

應力腐蝕破裂的防止與控制

廖 啓 民 譯

中國鋼鐵股份有限公司研究發展處工程師

摘要

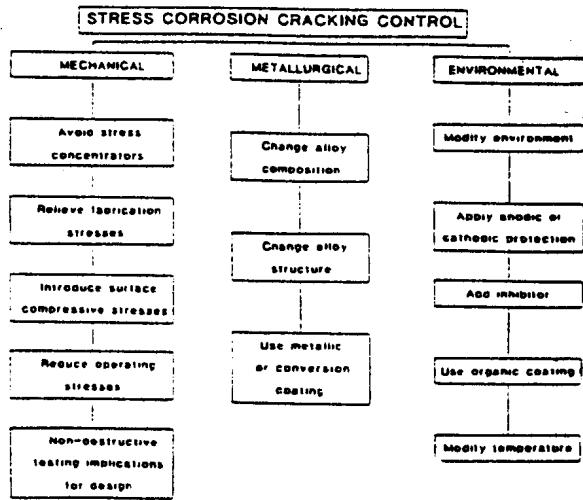
應力腐蝕破裂 (Stress corrosion cracking, SCC) 是一種複雜多變的問題，因此其防止與控制方法有許多方式，有些是根據實驗室的試驗數據，有些則首先考慮臨界應力 (Threshold stress) 和裂縫速率，這些參數通常被用以評估 SCC 的敏感度 (Susceptibility)，而它們與所處狀況有關，因此實驗室的試驗應在結構物使用時所面對的環境和應力狀況下來進行。

SCC 的防止和控制方法可簡單的基於(1)冶金學的 (metallurgical) (2)電化學的 (electrochemical) 或環境的 (environmental) (3)力學的 (mechanical) 以及(4)操作的 (operational) 四種觀點來區分。以冶金學觀點而言，包括合金成份的改良 (包含介在物控制) 以及組織的改善 (包含晶粒大小的控制)。以電化學和環境控制而言，可藉著應用於其他腐蝕形態的所有方法，也就是電位控制、添加抑制劑 (inhibitor) 和金屬或有機塗層 (coating) 的應用等。以力學觀點而言，許多 SCC 的發生與結構體中的殘留應力 (Residual stress) 有關，因此殘留應力的控制有時是一種避免 SCC 的有效方法，可考慮部分或全部熱應力消除，以及使表面產生壓應力，否則裂縫可能於該處產生。對於工廠操作方面，雖然操作條件是基於多方面考慮而訂定的，但若能減少應力變動，避免循環性負荷 (cyclic loading) 及降低溫度，則對於防止 SCC 是相當有助益的。

一、前 言

應力腐蝕的發生必須具備三個條件：敏感性的合金曝露於特定之環境中，並承受超過某一臨界值之應力。因此要控制應力腐蝕就必須針對此三個條件中的一個或全部予以解決。但是在一些特別的使用狀況下，往往必須排除一些可用來防止的方法，譬如說：由於重量或強度之要求，必須使用對 SCC 敏感的材料。此外，基於對結構體的要求不同，其防制觀點亦有差異，例如面對壓力容器中緩慢生長的裂縫與面對其他容器中相似的裂縫生長，而其破裂結果只不過滲出無害液體兩種情況下，所採取的態度是不同的。理想的狀況下，防止 SCC

的方法應從合金的選擇開始，而後再考慮應力和環境的可能改善，此三種因素的改善方式示於圖(一)。在設計階段並未考慮到會發生應力腐蝕的工廠却發生 SCC 的例子並不少見，這種狀況下，其防止之道就更被局限，甚至於有時候必須容忍裂縫的繼續生長，而只能藉著適當的操作以減低裂縫生長速率來控制此裂縫。因此無論使用何種控制或防止 SCC 的方法，除非已有相關的使用經驗，否則應依實驗室的試驗結果來選用防制方法。此外，由實際的一些問題點開始和實驗室的數據牽連上，對於其 SCC 防治將是很有用的。



圖(一) 應力腐蝕的控制方式

二、實驗的試驗及其應用

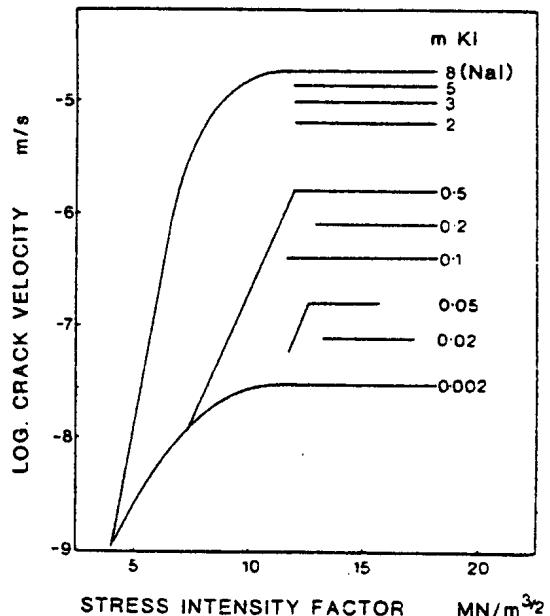
評估 SCC 敏感度的參數為臨界應力 (Threshold stress) 或應力強度因子 (Stress intensity factor) 及裂縫速率 (crack velocity)。理想的材料是當承受低於使用期間可能發生之最大應力值以下的應力時，其裂縫速率為零，但是這種材料並不存在，因此只能從可用的材料中選擇一種在類似工廠操作負荷狀況下，擁有最大臨界應力與最小裂縫速率之材料。不同合金對 SCC 的敏感度也不同，而同一合金其破裂速率也將因環境和承受應力的狀況而變。

表(一) 在不同濃度的沸騰硝酸鹽溶液中，軟鋼的臨界應力值 (N/mm^2)⁽¹⁾

Nitrate	Threshold stress values, N/mm^2			
	8N	4N	2.5N	1N
NH_4NO_3	15.4	23.2	54.1	92.7
$\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$	38.6	54.1	92.7	177.6
LiNO_3	38.6	61.8	146.7 (2N)	177.6
KNO_3	46.3	69.5	108.1	185.3
NaNO_3	61.8	146.7	169.9	200.8

表(一)⁽¹⁾為軟鋼的臨界應力值，這是在含不同陽離子和不同濃度的沸騰硝酸鹽溶液中所進行的定應變試驗 (Constant strain test)。很明顯的，隨著在硝酸鹽中陽離子種類和濃度不同，其臨界應力可變化超過一個位數 (order)；相同的情形也發生於破裂速率。圖

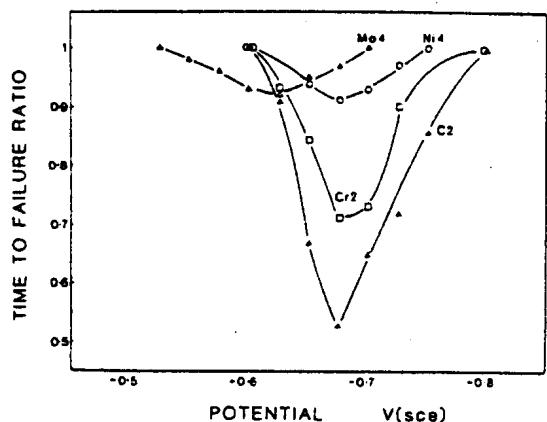
(二)⁽²⁾顯示在溶液中的碘化物濃度對高強度鋁合金之破裂速率有很明顯的影響。



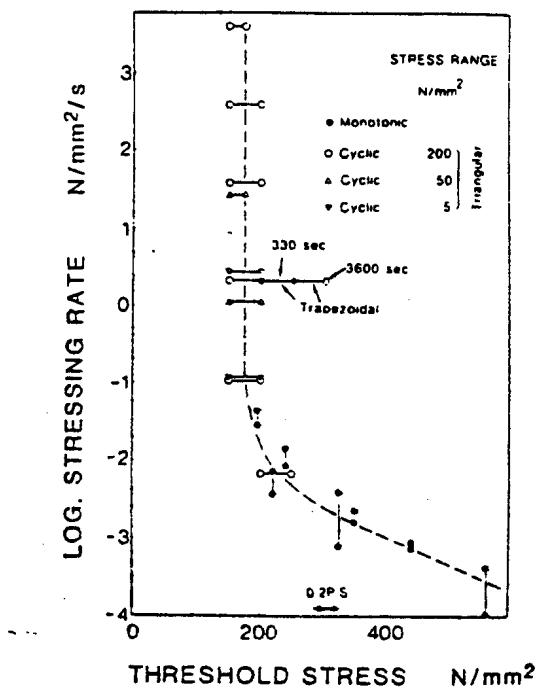
圖(二) 7079-T651 鋁合金板在電位 -0.7 V (SCE) ，pH 值 6，溫度 23°C 狀況下，碘化物濃度對 SCC 的效應⁽²⁾

