

氫分子在幾種高鉻鎳合金鋼中微擴散 所引起的內耗峯*

孔慶平 葛庭燧

(中國科學院金屬研究所)

提 要

用扭擺作內耗測量,發現八種高鉻鎳合金鋼中含氫可以引起內耗峯。當振動頻率約為每秒 1.5 週時,內耗峯的巔值溫度在 610—640°C 附近。用其中一種高鉻鎳合金鋼試樣 (18 Cr 12 Ni) 進行了系統的實驗,指出這個內耗峯的基元過程是一種弛豫過程,所包含的激活能約為 46,000—50,000 卡/克分子。根據激活能的數值以及內耗峯在升溫、降溫和保溫時的變化情況,可以認為這個新內耗峯是由於氫分子在鋼中微擴散所引起來的。

內耗測量的結果也指出了在 18 Cr 12 Ni 鋼中在特定的升溫、降溫速度下氫分子與氫原子的轉變溫度範圍,所得的結果與資料上的相合。

一. 引 言

鋼中含氫對於鋼的各種性質,尤其是機械性質例如變脆和髮裂,具有重要的影響。這種影響又由於氫在鋼中的擴散情況及存在狀態的不同而不同。因而,關於氫在鋼中的擴散及其存在狀態的研究具有重要的實際意義。

內耗測量的方法能够在若干情況下研究單個原子或集團在金屬晶體中擴散的情況。這種測量方法所包含的擴散距離只有大約一個原子間距。因而,觀測所需要的時間比較短,能够進行觀測的溫度比較低。所以,用內耗方法研究氫在鋼中的擴散,並從而推斷它在不同條件下的存在狀態,可以得到一些有用的知識。

在我們的實驗室裏,曾經在幾種低合金鋼中首次觀察到鋼中含氫所引起的內耗峯^[1]。但低合金鋼中所含的氫很容易在實驗過程中逸出試樣以外,因而低合金鋼中含氫所引起的內耗峯的出現條件不容易掌握,這就妨礙了進一步的系統研究。本文採用的試樣是高鉻鎳合金鋼,在同一溫度下,氫在高鉻鎳合金鋼中的擴散係數遠比在碳鋼和

*1956 年 12 月 13 日收到。

低合金鋼中的為低^[2]，因而比較不容易在測量的過程中逸出試樣以外。

在所研究的八種高鉻鎳合金鋼中，當測量內耗的頻率約為每秒 1.5 週時，經過高溫加氫的試樣都可以在 610—640°C 附近出現內耗峯（內耗表示為溫度的函數）。這個內耗峯有很高的再現性。本文報導關於這個內耗峯的系統研究所獲得的一些初步結果。

二. 實驗裝置和試樣

測量內耗所用的裝置是扭擺^[3]。表示內耗所用的量度是 $Q^{-1} = \delta/\pi$ ， δ 是自由衰減時的對數減縮量。試樣的直徑約為 1.6 毫米，長度在 200 毫米到 250 毫米之間。測量所用的頻率在沒有特別說明時都約為 1.5 週/秒。在測量內耗時，沿着試樣長度的溫度起伏及測量誤差不超過 $\pm 2.5^\circ\text{C}$ 。

所用的試樣由八種高鉻鎳合金鋼製成，主要的成分除鐵以外見表 1。

表 1. 八種高鉻鎳合金鋼的成分。

編號	簡 稱	Cr	Ni	Si	Mn	C
1	18 Cr 12 Ni	18.17	11.94	0.81	0.19	0.21
2	18 Cr 18 Ni	17.78	18.11	1.13	0.85	0.25
3	18 Cr 24 Ni	18.56	24.31	0.12	0.20	0.15
4	15 Cr 9 Ni	15.44	9.57	1.21	0.215	0.22
5	17 Cr 9 Ni	17.14	9.04	0.72	0.975	0.54
6	21 Cr 9 Ni	21.08	9.555	2.015	0.805	0.52
7	25 Cr 21 Ni	25.54	20.99	0.13	0.22	0.11
8	20 Cr 26 Ni	19.66	26.59	0.10	0.19	0.10

其中第 1、3、7、8 四種是在本所內用低碳鋼加電解鉻和電解鎳在小型高週波電爐中煉製的。其餘第 2、4、5、6 四種是中國科學院應用化學研究所光譜組所贈送的光譜分析標準樣品。

把原始的鑄棒經過均勻化退火和熱鍛後，又經過多次冷擠，做成直徑約 1.6 毫米的線狀試樣。在用鏈擠機進行冷擠的過程中，曾經進行過幾次中間退火。

為防止試樣在高溫測量時發生氧化，我們把壓縮氮氣連續地通入測量內耗的管式電爐中作為保護氣體。氮氣在進入測量爐以前先通過加熱到 600—700°C 的銅屑爐，以去除其中所含的氧氣。

