近似和假定，所以還不能夠從現在的結果得到定量的知識。

## (二) 含碳量和合金元素對於碳的擴散的影響

現在讓我們分析內耗峯位置移動的情形。

在一定的振動頻率下，內耗峯的位置決定於弛豫時間  $\tau$ ，通過 (3) 式也決定於擴散係數  $D$ 。因而任何足以影響  $D$  的因素都足以影響內耗峯的位置。也就是說，如果擴散係數增大則內耗峯向低溫移；如擴散係數減小則內耗峯向高溫移。宏觀擴散實驗的結果指出，碳在奧氏體(面心立方系)中的擴散係數由於含碳量的增加而增加。

在圖 1 所示的實驗中，當 18/8 型不銹鋼中的含碳量逐漸增加時(曲線 I→IV)，內耗峯逐漸向低溫移。在圖 2 所示的實驗中，當鋼中所含的溶解碳因回火而逐漸減小時(曲線 1→4)，內耗峯逐漸向高溫移。這些現象可以部分地由固溶體中含碳量的變化來解釋，但是却不能得到完全的解釋。因為內耗峯的高度與固溶體中的含碳量有關，然而由圖 1 及圖 2 看來，內耗峯的高度相同時而內耗峯的位置却並不相同。

在試樣回火的過程中，一方面試樣中的碳化物增加，另一方面固溶體中的合金元素也相應地減少。因為在 18/8 型不銹鋼中所形成的各種碳化物與母體沒有共格性的關係(即新相與母相中的原子在相界面保持連續性)，所以我們很難想像這些碳化物的存在會影響碳在固溶體中的擴散。從前所作的內耗實驗已經指出，在  $\alpha$ -Fe 的情形，碳化物的形成對於碳在固溶體中的擴散並沒有影響<sup>[17]</sup>。

關於合金元素的影響，宏觀擴散實驗的結果已經指出：碳在  $\gamma$ -Fe 中的擴散由於鋼中含 Ni 量的增加而增加；由於含 Cr 量及含 Mo 量的增加而減少；而含 Mn 量及含 Si 量的影響則較小。在我們所用的 18/8 型不銹鋼試樣中含有合

金元素 Cr, Ni, Mo, Ti, Mn 及 Si. 其中的 Ni 和 Ti 的含量並不由於實驗中所作的處理而改變, 因為 Ni 並不形成化合物而 Ti 則在處理前後始終形成碳化物. Cr 和 Mo 在固溶體中的含量可以由於形成化合物關係而降低. 根據資料上的數據, 當 Cr 的含量在 7% 以上時, 它對於碳的擴散係數的影響便沒有變化. 由於試樣中 Cr 的含量是 18%, 而在實驗處理中雖然有  $\sigma$  相的形成<sup>[18]</sup>, Cr 的含量也不至於由 18% 降低到 7% 以下, 所以我們可以不必計及 Cr 的含量變化所生的影響.

根據以上的分析, 可見影響內耗峰位置的因素, 除去碳含量以外, 只有固溶體中含 Mo 量的變化.

在 18/8 型不銹鋼中的含 Mo 量是 2.6%. 當含 Mo 量減低時, 碳的宏觀擴散係數急遽地增加<sup>[19]</sup>. 因此, 對於碳的擴散係數而言, Mo 與碳的效應相反. 在試樣的回火過程中(圖 2), 固溶體中含碳量的減少使內耗峰向高溫移動, 而固溶體中含 Mo 量的減少却使內耗峰向低溫移動. 由於含碳量的影響較大, 所以內耗峰在回火處理後還是向高溫移動, 不過由於被 Mo 的效應抵消一部分的關係而移動得較小. 在加碳的實驗中(圖 1), Mo 在固溶體中的含量並沒有變化, 因而內耗峰由於含碳量增加所引起的向低溫移動並沒有被相反的效應所消滅, 所以向低溫移動得很大.

下面所述的回火與再溶解處理實驗證實了上面的看法.

把在 1000°C 加碳 4 小時的試樣淬入冷水中以後, 升溫測量所得的內耗峰如圖 12 中的曲線 1. 升溫到 730°C 以後再降溫測量所得的內耗峰曲線如曲線 2. 與以前所得的結果相同, 高溫回火處理使峰的高度降低並使峰的位置向高溫移動(約 20°C). 把這根試樣在 1100°C 在乾氫中作溶解處理十分鐘後淬火, 再測量內耗時所得的內耗峰如曲線 3. 由圖可見, 經過再溶解處理後的試樣的內耗峰不但較回火試樣的內耗峰(曲線 2) 為高, 而且也比原來淬火試樣的內耗峰(曲線 1) 為高, 這表示試樣中所含的溶解碳確因再溶解處理而增加, 不過內耗峰雖然增高但同時峰的位置並沒有向低溫移動. 根據上面的看法, 這可能是由於這種再溶解處理不但使固溶體中的含碳量增加, 也使其中的含 Mo 量增加(Mo 所形成的碳化物的再溶解), 二者對於內耗峰移動的作用相反, 因而看不出來內耗峰的顯著移動. 關於合金元素的影響的進一步實驗正在繼續進行中.

