

## 負荷頻率與溶氫量對沸水式反應器壓力槽之低合金鋼 疲勞裂縫成長速率的影響

陳彥羽\*<sup>1</sup>、施漢章<sup>1</sup>、王立華<sup>2</sup>、翁榮洲<sup>2</sup>、賴玄金<sup>2</sup>

Effects of Loading Frequency and Dissolved Hydrogen on the  
Fatigue Crack Growth Rate of Low-Alloy Steel in BWR

Y. Y. Chen\*<sup>1</sup>, H. C. Shih<sup>1</sup>, L. H. Wang<sup>2</sup>, J. C. Oung<sup>2</sup>, H. C. Lai<sup>2</sup>

### 摘要

低合金鋼在模擬沸水式反應器的高溫水環境下，疲勞裂縫成長速率與負荷頻率和水中的溶氫量有關。在相同水質與預裂縫長度的條件下，裂縫延伸速率 ( $da/dt$ ) 會隨著頻率的升高而增加。此外，低合金鋼在高溫純水中的電化學電位與水中的溶氧與溶氫量有十分密切的關係。實驗發現：在水中溶入少量的氫氣，亦即降低電化學電位，可以有效地抑制裂縫的成長速率。本實驗所求得之裂縫成長速率的數據大致上都可以被國際上通用的裂縫成長速率預測模型所涵蓋。因此，同時結合較低的負荷頻率與少量的溶氫可以確實地降低低合金鋼的裂縫成長速率，進而延長材料的使用壽命與增加電廠的操作安全。最後，比較低合金鋼在經過去氧化層處理前後的破裂面金相可發現環境促進破裂的延伸幾乎均屬於河流狀的劈裂與穿晶破裂的型式。

關鍵詞：沸水式反應器；疲勞裂縫成長速率；負荷頻率；溶氫量；電化學電位。

---

1 國立清華大學材料科學與工程學系

Department of Materials Science and Engineering, National Tsing Hua University

2 工業技術研究院工業材料研究所

Materials Research Laboratories, Industrial Technology Research Institute

\* 連絡作者(franklin\_chen\_1@hotmail.com)

## ABSTRACT

Fatigue crack growth rate of low-alloy steels exposed to a simulated boiling water reactor (BWR) environment was found to be dependent upon the loading frequency and the amount of dissolved hydrogen. The time-dependent crack propagation rate ( $da/dt$ ) increased as the loading frequency increased under the same water quality and pre-crack length. In addition, the electrochemical corrosion potential (ECP) of low-alloy steel in high temperature pure water, is closely related to the amounts of dissolved oxygen and hydrogen. It was observed that dissolving a little amount of hydrogen, i.e. to lower the ECP, could effectively suppress the crack growth rate (CGR). The CGR data from this study were comparable with those obtained from some well-known CGR prediction models for BWR environments. Combining lower loading frequencies with the addition of a small amount of dissolved hydrogen can result a significant reduction in CGR, an extended lifetime of the material and an increase in operating safety. Finally, a comparison of the fractographs of the low-alloy steel before and after the oxide removal shows that the fracture appearance of EAC (environmentally assisted cracking) reveals mainly cleavage and transgranular cracking (TGC).

Keywords : Boiling water reactor; Fatigue crack growth rate; Loading frequency; Dissolved hydrogen; Electrochemical corrosion potential.

## 1. 前言

在過去的三十多年來，輕水式反應器 (light water reactor, 簡稱 LWR) 中，結構材料的環境促進破裂 (environmentally assisted cracking, 簡稱 EAC)，一直都是造成反應器運轉壽命縮短的主要問題之一。輕水式反應器包括沸水式反應器 (Boiling Water Reactor, 簡稱 BWR) 與壓水式反應器 (Pressurized Water Reactor, 簡稱 PWR)。而此問題不但導致反應器的運轉安全堪虞，也同時造成了重大的經濟損失 (必須時常做停機檢修而暫停發電)<sup>[1]</sup>。

反應器壓力槽 (Reactor Pressure Vessel, 簡稱 RPV) 是核電廠安全最重要的防護邊界，因此若是發現有裂縫產生則必須加以重視與嚴格地檢測，在確定安全無虞後才可繼續運轉使用。1960 年代以前，一般認為壓力槽低合金鋼的裂縫成長機制主要是疲勞所造成，但在 1971 年 Kondo 等人<sup>[2]</sup>發現：低合金鋼在某些情況下會因為接觸到高溫水而降低其疲勞壽命 (fatigue life)，一般稱之為環境促進破裂。在此之後，世界各國的科學家開始重視此一問題，考量各種可能影響低合金鋼裂縫成長速率的機