三. 加氫和去氫實驗

把上述八種試樣在高温氫氣中處理後測量內耗,一般可以得到三個內耗峯. 圖 1 是 18 Cr 18 Ni 試樣在 1200°C 濕氫中處理 4 小時淬火後由室溫升溫測量所得的內耗

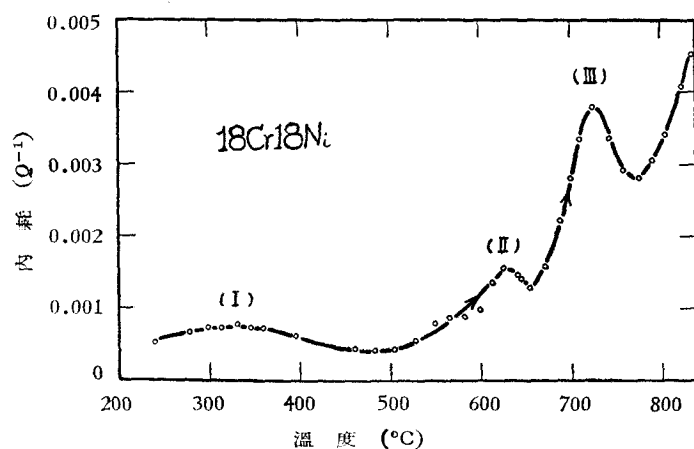


圖 1. 18 Cr 18 Ni 試樣在 1200°C 濕氫處理 4 小時後的內耗

曲線. 這曲線上有三個內耗峯. 根據以往的工作,在 330°C 附近出現的第一個內耗峯是由於碳在面心立方系合金鋼中微擴散所引起來的^[4]. 第二個和第三個內耗峯則都是新發現的. 第三個內耗峯,即 730°C 附近的內耗峯,在這幾種高鉻鎳合金鋼中普遍出現. 最近的實驗結果指出它可能是由於合金元素在固溶體中的微擴散所引起,有關這方面的研究結果將另有專文報導. 本文所要詳細報導的是關於第二個內耗峯,即 630°C 附近的內耗峯.

這個新內耗峯在高温乾氫處理後不出現或者很低,而在高温濕氫處理後,則隨着處理時間的增加或處理溫度的升高而增高. 圖 2 (1) 的曲線 I 是 15 Cr 9 Ni 試樣在 1150°C 乾氫處理 45 分鐘淬火後升溫測量所得的內耗曲線. 把試樣又在 1200°C 濕氫處理 4 小時,淬火後升溫測量內耗,得到曲線 II. 可見,在試樣經過濕氫處理以後,便顯著地出現了 630°C 附近的內耗峯. 圖 2 (2) 的曲線 I 是 25 Cr 21 Ni 的試樣在 1200°C 乾氫處理 1 小時淬火後升溫測量得到的. 曲線 II 是試樣又在 1100°C 濕氫處理 11 小時淬火後升溫測量得到的. 曲線 III 是把曲線 II 的試樣繼續在 1200°C 濕氫處理 8 小時淬火後升溫測量得到的. 由於濕氫處理的結果,碳擴散所引起的內耗峯(在 330°C 附近)逐步降低,最後在曲線 III 上完全消逝不見,而 630°C 附近的內耗峯則由於濕氫處理溫度的升高和時間的加長而逐漸升高. 圖 3(1) 的曲線 I 是 18 Cr 12 Ni

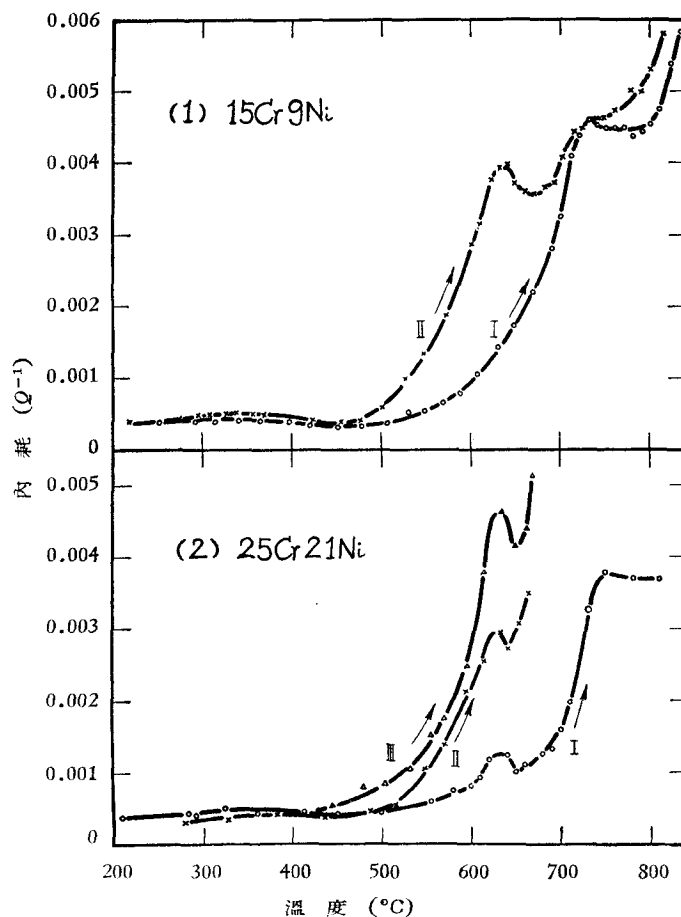
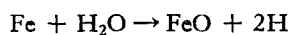