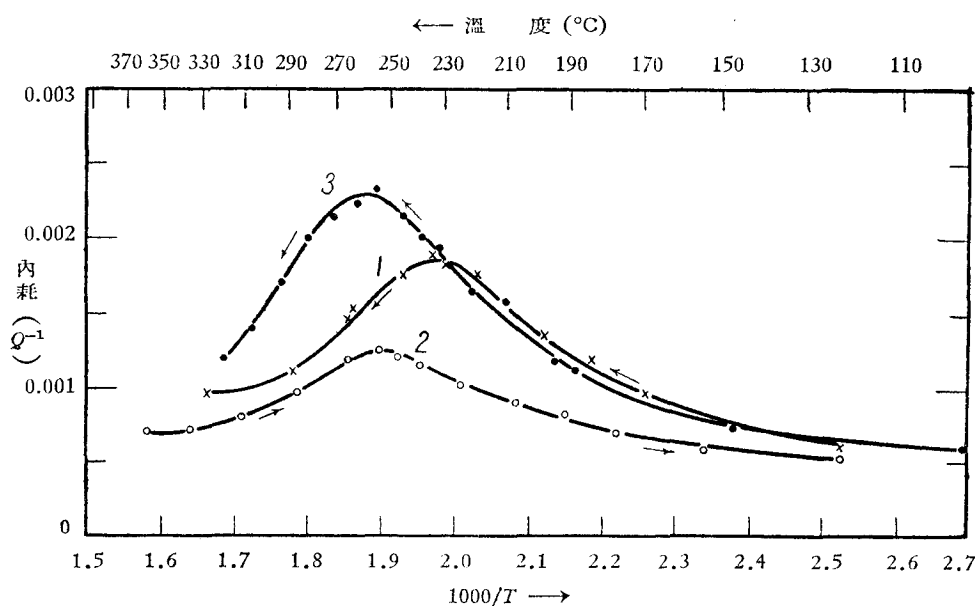


圖 12. 18/8 型不銹鋼中的碳內耗峯受回火及再溶解處理的影響。1——試樣在 1000°C 加碳 4 小時；2——在 730°C 回火後再降溫測量；3——在 1100°C 乾氫中處理十分鐘後淬火。

### (三) 關於內耗峯的機構

如果碳在面心立方系晶體中是佔據着間隙的位置，那麼要它在晶體點陣中發生應力感生擴散，則這面心立方系的晶體點陣必須最少具有下面的一種狀態：

(1) 點陣中由於合金元素的侵入而發生一定程度的畸變；(2) 點陣中有空穴(或原子空位)存在。

要了解產生內耗峯的確切機構有待於進一步的實驗。

關於碳在純鎳中因擴散而引起內耗峯的進一步實驗結果，將另有專文報導<sup>[20]</sup>。

### 參 考 文 獻

- [1] 關於這方面的一般性敘述見：葛庭燧，金屬中的內耗，科學通報，1954 年 12 月號，20 頁。
- [2] Snoek, J. L., *Physica*, **8** (1941), 711.
- [3] Kê, T. S., (葛庭燧), *Trans. AIME*, **176** (1948), 448.
- [4] ———, *Phys. Rev.*, **74** (1948), 9.
- [5] ———, *ibid.*, **74** (1948), 914.
- [6] Zener, C., *Trans. AIME*, **152** (1943), 122; *Phys. Rev.*, **71** (1947), 34.
- [7] Kê, T. S., *J. App. Phys.*, **19** (1948), 285.
- [8] Nowick, A. S., *Phys. Rev.*, **82** (1951), 340; **88** (1952), 925.
- [9] Розин, К. М. и Финкельштейн, В. Н., *ДАН СССР*, **91** (1953), 811.
- [10] Kê, T. S., *Phys. Rev.*, **71** (1947), 533.
- [11] Wells, C., Batz, W. and Mchl, R. F., *Trans. AIME*, **188** (1950), 533.

- [12] Блантер, М. Е., *ЖТФ*, **21** (1951), 818; **20** (1950), 217.  
[13] Smithells, C. J. and Ransley, C. E., *Proc. Roy. Soc. A* **155** (1936), 195.  
[14] Wert, C. and Zener, C., *Phys. Rev.* **76** (1949), 1169; **79** (1950), 601.  
[15] Le Claire, A. D., *Phil. Mag.* **42** (1951), 673.  
[16] Шмыкэв, А. А., *Справочник термиста*, Машгиз, 1952, стр. 142.  
[17] 葛庭燧、容保粹、王業寧, *物理學報*, **11** (1955), 91.  
[18] 莊育智、李有柯, *物理學報*, **10** (1954), 321.  
[19] Smoluchowski, R., *Phys. Rev.*, **63** (1943), 438.  
[20] 葛庭燧、錢知強、卡列爾·密歇克, 關於鎳中含碳所引起的內耗峯, *物理學報*, **11** (1955), 403.

---

## INTERNAL FRICTION PEAKS ASSOCIATED WITH THE STRESS-INDUCED DIFFUSION OF CARBON IN FACE- CENTERED CUBIC ALLOY-STEELS AND METALS

KÈ T'ING-SUI (T. S. KÈ) and WANG CHI-MEN

(*Institute of Metal Research, Academia Sinica*)

### ABSTRACT

Internal friction peaks associated with the presence of carbon in several types of f.c.c. alloy-steel (18/8 type stainless steel and high manganese steel) have been observed from measurements with a torsion pendulum. The temperature for maximum internal friction lies between 200-300°C with a frequency of vibration of about 1 cycle per second. The height of the peak rises and the position of the peak shifts to a lower temperature with an increase of the carbon content. When the amount of carbon in solid solution is reduced by tempering the specimen at an elevated temperature, the height of the peak lowers and the peak shifts to a higher temperature. A comparison of the activation energy and the diffusion coefficients determined by internal friction methods with those measured in conventional macro-diffusion experiments reveals that the observed internal friction peak is associated with the stress-induced diffusion of carbon in these face-centered cubic steels.

Internal friction peaks associated with the stress-induced diffusion of carbon in a Ni-Al alloy and in pure nickel have also been observed. These experiments show that the appearance of an internal friction peak associated with the diffusion of carbon in f.c.c. metals may be a general phenomenon.