以上的結果顯示，除非對於環境因素已有所考慮，否則對某一材料 SCC 敏感度的探討是沒有多大意義的。事實上，問題的複雜性超過以上所述的合金不變而環境改變的情況：一系列對某一環境敏感的合金，將因其曝露狀況不同而改變其敏感順序。接下來的問題將是：對於在某一環境中所選用的某一合金，其使用狀況可能異於實驗室中的預測，而發生意想不到的破壞，這裏可以用肥粒鐵鋼在兩種不同環境中，合金元素的添加對其破裂的效應來說明⁽³⁾。圖(三)即是肥粒鐵鋼中添加 Cr, Ni 或 Mo 對於在 $\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{NaHCO}_3$ 溶液中的破壞時間比值 (time to failure ratio) — 採用低應變速率試驗 (slow strain rate testing, SSRT)。曲線界限內的區域可視為與破裂的敏感度成比例，因此，與未添加合金的碳鋼相比，可見這些元素的添加是有益的，尤其是 Mo 的添加。然而，圖(四)顯示在 NaOH 溶液中作相同的實驗時，添加 Cr, Ni 的合金仍保持其助益性，但添加 Mo 的合金却比未添加時還差，也就是說 Mo 的添加在某些環境下是

有益，而在別種環境下却可能是有害的，其他相似的例子在文獻中也可經常發現。例如圖(三)和圖(四)顯示 Ni 的添加對於肥粒鐵鋼在 Na_2CO_3 + NaHCO_3 或 NaOH 的環境中是有益的，但是對 C - Mn 鋼而言，Ni 的添加反而會在沸騰之 MgCl_2 溶液中扮演有害的角色⁽⁴⁾。



圖(三) 低合金肥粒鐵鋼在 75 °C 之 IN Na_2CO_3 溶液中的低應變速率試驗中，外加電位對其破壞時間比值的影響⁽³⁾



圖(四) 低合金肥粒鐵鋼在沸騰之 8.75 N NaOH 溶液中的低應變速率試驗中，外加電位對其破壞時間比值的影響⁽³⁾

圖(三)和圖(四)也顯示，對於在某些環境下，發生破裂的敏感度是與電位有關，事實上對於所有系統，破壞均發生於某一特定的電位範圍內。電位會因表面狀況而有顯著的改變，因此，吾人在實驗室中小心的清洗、磨平成預裂金屬的表面，對於實際使用狀況並未能提供很好的相關性，反而容易在將實驗室的結果轉移到實際使用狀況時發生誤導。此觀點可藉著經過塗層及陰極保護之高壓氣體輸送管線的 SCC 來說明⁽⁵⁾。造成這種破壞的環境幾乎均為碳酸鹽-重碳酸鹽 (Carbonate-bicarbonate) 之混合溶液，其會使管線在有關的溫度下處在 -0.6 V (SCE) 的電位，而造成沿晶應力腐蝕破裂 (intergranular stress corrosion cracking, IGSCC)。若以定電流 (galvanostatically) 方式在已車削或拋光的管線表面施以陰極電流 (cathodic current)，事實上不可能使管線維持在破裂的電位區內；但若是在含有軋延錫皮 (mill scale) 的管線表面作相同處理，却可能使管線維持在破裂電位區內相當一段時間，這是因為此二種不同形態的表面會產生不同的極化特性，所以其結果也就不同⁽⁶⁾。

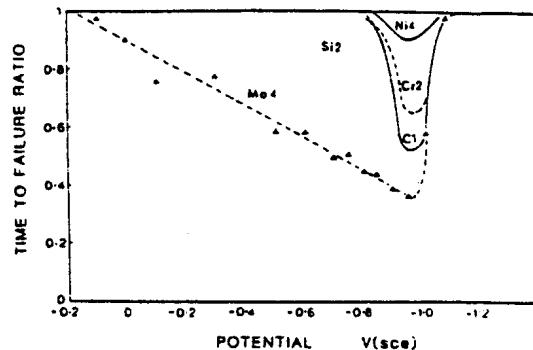
在實驗室中模擬使用狀況下的環境及所處的電位與模擬其應力狀況是同樣重要的。腐蝕過程與時間是有關係的，例如在氫誘起之破裂 (hydrogen induced cracking, HIC) 中，氫在金屬中傳導即需要時間。一般而言，動力學的探討對任何狀況下的環境敏感破裂 (environment sensitive fracture) 的了解都是有幫助的。譬如在裂縫尖端溶解 (crack tip dissolution) 是裂縫生長的控制因子之系統中，當低於臨界狀況下，材料之表面薄膜仍具有保護性，因為其再生 (repair) 的速率不比其溶解破壞的速率慢；但當應力超過臨界應力時，保護膜的再生速率比溶解破壞速率慢，此時基材 (bared metal) 將會溶解，因而促進裂縫的生長。另外在應力更大的狀況下，不再是溶解控制裂縫生長，而傾向於延性或其他基本的機械形態的破壞，整個淨效應如圖(二)所示的裂縫速率與應力強度因子的關係。原則上，不論表面最初是平整或含有缺陷均可應用此關係。應力所扮演的角色是在大於臨界

應力狀況下，促使變形速率（deformation rate）超越基材重新生成薄膜速率的能力，也就是有效的應變速率比應力本身更為重要。應變速率對於環境敏感破裂的關係已在一些金屬—環境的組合中被證實，其中包括一些在含有氯之破裂成長機構之組合。

在低於潛變（creep）會發生的溫度下使用的靜態結構物，雖然其設計標準並未直接考慮到會發生微量的塑性變形，但實際上塑性變形却可能發生，尤其是在循環負荷（cyclic loading）下或由於工廠開機、關機所造成的瞬間應力變化下，將會產生環境敏感破裂所需的塑性變形。由不同的系統所得的資料顯示^(8,9)：在會造成環境敏感破裂的系統中，低頻率循環負荷與單向負荷（monotonic loading）的效應無法分辨，這是因為這兩種負荷形態所造成的應變速率效應相同所致。有證據顯示⁽⁹⁾，在低應變速率試驗或循環性負荷試驗中會明顯發生的動態應變效應（dynamic straining effect），即使在定負荷試驗（constant load test）中也會發生。因此，在一些系統中，或許於有關的溫度下，可藉著應力和材料潛變特性的依存性來估計 SCC 的臨界應力。

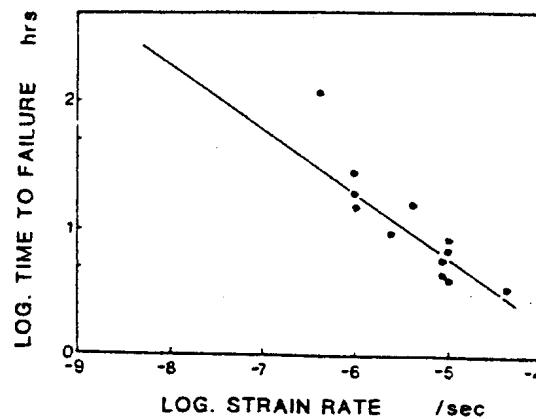
以上的意思即在暗示：臨界應力或應力強度並不只是與某特定合金在某環境下有關係，而且也與應變速率有關。事實上，在許多非常低的應變速率系統中，浸於某種環境中的合金可受力至其最大拉伸強度（ultimate tensile strength, UTS）而不會破裂；但在高應變速率的情況下，則會快速的促進其破裂。圖(五)⁽¹⁰⁾即顯示此一結果，鑄造的鎳鋁青銅在海水中，當所受的應力速率近於 $10^{-4} \text{ N/mm}^2/\text{sec}$ （相當於單向應變速率為 $2.9 \times 10^{-8}/\text{sec}$ ），可得其臨界應力約達此合金的 UTS。圖(五)之所以用應力速率而不用應變速率是因為由一些有關循環負荷的實驗顯示在每一個負荷循環中，其應變速率必然不同，當然在單向應變中，應力也會有些變化，但會在某個範圍內，如圖(五)所示。對於相似的應力速率而言，不論單向負荷或循環負荷，其臨界應力基本上都相同，此臨界應力會因應力狀況的不同而高