圖 2. (1) 15Cr9Ni 試樣在氫氣中處理後的內耗：I. 1150°C 乾氫處理 45 分鐘；II. 同一試樣再在 1200°C 濕氫處理 4 小時。
(2) 25Cr21Ni 試樣在氫氣中處理後的內耗：I. 1200°C 乾氫處理 1 小時；II. 同一試樣再在 1100°C 濕氫處理 11 小時；III. 同一試樣再在 1200°C 濕氫處理 8 小時。

試樣在 1100°C 濕氫處理 8 小時淬火後升溫測量得到的。曲線 II 是把曲線 I 的試樣繼續在 1100°C 濕氫處理 9 小時淬火後升溫測量得到的。由於濕氫處理時間的增加，碳擴散內耗峯消逝，而 630°C 附近的內耗峯升高。在其餘的幾種高鉻鎳合金鋼中也得到了類似的結果。當測量頻率約為 1.5 週/秒時，這個內耗峯（以後統稱作 630°C 峯）出現的溫度範圍在 610—640°C 之間。

在濕氫處理過程中，一方面試樣中的碳漸漸去除，另一方面試樣與水蒸汽發生下述的化學反應：



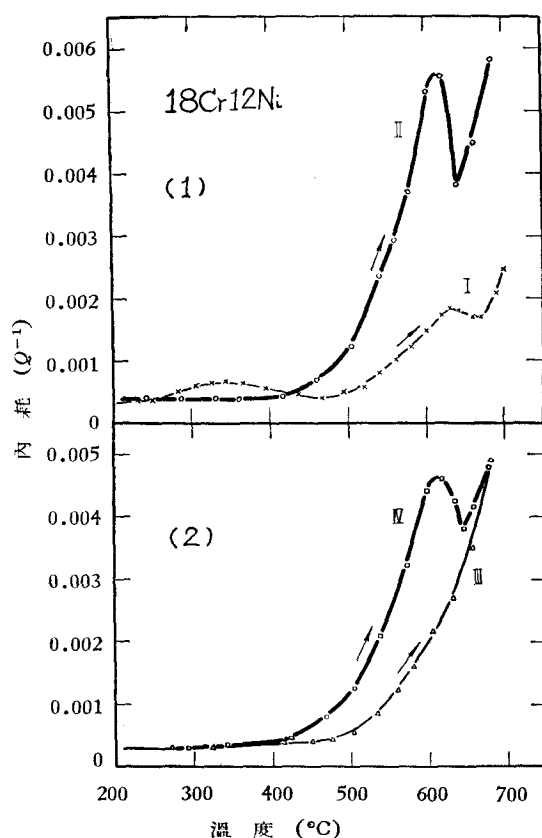


圖 3. 18Cr12Ni 試樣加氫、去氫和再加氫後的內耗：I. 1100 $^{\circ}\text{C}$ 濕氫處理 8 小時；II. 同一試樣再在 1100 $^{\circ}\text{C}$ 濕氫處理 9 小時；III. 同一試樣再在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 真空處理 140 分鐘；IV. 同一試樣再在 1100 $^{\circ}\text{C}$ 濕氫處理 10 小時。