械及環境因素，在模擬電廠反應器運轉的環境下進行實驗，截至目前已經有了為數不少的寶貴數據，也因此產生了不少綜合探討各項變因的論著<sup>[3-10]</sup>。

環境促進龜裂的發生機制可依其負荷的型式大略區分為三種<sup>[11]</sup>：(1) 腐蝕疲勞破裂 (Corrosion Fatigue Cracking, 簡稱 CFC)，(2) 應力腐蝕破裂 (Stress Corrosion Cracking, 簡稱 SCC)，以及 (3) 應變誘發腐蝕破裂 (Strain-Induced Corrosion Cracking, 簡稱 SICC)。CFC 的負荷主要是往復式的循環應力 (cyclic stress)，應力頻率大約介於  $10^{-5}$  到 1Hz 之間。通常發生在反應器運轉的暫態 (transient state)，例如開機或停機的時候；而 SCC 的應力型式則是靜態負荷 (static load)，主要發生在穩態 (steady state) 的情況下。另外，SICC 亦容易在運轉暫態時發生；其負荷頻率則是介於 CF 與 SCC 之間，約在  $10^{-5}$ Hz 以下。

就近三十年來的研究結果顯示：影響反應器壓力槽低合金鋼，如 SA508 Cl.2, Cl.3 以及 SA533B 等，在高溫水環境下之裂縫成長速率 (Crack Growth Rate, 簡稱 CGR) 的因素有很多。可大約歸類為三種不同領域：

## 1.1 材料本身的影響

由許多前人的研究發現：低合金鋼內部的雜質 (inclusion) 例如含硫量的多寡會影響在高溫純水中低合金鋼的裂縫成長速率<sup>[12-15]</sup>。一般來說，材料的含硫量越高，則裂縫成長速率會越快，反之，含硫量越少，材料受環境因素的影響也就越少。這是因為材料中的硫與錳容易結合形成硫化錳 (MnS)，在高溫水中會經由試片的裂縫尖端 (crack-tip) 溶解出來，並改變裂縫尖端的水化學 (water chemistry) 造成局部的酸化 (localized acidification)，藉此阻礙氧化層的癒合而促進裂縫的孕核 (nucleation) 與成長 (growth)。James<sup>[16]</sup> 推測出裂縫尖端在高溫水環境中接觸到硫化錳時所可能引起的一些化學反應與裂縫成長機制。此外，材料中硫的分布與試片的取截方向 (orientation) 也會影響到腐蝕裂縫成長速率的快慢與否<sup>[3,6,16]</sup>。通常若試片沿 L-T 方向取樣，則其裂縫成長速率是最慢的，因為它和硫的分布是互相垂直的；而 T-L 走向的試片因其硫分布與裂縫成長方向平行，故有最高的 CGR。但也有少部份的文獻顯示在高溶氧 (8ppm) 的環境下，某些溫度含較低硫量之低合金鋼，也有可能比含高硫的要來得容易發生裂縫成長<sup>[11]</sup>。

一般相信，低合金鋼的裂縫成長受到裂縫尖端的硫離子 (或硫化物離子) 濃度的影響。若超過某一臨界值，則裂縫會受其促進而孕核並成長。相反地，若裂縫尖端的硫離子濃度低於此值，則裂縫不會繼續成長。但現實上由於模擬電廠環境下的腐蝕疲勞或應力腐蝕實驗既耗時又所費不貲，因此也有不少科學家利用電腦模擬的方式來估計裂縫成長所需要的臨界硫含量。Swan 和 Chapman<sup>[17]</sup> 發展出一套 PIZ (Particle Influence Zone) 模型，推測若裂縫成長到材料中硫化錳影響所及的區域，則 EAC 會受到硫化錳溶解的促進而產生。最後推算出每立方公厘需要有  $2.74 \times 10^{19}$  個 MnS 粒子才足夠產生 EAC。Shoji<sup>[18]</sup> 則是採用 slip dissolution model 以 Faraday's Law 推算金屬在裂縫尖端的溶解速率，再配合慢速應變拉伸的實驗，求得臨界硫酸根離子濃度為 3000ppm。此外，Cambrade 等人<sup>[19]</sup> 則是考

慮硫離子吸附與鈍態氧化膜之間的競爭效應 (film repair kinetics)，加上低合金鋼在 PWR 環境下的再鈍化速率 (repassivation rate) 實驗求得此臨界值為  $350 \pm 150$  ppm。