達其 UTS 或低至其 0.2% 橫截應力（proof stress）的 60%。



圖(五) 鑄造之鎳鋁青銅在海水中，於 -0.15 V (SCE) 電位下的單向和循環負荷試驗中，臨界應力與應力速率的函數關係曲線⁽⁹⁾

另一個評估敏感度的標準是裂縫速率，而這也與應變速率有關，因為應變速率控制膜破裂的頻率，而影響金屬的露出、溶解和膜的再生。現以 Garud 和 Gerber⁽¹¹⁾，對於敏化的 304 不鏽鋼在沸水或反應器（boiling water reactor, BWR）環境中的研究為例，他們以應變速率和其相關的參數來表示 IGSCC 所需的時間，因此，此一破裂的時間可藉應變速率來計算。圖(六)即是他們的預測與文獻中



圖(六) 以 Garud 和 Gerber⁽¹¹⁾ 模式為基礎對敏化 304 不鏽鋼在 288°C 含 8 ppm 氧的水中進行低應變速率試驗所得的 IGSCC 數據比較

SSRT 結果的比較，其結果甚為一致。另外，他們也考慮利用潛變的性質將工廠操作的標稱應力（nominal stress）轉換成應變速率的資料。如果在實驗室證明應變速率對破壞有關。則如此的轉換，對於實際的使用狀況會變得很重要。

在考慮將簡要的實驗室數據應用於避免或控制環境敏感破裂時，有一點是很重要的，那就是實驗室中的試驗條件必須考慮到實際使用時的狀況，包括應力以及環境。這點是不容易做到的，尤其是當促進破裂的是局部而非整體（bulk）環境時，然而，若忽略了裂縫尖端的化學效應、電位和應變速率，則不是造成樂觀的預估而導致後來使用時破壞，就是因為悲觀的預測而導致設計過當（overdesign）。

三、冶金學上的控制

3-1 合金組成

適當的處理合金中的成份和組織以控制環境敏感破裂是許多研究的主題，圖(三)和圖四即是其中的成果。若其破裂是沿晶方式，則顯示可能是由於在晶界上的偏析或者是有一些相在晶界上析出，而在晶界上造成電化學的異質（electrochemical heterogeneity）現象。有時候這是由於微量元素偏析所造成，若予以控制微量元素，則即可控制此問題。BWR 的管線一不銹鋼的沿晶破裂是由於焊接處的熱影響區（heat affected zone, HAZ）在晶界析出鉻的碳化物，而造成晶界附近鉻缺乏的現象（即敏化現象）所造成。現已發展出核能級（nuclear grade）的 304 和 316 不銹鋼，其碳含量低於 0.02%，如此可避免焊接處的敏化。同時加入 0.1% 的氮，可避免其機械強度不符所需。這些材料的改善因子（factor of improvement）已被證實超過 20⁽¹²⁾。

尚有許多例子顯示，只要少許改變合金成份即能大大的影響破裂敏感度，例如在鋁合金⁽¹³⁾和中強度鋼⁽¹⁴⁾。但也有許多實例顯示，尤其是在穿晶破壞狀況，必須添加大量合金元素才能控制破裂敏感度。文獻上有許多數據說明此點，其中有些是有關肥粒鐵

的例子，如圖(三)和圖四顯示也許可藉曲線所圍的面積來定義破裂的敏感度，如此不只是反映出在某一特定電位會有最高敏感度，而且亦顯示出破裂是會發生在某個電位區內。增加或減少此曲線所圍的面積即是顯示該合金元素添加的效應，此可視為應力腐蝕的指標（stress corrosion index, SCI）。以大約六十種鋼材，在一電位範圍下，分別於下述三種環境中試驗：①沸騰之 4 N NaNO₃ (pH = 2)，②沸騰之 8.75 N NaOH，③75 °C 之 1 N Na₂CO₃ + 1 N NaHCO₃，然後以回歸分析（regression analysis）來評估合金量對 SCI 的相對效應，其結果如下：

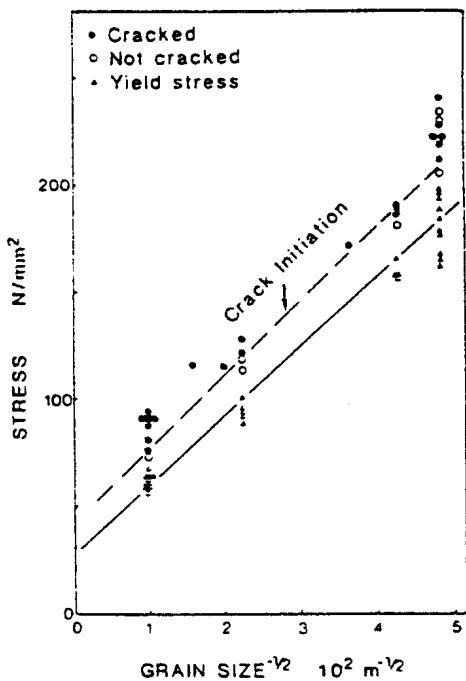
$$\begin{aligned} \text{SCI}_{\text{Nas}} = & 1777 - 996 \% \text{C} - 390 \% \text{Ti} \\ & - 343 \% \text{Al} (-132 \% \text{Mn}) \\ & - 111 \% \text{Cr} - 90 \% \text{Mo} \\ & - 62 \% \text{Ni} + 292 \% \text{Si} \end{aligned} \quad \dots\dots(1)$$

$$\begin{aligned} \text{SCI}_{\text{O}_\text{H}} = & 105 - 45 \% \text{C} - 40 \% \text{Mn} \\ & - 13.7 \% \text{Ni} - 12.3 \% \text{Cr} \\ & - 11 \% \text{Ti} + 2.5 \% \text{Al} \\ & + 87 \% \text{Si} + 413 \% \text{Mo} \end{aligned} \quad \dots\dots(2)$$

$$\begin{aligned} \text{SCI}_{\text{co}_\text{S}} = & 41 - 17.3 \% \text{Ti} - 7.8 \% \text{Mo} \\ & - 5.6 \% \text{Cr} - 4.6 \% \text{Ni} \\ & (-2.9 \% \text{Mn}) (+1.7 \% \text{Si}) \\ & (+5.6 \% \text{Al}) (+15 \% \text{C}) \end{aligned} \quad \dots\dots(3)$$

當某元素的 T 比值（係數 / 此係數之標準差）小於 2 時，在回歸式中以括號來表示，此顯示在這些試驗之中，只有式中的其他元素對破壞敏感度有相當的效應。由不同環境所得到的 SCI 值顯示出會產生破裂的電位範圍以及破壞敏感度兩者的降低順序為：含有 NO₃⁻², OH⁻, CO₃⁻² 離子的環境。由上述除了可知不同的合金添加量對於不同環境下之破壞敏感度的影響效應之外，同時說明了針對各特殊環境，合金設計可避免產生環境之敏感破裂。另外，方程式(1)~(3)中

的係數明顯地顯示為了大量降低敏感度，合金元素的大量添加是必要的，當然這與環境及特定的合金元素有關，但平均約為 8 或 9 wt.%，其中不考慮碳，因為其他的考慮因素已抑制它參與避免 SCC 的角色。

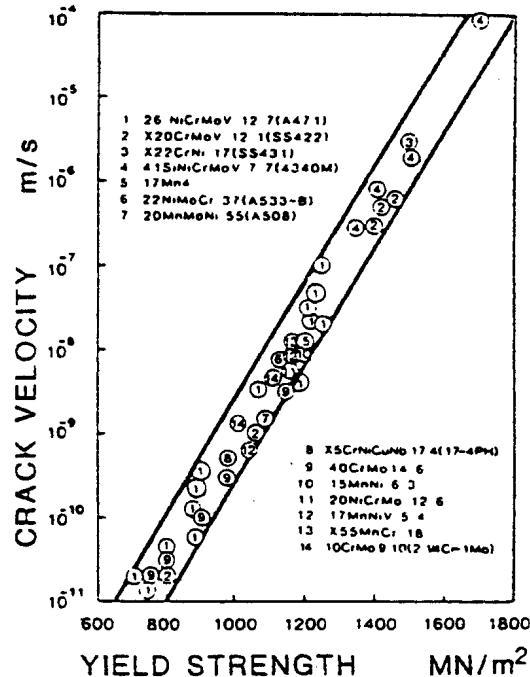


圖(七) 70 / 30 黃銅在 1M NaNO_3 , pH 值為 9, -0.1V (SCE) 狀況下的低應變速率試驗中，其晶粒大小與其降伏強度及 SCC 起始應力的關係⁽¹⁵⁾