所得的氫很容易進入試樣內，因而得到加氫的效果。上述的實驗結果使我們推想到 630 $^{\circ}\text{C}$ 附近的內耗峯可能與試樣中的含氫有關係。

為了判定這個內耗峯是否由氫所引起，把圖 3(1) 的曲線 II 的試樣在真空度為 10^{-3} — 10^{-4} 毫米 Hg 的石英管真空爐內在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 處理了 140 分鐘，然後令試樣與保持真空的石英管一同在空氣中冷卻（試樣的溫度在兩分鐘內由 1050 $^{\circ}\text{C}$ 降到 420 $^{\circ}\text{C}$ ，由於實驗條件的限制，沒有進行真空淬火）。把經過高溫真空處理的試樣由室溫升溫測量內耗，結果如圖 3(2) 中的曲線 III，內耗峯因高溫真空處理而不顯著。定氫的結果表明，在真空處理前曲線 II 的試樣中的含氫量約為 10 c.c./100 克，經過真空處理後曲線 III 的試樣中的含氫量約為 4 c.c./100 克。再把曲線 III 的試樣在 1100 $^{\circ}\text{C}$ 濕氫處理 10 小時，淬火後升溫測量內耗，內耗峯又重新升高，如圖 3(2) 中的曲線 IV 所示。

雖然曲線 I、II、IV 是在淬火後測量得到的，而曲線 III 是在空冷後得到的，但經過 1100°C 濕氫處理 17 小時（即與曲線 II 經過同樣的濕氫處理）的試樣在爐冷後也可以得到和曲線 II 差不多同樣高度的內耗峯。可見，這個內耗峯不是由於淬火處理所引起來的。

在上述圖 3 中的加氫、去氫和再加氫的過程中，晶粒大小並沒有發生顯著的變化，平均晶粒大小都是 120μ 左右。因而，內耗峯的升高或降低不是由於晶粒大小的變化。圖 3 中曲線 II、III 的試樣所含的碳量都在 $0.03-0.04\%$ 左右，曲線 IV 的含碳量更較此為低。按照平衡圖的數據來看，這個含碳量在這種鋼的室溫溶解度以內^[5]，因而在處理和測量過程中，不應該有碳化物的溶解或沉澱發生。18Cr12Ni 鋼的馬氏體轉變點 M_s 在室溫以下^[6]，在處理和測量的過程中不會發生馬氏體的形成或分解。金相觀察表明，曲線 II、III、IV 的試樣在測量前後都是單相的奧氏體組織，沒有碳化物或馬氏體出現。因而，這個內耗峯不是由於與碳化物或馬氏體有關的相變所引起。在濕氫處理過程中雖然也存在着加氧的可能性，但氧在 γ -型鋼中的擴散係數很低^[7]。根據擴散的拋物線定律估計，在圖 3 的濕氫處理溫度和時間以內，氧擴散到試樣內部的深度的數量級是 10^{-2} 毫米。這個深度與試樣的半徑相比可以忽略，不會因此而引起顯著的內耗效應。在真空處理過程中，由於處理的溫度較低、時間較短，試樣中的氧含量應該基本上不發生變化，而圖 3 中曲線 II、III 上的內耗峯却顯示了巨大的差別。因而可以斷定這個內耗峯與氧無關。

根據圖 3 的加氫、去氫和定氫實驗以及上述的分析，我們認為，這個內耗峯是由於試樣中含氫所引起。

四. 升溫、降溫 and 保溫實驗

這個內耗峯有一個顯著的特點，用含氫的試樣由室溫升溫測量可以得到內耗峯（升溫速度一般是 $3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 左右），而升到高溫例如 $640-800^{\circ}\text{C}$ 之間的任何溫度以後，降溫測量時則內耗峯不出現（降溫速度一般是 $3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 左右）。這並不表示氫已逸出，因為當冷卻到室溫經過一定的時間以後，再升溫測量一般又可以得到內耗峯。圖 4 的曲線 I 是 18Cr12Ni 試樣經過高溫加氫後由室溫升溫測量所得的內耗曲線，測量到 665°C 以後再降溫測量時，所得的內耗曲線如虛線所示，內耗峯消逝不見。當試樣的溫度在爐中冷卻並且在室溫停留了 6 小時以後，再從室溫升溫測量內耗，得到曲線 II，內耗峯又重新出現。

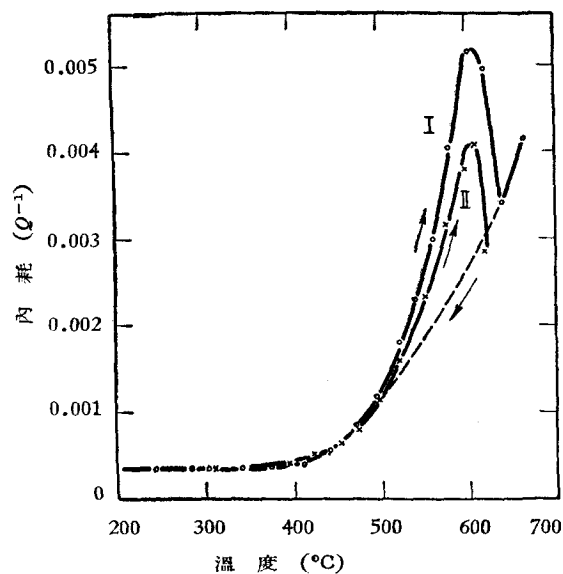


圖 4. 18Cr12Ni 試樣在升溫、降溫和再升溫時的內耗：I. 高溫加氫後升溫測量時的內耗曲線；----- (虛線)，從 665°C 降溫測量時的內耗曲線；II. 爐冷並在室溫擱置 6 小時後再升溫測量時的內耗曲線。