3—2 組織變化

以 SSRT 所得的式子(1)(2)(3)並不能代表合金添加對於機械性質的影響⁽³⁾，而機械性質若影響裂縫生長時的微塑性 (microplasticity)，則也會影響破裂性。一般熱處理會影響晶粒大小而影響其臨界應力，圖(七)為 70 / 30 黃銅在 NaNO_3 溶液中的試驗，晶粒愈小則其降伏強度愈大，其臨界應力亦愈大⁽¹⁵⁾。在其他延性材料的 SCC 性質中，晶粒大小亦有如上之影響。然而，藉著合金的添加或淬火回火處理會增加降伏強度，但並不一定會增加臨界應力或臨界應力強度因子，而只會影響其停滯期的破裂速率 (plateau crack velocity)。圖(八)是 Speidel⁽¹⁶⁾ 對於一系列合金浸於熱水中研究的結果，顯示降伏強度增加會使停滯期的

裂縫速率增加，但對臨界應力却無明顯影響。就 IGSCC 而言，熱處理會影響那些促進電化學界質現象的晶界分佈形態而導致影響 IGSCC 性質，而其重點不在於對機械性質的影響。例如不鏽鋼的固溶處理可溶掉碳化物而消除近晶界的鉻缺乏現象。另外藉著降低沃斯田鐵化溫度以使晶界析出或偏析重新分佈，可能就是 18 Ni 麻時效鋼 (martaging steel) 在含氯化物環境中，更能抗 SCC 的原因⁽¹⁷⁾。



圖(八) 一系列鋼材之 DCB 試片 ($K = 30 \sim 60 \text{ MN/m}^{\frac{3}{2}}$) 於除氣的 100 °C 水中，鋼材之降伏強度對停滯期裂縫速率的影響⁽¹⁶⁾

冷加工是另一種改變合金組織的方法。文獻指出，大量的冷加工（例如 > 15 %）可對許多系統的抗環境敏感破裂有助益，但有時候少量的冷加工却可能有害。Hines⁽¹⁸⁾表示，18-8 Ti 不鏽鋼在沸騰之 42 % MgCl_2 下作定應變試驗，其破裂時間隨冷加工量而增加 (> 15 %)；而 316 不鏽鋼在含有少量氯和氯離子的高溫水中的慢應變速率試驗 (SSRT) 亦顯示增加冷加工量會使硬度由 140 Hv 增至 380 Hv，而使其最大裂縫長度降低⁽¹⁹⁾。另外低碳軟鋼在沸騰的硝酸鹽溶液中顯示，冷加工量由 0 至 64 % 的增加，

可使其臨界應力逐漸增高；而較高碳的軟鋼在 10 %冷加工量時會促進破裂敏感度，但當冷加工量大於 44 %後則否⁽²⁰⁾。相似的結果亦可見於其他系統中。但在工廠的實際應用上，很少藉冷加工來控制 SCC。

四、電化學控制

因為系統中的化學和電化學特性是 SCC 的中心角色，因此若能控制這些變數便能避免破裂發生。如果環境中有害物質可被除去，則問題可明顯的予以解決，例如少量的氯化物即可造成不銹鋼的破裂。然而這種控制方法並不見得永遠有效，例如在化學反應中，這有害物質即是反應或生成物，或者是有害物質的去除費用太高而無法接受。則在此種狀況下，可能採用類似避免均勻腐蝕的防治方式，亦即陽極或陰極保護、抑制劑的添加及金屬或其他物質的塗層處理等。

4-1 陰極和陽極控制

圖三和圖四即顯示，SCC 通常只發生於某一電位範圍內，因此原則上只要將電位轉移到非破壞區，則破裂即可被抑制，然而有許多可能會發生的問題必須考慮。例如：在氫進入金屬而引起的 SCC 並無破裂的低限電位，而只有高限，超電高限則環境中不會釋出氫，在這種情況下即可藉著升高其電位來作保護。但是在一些系統中會有第二個電位區，超過則會促進 HIC，這可見於一些鋁合金⁽²¹⁾ 和高強度鋼^(22, 23)。另外，如果較高電位區中伴隨著孔蝕的發生，則可能就無破裂的高限電位（雖然有時候兩破裂電位區間有一段距離，此距離中的電位不會促進破裂）。因此了解使用狀況下的操作電位是必要的，以藉著電位轉移到非破裂區來避免 SCC。使用陽極保護（只有當金屬—環境之組合在電位升高時會產生穩定性保護膜時方可使用）或陰極保護可有效的控制破裂，但是却也可能因為無法確知需要多大電流量才可使於環境中的表面改變夠量的電位，而發生保護不周的現象，微小間隙或間歇性潤濕或不連續的液膜都會增加此問題的困難性。

現以高壓氣體輸送管線來說明以電流影響電位來控制破壞，必須小心施行的原因。造成輸送管線之 SCC 的主要有害物質為碳酸鹽—重碳酸鹽溶液，這是在鋼與塗層未鍊結處有水滲入而產生。從陰極保護系統來的陰極電流流到上述區域時，若氫離子以氫氣方式釋放，或與所溶解的氧反應，則水的 pH 值會升高，當 pH 值由 6（許多地下水的典型值）升至 10 時，很少量的氫會釋放。在此酸性 pH 值下，CO₂ 會被吸收而促進碳酸鹽—重碳酸鹽溶液的生成，正如在金屬與塗層未鍊結處所發現的。此種溶液中的 SCC 電位範圍決定於溶液組成與溫度，而從約 -0.55 到 -0.75 V (SCE)。而管線用鋼若為軋延錫皮或其他氧化物所覆蓋，則其開路電位 (open circuit potential) 約為 -0.15 V，也就是在發生 SCC 的區域之外。但若施以某一陰極電流會使有軋延錫皮的表面受電位極化而進入危險區域⁽⁶⁾，因此陰極保護雖可降低孔蝕或其他形式的腐蝕，但也可能會：(1) 產生破裂環境或(2) 使金屬表面達到破裂電位區。後者的效應是由於電位沿著間隙表面而降，若此間隙內的液膜是連續的，則經一段時間後電位可達到低於 SCC 會發生的區域。但若此液膜並不連續，例如被氫氣泡所阻隔，則電流將被明顯的限制住，而不再一定能達到其安全的電位。因此現在的問題就在於要確保在鋼表面的電位能降到低於約 -0.85 V，以避免孔蝕或應力腐蝕發生，同時能避免氫氣泡生成，因為氫氣泡會限制電流的供應，造成電位高於保護的最小值。氫氣泡的生成決定於一些因素⁽²⁵⁾，但可能在 -1.0 V 以下開始產生，因此在一合理電位範圍 (window of potentials) 內，約從 -0.85 V ~ -1.0 V，腐蝕問題不會發生，且亦不會保護過當 (overprotection)。

4-2 抑制劑

改變電位有時並不需藉外來電流，例如藉環境中生成氫氣泡即可升高電位，此時氫即是一種抑制劑。藉添加抑制劑於環境中來避免 SCC 行之已久，尤其是在防止鍋爐鋼板的鹹性破裂 (caustic cracking) 的應

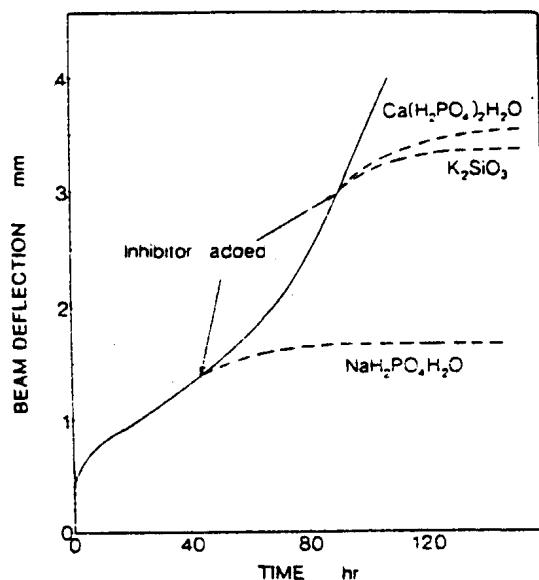
用上。O'Dell 和 Brown⁽²⁶⁾ 以及 parkins^(27, 28) 曾對環境敏感破裂的控制作廣泛的回顧。均勻腐蝕的抑制機構包含表面保護膜之形成與再生；而對局部腐蝕而言，應力扮演很重要角色，其情況比均勻腐蝕複雜許多。因此保護膜的局部機械損傷，在可感知的溶解現象發生以前，其保護膜可能無法再生，據此可了解何以用來避免鋼鐵均勻腐蝕的陽極抑制劑：硝酸鹽（nitrates）、氫氧化物（hydroxides）、磷酸鹽（phosphates）、碳酸鹽（carbonates）等等，却可能會是促進應力腐蝕和腐蝕疲勞的環境。從另一角度來看，上述情形強調應該確實辨明那個環境應對 SCC 負責。銅合金在含 NH₃ 環境中，鋁合金在含 Cl⁻，低碳鋼在含 NO₃⁻ 或 OH⁻ 等環境中均有破裂傾向，事實上這些材料在含其他離子之環境中亦會有敏感現象。因此若正確選擇適當的抑制系統，則環境效應就可被確立。利用電化學來定義促進破裂的環境（potent cracking environment）要比用化學方式來得恰當，因為前者可反映出在許多系統中達到活化（activity）與非活化（inactivity）平衡的重要性。同樣的，以相似的方式來選用有效的抑制劑似乎也比較妥當。膜的生成與再生通常會伴隨著電位的改變，因此任何對活化和非活化平衡無關之膜的生成速率也許能有效的防止一些形態的應力腐蝕，因為此時電位的範圍經常被局限著，而此一電位範圍也許取決於一些膜反應的系統，但有些則可能與晶界上產生偏析或析出物而造成的局部伽凡尼效應有關；因此添加物若能改善此種局部電池反應，就是有效的抑制劑。若破壞是由於腐蝕反應生成的氫進行滲透所造成的原因，可為如下之一個或數個理由：