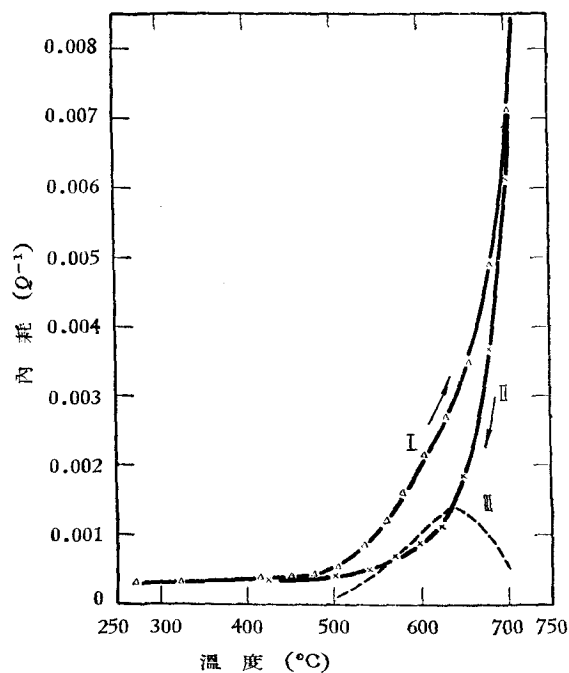


圖 5. 含氫較少的 18Cr12Ni 試樣在升溫和降溫測量時的內耗：I. 升溫測量時的內耗曲線；II. 從 730°C 降溫測量時的內耗曲線；III. 曲線 I 減去曲線 II 所得的內耗曲線。

在試樣含氫較少的情况下,有時在升溫測量過程中並不能觀察到明顯的內耗峯。但從升溫內耗曲線減去降溫內耗曲線時便可以得到內耗峯。例如用含氫 4c.c./100 克的 18 Cr 12 Ni 試樣升溫測量內耗,得到圖 5 中的曲線 I (即圖 3 中的曲線 III),再從 730°C 降溫測量內耗,得到圖 5 中的曲線 II。從曲線 I 減去曲線 II,便在 630°C 附近得到一個明顯的內耗峯,如虛線 III 所示。由此可知,升溫測量所得的內耗曲線是氫內耗峯與內耗背景疊加的結果,降溫測量時氫內耗峯消逝不見,因而從升溫時的內耗曲線減去降溫時的內耗曲線所得的內耗峯是由於試樣中含氫所引起的。

我們還發現,從較高的溫度降溫後再升溫測量時,必須冷卻到一定的溫度以下才可以再得到內耗峯。圖 6 的曲線 I 是 18 Cr 12 Ni 試樣經過高溫加氫後在室溫擱置 20

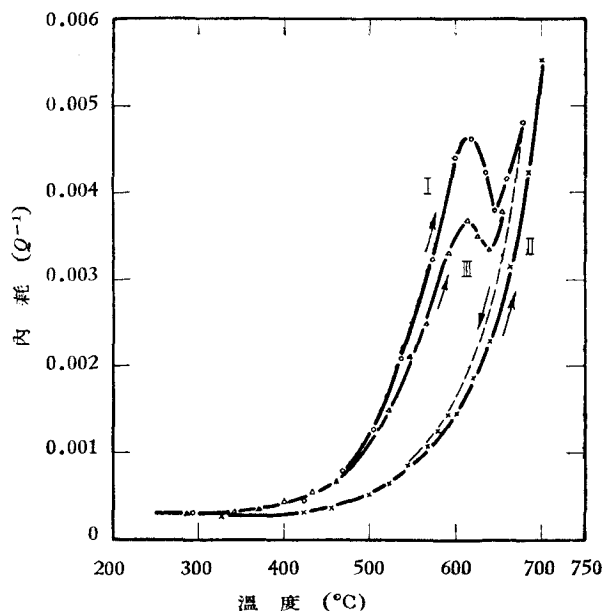


圖 6. 18 Cr 12 Ni 試樣在升溫、降溫和從不同的溫度再升溫測量時的內耗: I. 高溫加氫並在室溫擱置 20 小時後升溫測量時的內耗曲線; ----- (虛線), 從 680°C 降溫測量時的內耗曲線; II. 降溫到 328°C 並保溫 2 小時後再升溫測量時的內耗曲線; IV. 從 700°C 爐冷並在室溫擱置 6 小時後再升溫測量時的內耗曲線。