- (a) 藉著改變活化和非活化的臨界平衡。
- (b) 藉著改變局部伽凡尼效應。
- (c) 藉著移動電位至非危險區。
- (d) 藉著避免氫進入金屬中。

上述各型態均有例子可尋⁽²⁷⁾。

用以避免 SCC 所用的抑制劑通常要比避免均勻腐蝕的量為多，可能是因為在均勻腐蝕中，抑制劑的量只需使保護膜因電化學破裂（electrochemical breakdown）而造成的破裂處復原；而在 SCC 中，尚有因應力而造成的機械破裂（mechanical breakdown）效應，因此所需的抑制劑量也就較多。許多添加物之所以能避免在自由腐蝕電位（free corrosion potential）狀況下破裂，有可能是藉著改變自由腐蝕電位至較不危險的區域，而 pH 值的效應通常可能與此種改變有關。從實際觀點來看，只藉著使電位改變，移出危險區的添加物不見得一定是安全的抑制劑，因為即使有這些抑制劑的添加，仍有許多動力或媒介會使電位維持在危險區。因此當含 NO₃⁻ 溶液的起始 pH 值超過 7 時，在靜止電位（rest potential）下可抑制沿晶破壞，但電位若處於破壞範圍，則鋼鐵在更鹼性狀況下，仍會藉著應力腐蝕而快速破壞。有個更實際的例子就是在鍋爐水中維持 Na₂SO₄/NaOH 比值在 2.5 以上，以避免鹼性破裂，這是一種忽視統計數據，而實際上仍大量在使用的一種無效益的技術。在許多鍋爐破裂的實際經驗中，顯示水的 Na₂SO₄/NaOH 有一特定的最低比例值，這種情形應可以藉添加含 SO₄²⁻ 之添加物對 C-Mn 鋼在含 OH⁻ 溶液之靜止電位的效應來說明，而此電位關係到是否在破壞區的電位範圍內⁽³⁰⁾。Na₂SO₄ 使用於鹼性破裂（有時使用 NaNO₃）被認為是不安全；而被視為安全的抑制劑是：在破裂電位範圍內，添加抑制劑能抑制破裂；而在未添加時，會促進破裂的發生者。

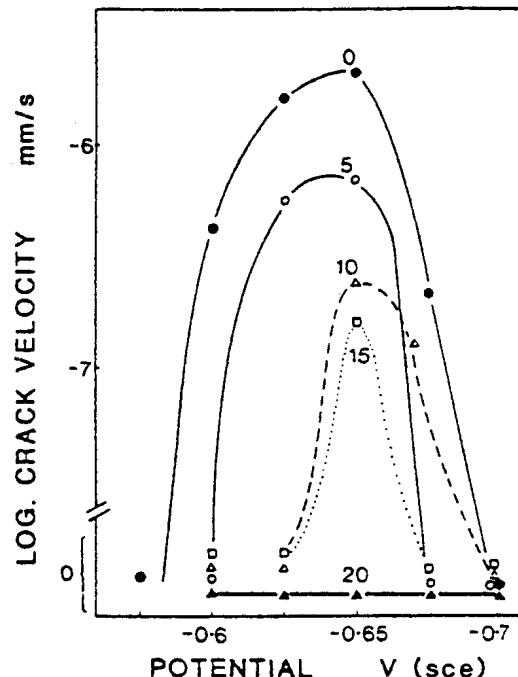
以上所討論的是有關破裂起始的抑制，然而裂縫的起始與生長的反應經常是一樣的，因此接著就應探討如何藉著處理裂縫尖端的化學或電位狀況來抑制裂縫的生長。這種處理必須有足夠量的抑制劑被送到裂縫尖端區以攪亂活性/鈍性平衡，而此平衡是，藉金屬溶解而破裂或藉著氫釋放而侵入金屬造成破壞，此兩種狀況所必需的。此觀點可藉



圖(九) 預裂之 C-Mn 鋼懸臂桿於 1 N $\text{Na}_2\text{CO}_3 + 1 \text{N NaHCO}_3$ 溶液， 75°C ， $-0.7 \text{V} (\text{SCE})$ 狀況下，桿之撓度與時間的關係曲線。於一段時間後加入不同之抑制劑。⁽²⁸⁾

以下之例子來說明：鋼管浸於含 $\text{CO}_3^{2-}\text{HCO}_3^-$ 溶液中發生 SCC，以預裂的懸臂桿試片 (cantilever beam specimen) 作定負荷試驗，而監視桿的撓度 (deflection) 以及因裂縫生長而改變的裂縫開口位移 (crack opening displacement, COD)⁽²⁸⁾。在破裂電位區和應力超過臨界應力值時，桿的撓度會因裂縫生長而增加，如圖(九)所示之連續線，試驗後由金相可確定其為 IG SCC。若試驗前加入適量的抑制劑於此 $\text{CO}_3^{2-}\text{HCO}_3^-$ 溶液中，則撓度一時間曲線只顯示潛變的行為，而電位則維持在不含抑制劑而會造成沿晶破裂的電位區。抑制劑的添加是將溶液提取部份出來，加入同樣體積之含有抑制劑的碳酸一重碳酸鹽溶液，使最後的抑制劑量為 1 wt %，結果如圖(九)所示，當抑制劑添加後，桿的撓度即很快有所改變，因而被認為是裂縫生長已明顯的被緩化或停止。以金相觀察沿晶破壞的長度，並分別除以未添加 $\text{NaH}_2\text{PO}_4\text{H}_2\text{O}$ 、 K_2SiO_3 和 $\text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2\text{H}_2\text{O}$ 之前的試驗時間，而分別

得到裂縫速率為 $2.9 \times 10^{-6} \text{ mm/sec}$ ， $2.8 \times 10^{-6} \text{ mm/sec}$ 及 $1.9 \times 10^{-6} \text{ mm/sec}$ 。這些曲線與繼續破裂 (即未加抑制劑) 的速率 $2.1 \sim 2.8 \times 10^{-6} \text{ mm/sec}$ 相比，顯示抑制劑添加後可被傳送到破裂區，且很快可抑制裂縫生長。對於電位亦有過相似實驗，利用外加電流可以變電位，而於此系統以及其他系統中⁽²⁸⁾可影響裂縫生長，此顯示若有適當電流沿著裂縫，則可控制裂縫尖端的電位。

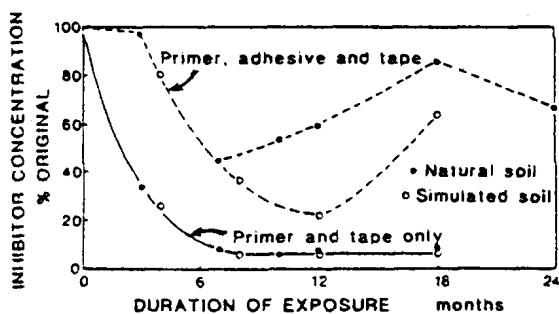


圖(十) 塗覆不同含量 (wt %) 鉻酸鈉之管路用底漆的 C-Mn 鋼試片在 75°C 小體積 ($< 2 \text{ ml}$) 1 N $\text{Na}_2\text{CO}_3 + 1 \text{N NaHCO}_3$ 溶液中的低應變速率試驗下，其應力腐蝕裂縫速率與電位的關係曲線。⁽³²⁾

4—3 塗層

在油漆或其他有機塗層中加入抑制劑可適用於許多狀況，例如於使用輕金屬之航空器⁽³¹⁾、肥粒鐵鋼用於高壓管線⁽³²⁾等系統中。由實驗室數據顯示⁽³²⁾，含鉻酸鹽的底漆可抑制管線用鋼的 SCC，如圖(十)所示。然而在塗覆缺陷 (holidays) 處或因長時間的使用可能會使抑制劑損失掉，而造成一些問題。將塗有塗料的管線用網埋於自然或

模擬的土壤中，經過兩年，顯示有些環境會使抑制劑快速損失，但有些環境則可維持足夠的劑量以防止破裂。圖(II)顯示在重鉻酸鹽底漆與膠帶(tape)間加入粘著物，當試片埋於自然土壤中，在曝露初期，會有半數的抑制劑會損失，但仍還有足夠的重鉻酸鹽存留以抵抗破裂⁽³³⁾。Cole⁽³²⁾曾對Ag、Al、Ti合金之表面和保護處理的文獻作整理，指出轉換鍍層(conversion coating)單獨存在時只能提供少許保護，甚至於有害，但若與高級漆結合，則可提供適當的保護。



圖(II) 經塗覆的管線用鋼試片在自然及人造土壤中，重鉻酸鈉的損失與掩埋時間的關係曲線⁽³³⁾

Cole⁽³²⁾亦曾對上述金屬以及低合金鋼與不鏽鋼的金屬塗層的使用作文獻整理，其結論是：除了低合金鋼之外，犧牲性的金屬塗層對這些金屬都有保護作用。而中高強度鋼有因氫導致破壞的傾向，因此會提供低電極電位的金屬塗層(尤其是鋅)必須小心使用，此已有許多破壞的例子是發生在高強度鋼製作的鍍鋅螺釘上。在應力腐蝕發生的電位高過氫釋放的電位下，對於Al、Cr、Ni等金屬的金屬塗層是否有其效益，可能大部份決定於它們對破裂會發生之電位範圍區的影響。

另一有趣的應用是有關於以金屬夾層(metal cladding)來保護BWR的不鏽鋼管以避免SCC。熱影響區(HAZ)破裂的破壞分析顯示裂縫進入焊道後會停止，這可能是因為焊材中有肥粒鐵存在，只要有少

許百分比的肥粒鐵即可有效的避免破裂。

308 L型焊材含有適量的肥粒鐵，可於鋼管焊接時在內徑打底時使用⁽³⁴⁾，而這雙相焊材蓋住在焊料沈積時已敏化之區域，因此可抗沿晶破裂。

離子佈植(ion implantation)是一種新近發展的技術，使金屬或非金屬元素進入固體的表面層，而產生耐磨表面和改良其表面，以增加抗蝕性。雖然此一技術僅可用於小的組件，但其在降低表面退化的成效上，已促使其被用於一些有關於SCC的研究⁽³⁵⁾，雖然此方面尚未顯示出任何明顯的成果，但在C-Mn鋼中植入Mo、Ni或Ti，浸於CO₃-HCO₃溶液；或在麻時效鋼中植入Pt，在含Cl⁻溶液中均已被證實是有效的。

五、應力控制

大部分的應力腐蝕可能都是由於組織結構中的殘留應力所造成，此殘留應力是由於製造過程所留下。雖然提高操作應力可增加效率，但隨著操作應力的增加，發生破壞意外的可能性亦會提高。既然SCC是由殘留應力所造成的，因此利用熱應力消除通常是有效的，尤其是對於焊接物。若無法利用熱應力消除時，則有時採用超過其降伏強度之水壓試驗(hydrostatic test)來消除製造時的殘留應力。

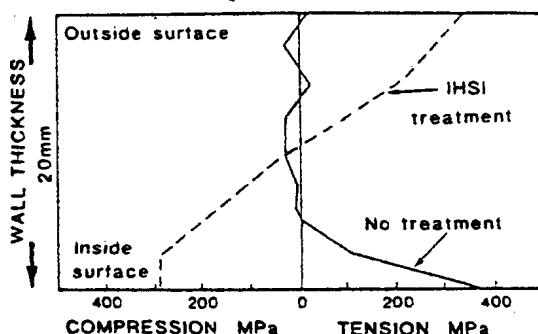
表(II) 軟鋼在沸騰硝酸鹽溶液之試驗中，低溫退火對應力腐蝕和應力消除的效應⁽³⁶⁾

Steel	Annealing temp. (°C)	Time for appearance of first crack (h)	No. of cracks after 500 h immersion	Stress relief (%)
0.09% C	As-welded	5	12	0
	250	15	7	15
	300	60	5	27
	350	200	1	40
	400	—	0	47
	600	—	(1600 h) 0	95
			(1600 h)	
0.09 B.M.	As-welded	5	23	not determined
	250	15	6	"
	300	70	6	"
	330	150	1	"
	370	—	0	"
0.08 BOH Ba	As-welded	15	25	not determined
	200	30	20	"
	260	120	7	"
	310	—	(650 h)	"

5-1 热应力消除

将结构物作热处理以完全消除应力通常遇到的问题是结构物太大而爐子太小，或者是结构物在高温时会变形（如軟鋼在650°C，沃斯田鐵鋼在800°C），因此以比作完全应力消除（full stress relief）所需为低的温度下，作部分应力消除（partial stress relief）已足以使残留应力与操作应力低于临界应力⁽³⁶⁾。而且可使在退火时或大结构物之局部加热时较不易发生扭曲变形。表(2)显示了12 in × 15 in × 0.3 in 对头式焊接的軟钢板試片在不同温度下作一小时应力消除處理，然后浸于沸腾之硼酸溶液的抗 SCC效應，很明顯的，在350°C、400°C溫度下處理，可有效的增進抗 SCC性質，此時的應力已大約消除到降伏應力的一半。

對結構體作局部加熱以消除尖峰殘留應力（peak residual stress）的應用必須要細心。在結構體上小心的作局部加熱使產生熱應力而與原先存在的焊接殘留應力中和，使得後者升高超過降伏應力而造成塑性變形且使最大應力在回到正常溫度時能降低，如此能有效的防止 SCC^(38 39)。然而，局部加熱方式必須精確實施，若高殘留應力區無法輕易被移位，則 SCC的意外將無法避免。

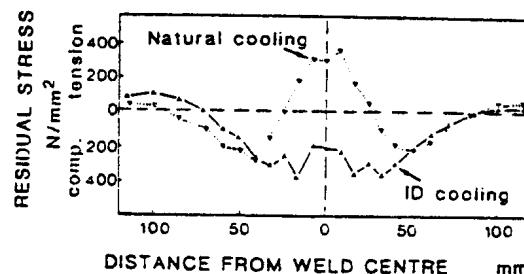


圖(2) 407 mm直徑之304不銹鋼管在焊接後的原始狀況及經過感應加熱應力改善(IHSI)處理後的殘留應力分佈⁽¹²⁾

利用局部加熱使應力重新分佈已被用於解決BWR的不銹鋼管破裂的問題。當管外

溫度被加熱至500° ~ 550 °C，管內壁（冷凝水）仍維持在100 °C時，會造成在內壁有壓應力，而此內壁在一般狀況下會有應力腐蝕發生。圖(2)顯示，407 m/m直徑之鋼管從內壁至外壁之殘留應力的變化。實際上，壓縮應力大約會延伸至管壁的一半，此可使淺小的裂縫在使用期間不再蔓延⁽¹²⁾。

相似的殘留應力分佈的改變可於最後一道的熱窩焊接（heat sink welding）來加以實施，其包括最後一道高入熱量焊接，而管內仍維持在100 °C，其應力分佈的改變如圖(2)所示。雖然此法僅用於大管徑鋼管的焊接⁽³⁴⁾，但由於熱窩焊接可使管內壁的敏化程度降低，因而降低了發生IGSCC的可能性，而使其有更進一步的益處。