小時再升溫測量時所得到的。測量到 680°C 以後降溫測量到 570°C, 並立即從 570°C 再升溫測量, 在 630°C 附近並不出現內耗峯(圖中未畫出)。當升溫測量到 680°C 再降溫測量時, 內耗如圖中的虛線所示。降溫測量到 328°C, 並在這個溫度保溫 2 小時再升溫測量, 得到曲線 II, 內耗峯仍不出現。從 700°C 爐冷並在室溫保持 6 小時以後再由室溫升溫測量內耗, 得到曲線 III, 這時內耗峯又重新出現, 不過高度比曲線 I

稍低。把曲線 III 的試樣在室溫擱置 45 天後，再升溫測量內耗，內耗峯又回復到曲線 I 的高度。

另外，我們還觀察到，當升溫測量到一定的溫度以上，如 550°C 以上，尤其在 $600\text{—}650^{\circ}\text{C}$ 附近，內耗有隨着保溫時間而下降的現象，最初下降得較快，隨後便下降得較慢。在 550°C 以下保溫，這個現象不顯著。

如果假定這個內耗峯是由於氫分子所引起來的，則圖 4、5、6 中的現象都可以得到解釋。因為由室溫升溫測量內耗時，試樣中的氫除了少量的以原子狀態而存在以外，其餘的都處於分子狀態。當測量到峯的巔值溫度時，氫分子還來不及分解或者還來不及完全分解，因而可以引起內耗峯。當達到較高的溫度後，氫分子已經分解為原子，降溫測量到峯的巔值溫度時還沒有聚合為分子，所以內耗峯不出現。氫分子一旦分解以後，必須降溫到一定的溫度以下，氫原子才能重新聚合而成為氫分子，所以又可以重新引起內耗峯。在室溫擱置時間增加使內耗峯增高的現象，顯然是由於氫原子聚合為氫分子的過程不但與溫度有關，而且與時間有關。至於升溫測量到 550°C 以上，內耗隨保溫時間而下降的過程，可能正是氫分子分解的過程。

如果這個看法是正確的，那麼根據上述的實驗結果，可以認為，在 18 Cr 12 Ni 鋼中以大約 $3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的升溫速度加熱時，氫分子開始發生顯著的分解的溫度在 $550\text{—}600^{\circ}\text{C}$ 之間；而以大約 $3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的降溫速度冷卻時，必須冷卻到 328°C 以下才能重新聚合為分子。一般資料上認為鋼中氫分子分解為氫原子的溫度範圍在 $400\text{—}800^{\circ}\text{C}$ 之間^[8]，因而我們假定這個內耗峯是由於氫分子所引起，是合理的。

五. 激活能的測量

一般而言，由於弛豫過程而引起的內耗峯應該是穩定的，即在降溫測量時也應該出現。如果內耗峯僅僅在升溫時出現，那麼這內耗峯可能並不是一個真的內耗峯。

為了判定這個內耗峯是否由一種弛豫過程所引起，我們用較快的升溫速度升溫到一定的溫度（例如 600°C ）使氫分子來不及完全分解，並且用比較低的頻率測量內耗，以便於能夠在較低的溫度觀察到內耗峯。結果，我們在降溫過程中也可以得到內耗峯。如圖 7 中的曲線 I、II、III 是把三個經過高溫加氫的 18 Cr 12 Ni 試樣用較快的升溫速度（ $14^{\circ}\text{C}/\text{分}$ ）分別升溫到 597°C 、 595°C 和 578°C 並立即降溫測量所得到的內耗曲線。測量的頻率分別為 0.37 週/秒、0.35 週/秒和 0.33 週/秒。結果在 $550\text{—}560^{\circ}\text{C}$ 附近都出現了內耗峯。可見，這個內耗峯的基元過程是一種弛豫過程。