圖(2) 152 mm直徑之304不銹鋼管經一般焊接後自然冷却以及熱窩焊接後內壁水冷兩種狀況下，內表面軸向的殘留應力分佈⁽³⁴⁾

5-2 表面壓應力

利用珠擊法與噴砂處理可有效的抑制或減低環境敏感破裂的發生，而適當的錘擊亦可使表面形成壓應力而有相似的效果。表(3)即是經過這些處理後的焊接軟鋼在沸騰之硝酸中發生破裂的結果。由上述幾種機械方式所得的壓應力並不如圖(2)和圖(3)所示的深入底材，以珠擊法和噴砂處理所得的壓應力層不超過1 mm。如果此壓應力層只要因局部區域均勻腐蝕或孔蝕而被除去，則 SCC敏感度將會回復。不論如何，珠擊法或噴砂處理除了有使壓應力進入材料的好處外，對於避免破裂亦另有益處，譬如說為了使塗漆時有較佳的表面，珠擊法或噴砂處理可用以除去軋延锈皮（如前所述的高壓管線問題），

此軋延錫皮會造成引起破裂的危險電位。這些為了避免高殘留拉伸應力的不同局部處理方法，當然亦可應用於無其他方法可適用的焊點（site welds）上。

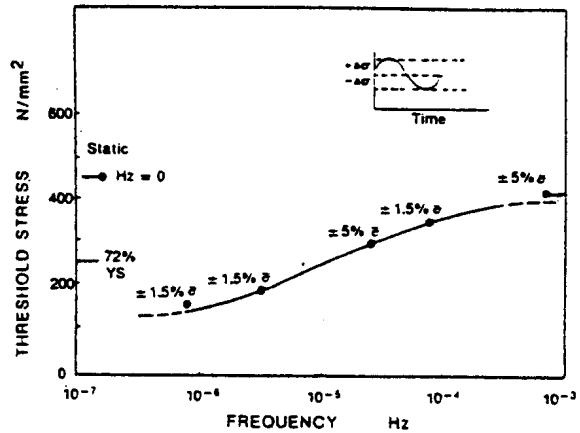
表(三) 珠擊法和噴砂法對於焊接軟鋼鋼板在沸騰之硝酸鹽溶液中發生應力腐蝕破裂的效應

Steel	Type of plate: condition	No. of cracks	Time tested (h)	Min. time of cracking (h)
0.18 BOH	Butt weld: as-welded	7	210	46
	Butt weld: shot peened	0	840	—
	Patch weld: shot peened	0	1320	—
0.18 BOH K Cold worked before welding	Patch weld: as-welded	15	210	46
	Patch weld: shot peened	0	1320	—
0.07 B.R.	Butt weld: as-welded	35	200	12
	Butt weld: shot peened	3	1270	800
	Butt weld: hammer peened	0	1600	—
	Butt weld: shot peened	0	1500	—
	Butt weld: hammer peened	0	1500	—
0.09 B.M.	Butt weld: as-welded	23	250	5
	Butt weld: shot peened	0	1500	—
	Butt weld: hammer peened	0	1500	—

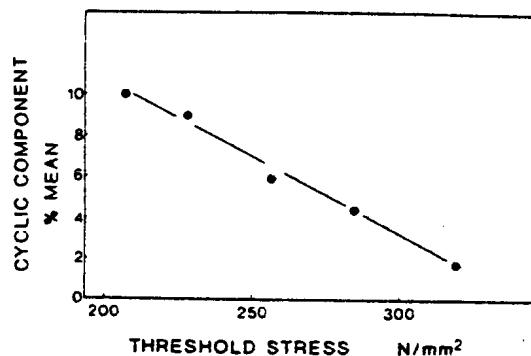
六、操作條件

操作條件主要取決於控制環境敏感破裂以外的其他因素，但也應該記得壓力或溫度的變動會導致循環性應力而降低臨界應力，使其值低於靜態負荷下的臨界應力值，因此不必要的溫度或壓力變化應予避免。此點可以圖(四)的數據表示，但仍有其他例子顯示的實際意義比此更為清楚的。在高壓氣體管線的破裂中，其操作應力造成的大周向應力（hoop stress）並不過所用鋼材之降伏強度的 70%，而實驗室的定負荷試驗經常顯示臨界應力在降伏區，此即造成很明顯的疑問一為什麼實際結構會破裂？圖(四)顯示，若所施負荷有小變動，而此變動頻率降低可使得臨界應力降至大約降伏強度的一半⁽⁴⁰⁾，因此結構物的破壞就沒什麼值得驚訝的了。圖(四)所示的結果容易發生於特殊鋼材，另有證據⁽⁸⁾顯示其他 C-Mn 鋼在應力變動頻率下降時，其臨界應力亦可更快速下降。另外，除了頻率之外，應力的變動量亦會影響臨界應力，如圖(四)所示，在頻率固定狀況下，臨界應力會隨應力變動量的增大而大量下降。在一些實際狀況中，最嚴重的應力變動是由開機、關機所造成，這也是為何要定量的去

詳細考慮 BWR 零件破壞的原因。至於其他較不需詳細考慮的是，依操作條件觀點來看，是否可能在開機、關機過程使環境敏感破裂的危險性降至最低。很明顯的，後者的考慮在一些例子中會與前者相衝突，但有些情況下，操作條件可被調整至使破裂發生的危險性降至最低。



圖(四) 管線用鋼在 80 °C 之 1 N Na_2CO_3 + 1 N NaHCO_3 溶液中，
- 0.65 V (SCE) 狀況下，應力的變動對其破裂之臨界應力的影響⁽⁴⁰⁾

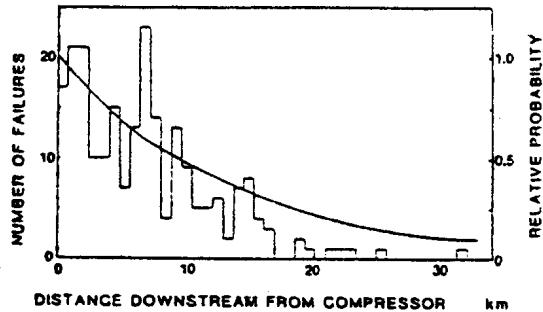


圖(五) 管線用鋼在 75 °C 之 1 N Na_2CO_3 + 1 N NaHCO_3 溶液中，
- 0.65 V (SCE) 狀況下，負荷的變動對於其臨界應力的影響

以上的考慮並不局限於操作的短暫應力狀態，因為在一些情況下，在這短時間內，環境因素更為重要。譬如，在 BWR 開機的時候，水可能是充滿飽和空氣，氧含量約 8 ppm，而因為氧在破裂反應所扮演的角色很重要，因此氧的去除比開機因素更為重要。除氧後雖然其

破裂情況會比在 8 ppm 時為低，但因為不可能使氧含量低於 0.1 ~ 0.3 ppm，故仍無法避免破裂。雖然在其他形態的工廠中，在開機時也許可做到適當的環境控制，但在此處（BWR），除氣是個不切實際的作法。

在工廠開機、關機時，當溫度變化導至熱應力產生時，可能亦會使狀況變得更差。在環境敏感破裂上，溫度是一個重要參數。破裂狀況和破裂速率是典型的熱活化過程（thermal activated processes），因此降低溫度似乎在許多情況下可降低破裂發生的可能性。C-Mn 鋼在 CO₂ - HCO₃ 溶液中的破裂，如同在其他環境中一樣，有一活化能約為 40 KJ/mole，因此每降低 10 °C，會使破裂機會大約下降兩倍（factor）。另外溫度的重要性也可再以高壓氣體管線的破裂問題來加以敘述，經實驗顯示，在加壓站（compressor station）15 公里以內的管線發生破壞的事件高於下游，如圖(4)所示。此圖顯示，破裂頻率（次數）是距加壓站之距離的函數，此與沿管線溫度算得之破壞機率的關係曲線是一致的。而在此特殊實例中，溫度不只是影響裂縫速率而且也影響破裂電位區的擴張，使電位落入此區，再加上那些使塗層降低效用的因素，似乎都顯示了破壞的先兆。這些因素中有些是目前不容易量化（quantify）的，雖然如此，圖(4)顯示破裂的發生類似於對加壓站 15 公里內的預測，當超過此距離，破裂即不常觀察到。若氣體的溫度能藉著壓後冷卻器（after-cooler）在加壓站予以降低，則發生破裂的情形會明顯的下降。



圖(4) 高壓氣體輸送管線系統中，距加壓站的距離對於管線的破裂頻率以及沿管線溫度下降所預測的相對破裂機率的關係⁽⁵⁾

溫度下降雖不見得可完全阻止破裂，但對大部份的例子都是有利的，然而有些狀況下却不見得如此。溫度上升往往會改變腐蝕生成物的性質或其生成速率，而導致可能降低破裂的發生。但是肥粒鐵鋼材在磷酸鹽溶液中，破裂的發生在低溫（~20 °C）時却比在高溫（~80 °C）時來得容易，雖然這對一般原則而言是個例外。