如果所觀測的新內耗峯是包含着一種擴散過程，那麼，這個過程應該具有一定的激

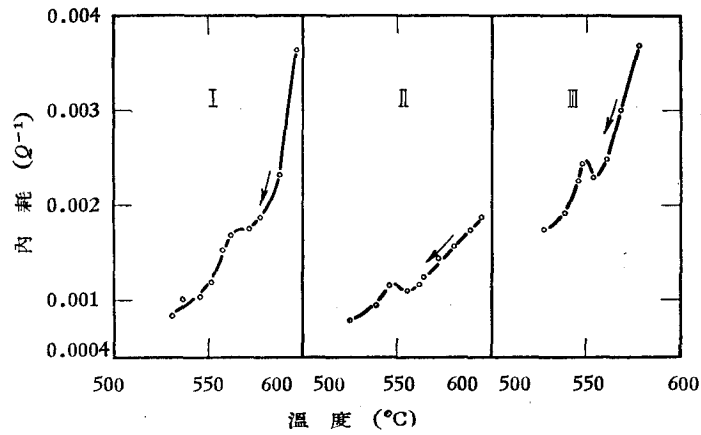


圖 7. 三個 18 Cr 12 Ni 試樣用較低頻率在降溫測量時所得的內耗峯：I. 從 597°C 降溫測量，頻率 0.37 週/秒；II. 從 595°C 降溫測量，頻率 0.35 週/秒；III. 從 578°C 降溫測量，頻率 0.33 週/秒。

活能。爲了求出這激活能，我們用不同的頻率測定 18 Cr 12 Ni 試樣的內耗曲線。圖 8 中的曲線 I、II 是分別用 0.43 週/秒 和 1.6 週/秒 的頻率測量同一根試樣的內

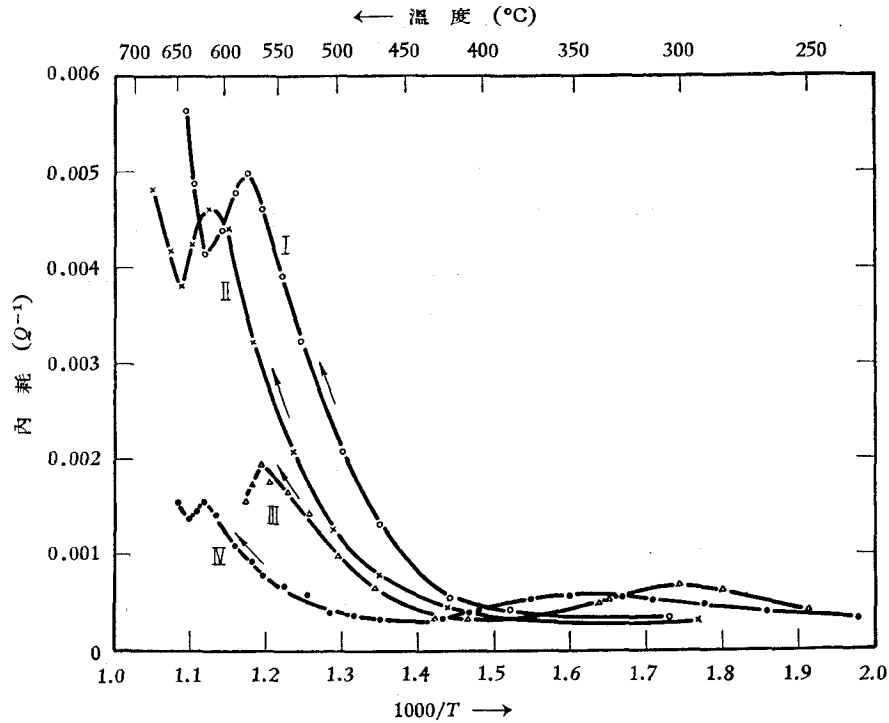


圖 8. 18 Cr 12 Ni 試樣用不同頻率測量時的內耗：I. II. 同一試樣分別用 0.43 週/秒 和 1.6 週/秒 的頻率測量時的內耗曲線；III. IV. 另一試樣分別用 0.35 週/秒 和 1.78 週/秒 的頻率測量時的內耗曲線。

耗所得到的。曲線 III、IV 是分別用 0.35 週/秒 和 1.78 週/秒 的頻率測量另一根試樣的內耗所得到的。由這兩組曲線所求得的激活能之值約為 46,000—50,000 卡/克分子。

W. Geller 和孫德和在 1950 年發表了氫在不同成分的鋼中擴散的結果^[2]。其中指出，氫在 18 Cr 9 Ni 鋼中擴散的激活能是 13,450 卡/克原子。在這個工作中的測量溫度較高（一直到 1200°C），因而所求得的激活能應該是氫原子擴散的激活能。我們所用的 18 Cr 12 Ni 試樣與 18 Cr 9 Ni 鋼的結構相同、成分相近，氫原子擴散的激活能也應該相近。但這個內耗峯所包含的激活能卻遠比氫原子擴散的激活能為大。既然，上述的實驗結果已經指出這個內耗峯是由於試樣中含氫所引起，而根據所測得的激活能的數值來說，這個內耗峯又顯然不是由於氫原子擴散所引起的，所以我們有理由認為這個內耗峯是由於氫分子在高鉻鎳合金鋼中微擴散所引起來的。

在一般傳統的氫擴散實驗中，由於實驗溫度很高，氫分子已經分解為原子，因而不容易研究氫分子的擴散。而在較低的溫度下，由於氫分子的擴散進行得很慢，又不易為一般的實驗方法所察覺。本文結果表明，在氫分子沒有分解或者沒有完全分解以前，可以在晶體點陣中進行應力感生的微擴散。因而，就可以用內耗的方法研究氫分子的擴散以及合金元素對氫擴散的影響。此外，還可以通過內耗峯的消長變化來研究合金鋼中氫分子與氫原子之間的轉變的動力學。

六. 討 論

Б. Н. Финкельштейн 同他的合作者曾指出，把 25—20 型奧氏體鋼（Гост 5632—51）的試樣從高溫淬火後，可以在 650°C 得到一個內耗峯（所用的振動頻率約為 1 週/秒）^[9]。他們認為這個內耗峯是由於晶粒間界的粘滯性滑移所引起。但是，在文獻 [9] 所述的實驗條件下，我們在 25 Cr 21 Ni 及它種成分的高鉻鎳合金鋼中，並沒有觀察到由於晶粒間界的粘滯性滑移所引起的內耗峯。雖然本文報告的新內耗峯的出現溫度與 650°C 相近，但本文第三、四、五節所述的實驗結果顯然不能用晶粒間界的粘滯性滑移來解釋。為了更確切地判定這個內耗峯是否由於晶粒間界的滑移所引起，我們測量了一個大晶粒試樣在加氫以後的內耗。如果這個內耗峯是由於晶粒間界滑移所引起，則當測量頻率相同時，大晶粒試樣的內耗峯的位置應該向高溫移動^[10]。實驗結果表明，當所用試樣的成分及測量的頻率相同時，晶粒大小平均為 250 μ 的試樣的內耗峯的出現溫度與晶粒大小平均為 120 μ 的試樣的並沒有顯著的差別。由此可見，所觀測的內耗峯不是由於晶粒間界的粘滯性滑移所引起來的。

本文中的定氫實驗是本所冶煉化學研究室氣體組張子青同志等用微量定氫裝置進

行的，化學成分的分析是本所分析組擔任的，在實驗工作上曾經得到劉少谷同志的不少幫助，謹此一併致謝。

參 考 文 獻

- [1] 葛庭燧，容保粹，物理學報 **10** (1954), 153; *Scientia Sinica* **3** (1954), 261.
- [2] Geller, W. and Sun Tak-ho (孫德和), *Archiv für das Eisenhüttenwesen* **21** (1950), 423.
- [3] Kê T. S. (葛庭燧), *Phy. Rev.* **71** (1947), 533.
- [4] 葛庭燧，王其閔，物理學報 **11** (1955), 387; *Scientia Sinica* **4** (1955), 501.
- [5] Гуляев, А. П., *Металловедение (оворонгиз, 1951)*, стр. 399.
- [6] Cina, B., *J. Iron Steel Inst.* **177** (1954), 406.
- [7] Barrer, R. M., *Diffusion in and through Solids* (Cambridge University press, 1951), p. 224.
- [8] Морозов, А. Н., *Водород и азот в стали (Металлургиздат, 1950)*, стр. 64.
- [9] Розин, К. М. и Финкельштейн Б. Н., *ДАН СССР* **91** (1953), 811.
- [10] Kê T. S. (葛庭燧), *Phy. Rev.* **72** (1947), 41.

INTERNAL FRICTION PEAK ASSOCIATED WITH THE STRESS-INDUCED DIFFUSION OF HYDROGEN MOLECULES IN HIGH CHROMIUM-NICKEL ALLOY STEELS

K'UNG CH'ING-P'ING and Kê T'ING-SUI (T. S. Kê)

(Institute of Metal Research, Academia Sinica)

ABSTRACT

Internal friction peaks associated with the presence of hydrogen in eight types of high chromium-nickel alloy steel were observed in measurements with a torsion pendulum. The optimum temperature for maximum internal friction lies between 610—640°C for a frequency of vibration of about 1.5 cycles per second. Systematic investigations were made with specimens containing 18% of Cr and 12% of Ni. The elementary process for this internal friction peak was found to be a relaxation process, associated with an activation energy of about 46,000—50,000 calories per mole. Judging from the value of this activation energy, as well as from the behavior of the internal friction peak when the measurements were taken while the temperature was raised, lowered and kept constant, the conclusion was reached that the new internal friction peak is associated with the stress-induced micro-diffusion of hydrogen molecules in high alloy steels.

Internal friction measurements were also able to disclose the temperature range in which transformations between hydrogen molecules and hydrogen atoms are taking place in 18 Cr 12 Ni alloy steel specimens for a given rate of heating and cooling. The results obtained are in agreement with those found in the literature.