七、檢 視

理想上，可藉著在設計與製造時使材料之結構避免環境敏感破裂，但實際應用上却仍常會發生問題。此意味著吾人必須有能力對於缺陷在未達到臨界大小而造成災難性破壞之前，對缺陷大小予以偵測及計算，如此的檢視亦暗示工廠設計的重要性，良好的設計可於適切的位置實施檢視。從已往破壞的實例得知，有時破壞會發生在已經預測但却無法檢視之處。最常發生破壞的地方，亦是應予檢視之處，此常為高殘留應力區（焊接點、螺栓接點、鉚釘接點），以及幾何形狀不連續區（缺口、間隙等），在這些地方可能發生應力或環境因素集中。適當的非破壞性檢驗（NDT）技術對於一些結構物尚未能使用，例如埋於地下的高壓管線，和救生索等必須作水壓試驗（hydrostatic testing），而當裂縫出現超過臨界尺寸時，物件即被破壞。因此，尤其對於壓力容器及破壞結果會造成嚴重後果的結構物，均須使用多種 NDT 技術予以監視裂縫生長以及對一些目前在設計階段的例子提供早期的偵測。

雖然 NDT 在應用上對品質控制的效用更甚於監視裂縫生長，但 NDT 對於環境敏感破裂的應用有一點值得說明，那就是有關於其所使用的液體，例如使用染料滲透以偵測裂縫時，染料本身有些會對一些材料造成破壞，尤其對於傾向於產生 HIC（氫誘起破裂）之高強度鋼。此點可藉 Cr-Mo 鋼的一些結果予以說明，利用熱處理技術使鋼料產生相似於焊點附近之熱影響區（HAZ）的最大硬度值，再製作成單邊預裂試片，然後在空氣中、自來水（tap water）中、專用的滲透劑（penetrant）、專用清洗劑（remover）和顯像劑（developer）中實驗。在藉熱處理以降低

表四 硬化 Cr-Mo 鋼在不同的裂縫偵測
液體中的裂縫起始應力強度因子和
平均裂縫生長速率

Environment	Stress intensity factor for initiation MN/m ^{3/2}	Crack velocity mm/s
Air	49	—
Tap water	22	7.6×10^{-3}
Penetrant	29	2.8×10^{-5}
Penetrant remover	37	8×10^{-5}
Developer	22	6.5×10^{-4}

HAZ 硬度之前偵測焊接區的裂縫，並計算裂縫起始的應力強度因子，以及試驗開始到中斷時的平均裂縫速率，結果如表四所示。雖然由 NDT 所使用的液體（滲透劑、清洗劑和顯像劑）所引起的裂縫速率低於由水所引起的，但這個裂縫速率值仍高得無法接受，更重要的是在這些 NDT 所使用的溶液中，每一個裂縫起始的應力強度因子均小於 K_{Ic} ，且最糟的是只有 K_{Ic} 的一半。如所週知，高強度鋼在液體中的 HIC 可因水和有機物質而不同，且由上述結果知道 NDT 所使用的溶液對材料有影響，因此這些液體對於引起環境敏感破裂的效益以及它們原先具有的 NDT 偵測效用的評估都是很重要的。

參考資料

1. R. N. Parkins, R. Usher, Proc. 1st International Congress on Metallic Corrosion, Butterworths Publishing Co., London, p.289, 1961.
2. M. O. Speidel, NATO Conf. on the Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, J. C. Scully, Ed., NATO. Brussels, p.186, 1971.
3. R. N. Parkins, P. W. Slattery, B. S. Poulsen, Corrosion, vol.37, No. 11, p.650, 1981.
4. B. S. Poulsen, R. N. Parkins. Corrosion, vol.29, No.11, p.414, 1973.
5. R. N. Parkins. R. R. Fessler, Materials in Engineering Applications vol.1, p.80, 1978.
6. R. N. Parkins, C. S. O'Dell, R. R. Fessler, Corr. Sci., vol.24, p.343 1984.
7. G. M. Ugianski, J. H. Payer, Eds. Stress Corrosion Cracking--The Slow Strain Rate Technique, ASTM, STP 665. 1975.
8. R. N. Parkins, B. S. Greenwell, Metal Sci., vol.11, p.405, 1977.
9. R. N. Parkins, Y. Suzuki, Corr. Sci. vol.23, p.577, 1983.
10. R. N. Parkins, Ref. 7, p.5.
11. Y. S. Garud, T. L. Gerber, 1983 ASME Conf. on Advances in Life Prediction Methods, American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, 1983.
12. J. C. Danko, "Boiling Water Reactors Group Research Program on Pipe Cracking; 4 years later," CORROSION/84, Paper No.162, NACE, Houston, TX, 1984.
13. M. O. Speidel, H. Arup, R. N. Parkins, Eds., Sijthoff and Noordhoff, NATO Advanced Study Institute Series, Applied Science, No.30, p.117, 1979.
14. S. K. Banerji, C. J. McMahon, Jr. H. C. Feng. Met Trans. A. vol.9A, p.237, 1978.
15. J. Yu, N. J. H. Horoyd, R. N. Parkins, Presented at the ASTM Conference at National Bureau of Standards, 1982.
16. M. O. Speidel, Corrosion in Power Generating Equipment. M. O. Speidel. A. Atrens, Eds. Plenum Press, p. 85, 1984.
17. R. N. Parkins, E. G. Haney, Trans. AIME, p.242, 1943, 1968.
18. J. G. Hines, Physical Metallurgy of Stress-Corrosion Fracture T. N. Rhodin, Ed., Interscience Publishers, p.115, 1959.
19. T. Shoji, J. Congleton, R. N. Parkins, unpublished work.
20. M. J. Humphries, R. N. Parkins,

- 4th International Congress on Metallic Corrosion, NACE, Houston, TX, p.151, 1970.
21. D. Hardie, N. J. H. Holroyd, R. N. Parkins, Metal Sci., vol.13, p.603, 1979.
22. R. N. Parkins, M. Elices, V. Sanchez-Galvez, L. Cabellero, Corr. Sci., vol.22, p.379, 1982.
23. I. H. Craig, R. N. Parkins, Br. Corr. J., vol.19, p.3 1984.
24. R. R. Fessler, A. J. Markworth, R. N. Parkins, Corrosion, vol.39, No.1, p.20, 1983.
25. R. N. Parkins, A. J. Markworth, J. H. Holbrook, R. R. Fessler, "Hydrogen Gas Evolution from Cathodically Protected Steel Surfaces", CORROSION/84, Paper No.47, NACE, Houston, TX, 1984.
26. C. S. O'Dell, B. F. Brown, Corrosion Control by Coatings, H. Leidheister, Ed., Science Press, p. 339, 1979.
27. R. N. Parkins, 4th European Symposium on Corrosion inhibitors, Univ. Degli Studi Di Ferrara, Italy, p.595, 1975.
28. R. N. Parkins, Presented on AIME/ASM Conf. on Localized Crack Chemistry and Mechanics in Environment Assisted Cracking, 1983.
29. C. D. Weir, Trans. ASME, vol.70, p.253, 1948.
30. M. J. Humphries, R. N. Parkins, Corr. Sci., vol.7, p.747, 1967.
31. H. G. Cole, AGARD Conf. Proc., Paper No.53, NATO, p.13, 1970.
32. R. N. Parkins, R. D. Tems, Materials Performance, vol.18, No.7, p.27, 1979.
33. E. W. Brooman , 6th Symposium Line Pipe Research, American Gas Association, Cat. No.L30175, 0-1, 1979.
34. S. Iwasaki, Predictive Methods for Assessing Corrosion Damage to BWR Piping and PWR Steam Generators, H. Okada, R. W. Staehle, Eds., NACE, Houston, TX. p.144, 1982.
35. I. H. Craig, R. N. Parkins, unpublished work.
36. R. N. Parkins, Br. Weld. J., vol. 2, p.495, 1955.
37. T. W. Greene, A. A. Holzbaur, Weld. J., vol.25, p.171s, 1946.
38. C. R. McKinsey, Weld. J., vol.33, p.161s. 1954.
39. R. N. Parkins, Br. Weld. J., vol. 8, p.603, 1961.
40. R. R. Fessler, Pipe Line Industry vol.44, p.37, 1976.
41. R. N. Parkins, N. J. H. Holroyd, R. R. Fessler, Corrosion, vol. 34, No.8, p.253, 1978.

本篇譯自 Corrosion/85, paper number: 348, "Prevention And Cratrol of Stress Corrosion Cracking-An Overview"

原作者： R.N. Parkins