另一方面，為了更精確求得裂縫尖端的資訊，Van Der Sluys 等人<sup>[20]</sup> 以微注射 (microinjection) 的技術將硫化氫 (H<sub>2</sub>S) 注入裂縫尖端，結果發現只需要數個 ppm (<10 ppm) 濃度的硫化氫即可造成裂縫成長速率的顯著增加。而 Andresen 和 Young<sup>[21]</sup> 也以裂縫尖端微取樣 (crack tip microsampling) 的技術得知 EAC 裂縫成長所需要的硫化物離子濃度約為 2 ~ 4ppm。由於目前材料提煉冶金的技術日益進步，可以得到更低硫含量 (0.005wt%) 的低合金鋼，故可因此避免材料含硫量過高所引起的負面影響。

## 1.2 各種環境因素的影響(水化學)

### 1.2.1 溫度

水的溫度對低合金鋼的裂縫成長速率的影響甚巨。一般來說：溫度越高則裂縫成長的速率 (da/dt) 會越快。但後來的實驗確發現低合金鋼的裂縫成長速率在 250°C 時會達到一最大值，若溫度繼續升高到核電廠的實際運轉溫度 (288°C) 時，裂縫成長速率會因為所處水環境之差異而持平或略低於 250°C 時之值<sup>[10]</sup>。此一現象發生的機制十分複雜，比較一致的推論是在這個特定的溫度下，材料會發生“動態應變時效 (Dynamic Strain Aging, 簡稱 DSA)”的情形<sup>[22-25]</sup>，因此更加速了裂縫成長的速率；而溫度與裂縫成長速率 (da/dN) 的關係則呈現指數的關係，Atkinson 更證明兩者之間符合 Arrhenius term，亦即： $da/dN = A \cdot \exp^{Q/RT}$ <sup>[26]</sup>。另外，水質的 pH 值也會隨著溫度不同而有所改變<sup>[24]</sup>。主要的原因是因為水的解離率會隨著溫度的升高而增加，因此在高溫水中水的中性 pH 值 (~5.6 ~ 5.8) 就會比常溫 (pH=7) 時略低。

### 1.2.2 溶氧量與電化學電位 (Electrochemical Potential, 簡稱 ECP)

一般核電廠的運轉環境通常是 200 ~ 400ppb 的低溶氧。研究顯示：水的溶氧量與低合金鋼的電化學電位有很密切的關係<sup>[9]</sup>。若降低水中的含氧量(電化學電位也會同步下降)將有助於抑制或減緩低合金鋼的裂縫成長速率。而降低水的溶氧量，可進而降低低合金鋼之電化學電位的方法有外加電位<sup>[27]</sup>或是加入少量的氫 (~100 ~ 200 ppb) 溶解於水中使水質變成加氫水化學 (Hydrogen Water Chemistry, 簡稱 HWC)<sup>[21,28]</sup>等兩種方法。

### 1.2.3 流速

水循環系統的流速也會影響裂縫成長的速率<sup>[12]</sup>。因為若流速過快，則材料沒有足夠的時間與水中的離子作反應以產生腐蝕作用就被沖刷殆盡。所以發生環境促進腐蝕破裂的水環境通常流速很低甚至趨近於靜止的狀態。另外，水中的含硫離子(如  $H_2S$ 、 $HS^-$ 、 $SO_4^{2-}$ ) 其作用與材料本身的含硫量相同，在流速慢的情況之下也會使低合金鋼的裂縫成長速率加快。

### 1.2.4 導電度

水的導電度和裂縫成長也有著一定程度的關係。Hickling 發現：水質的導電度越高(增加水中的離子濃度)，則裂縫起始跟成長所需的時間就越短<sup>[29]</sup>。因此，若環境同時存在高溶氧和高導電度的條件下，則裂縫起始和成長所需的時間就會越短，也就是說CGR就會比其他情況快得多。

## 1.3 機械方面(應力)的影響

### 1.3.1 應力強度因子與 R 值

1977年，美國機械工程師協會(American Society of Mechanical Engineers, 簡稱 ASME) 所制訂的低合金鋼在 BWR 或 PWR 環境下之腐蝕疲勞裂縫成長速率規範只有考慮到純機械因素，也就是認為疲勞裂縫成長速率只與應力強度因子的指數次方有關。此即著名的 Paris Law:  $da/dN = C \cdot (\Delta K)^n$ 。而到了 1980 年，Bamford 才又加入了 R

值( $R=K_{max}/K_{min}$ )，而形成目前眾所周知的 ASTM Code Section XI, Appendix A<sup>[30]</sup>。而上述之兩因子(K 值與 R 值)在現今各種預測模型中仍是最重要且最基本的兩項納入考量的因素。

### 1.3.2 頻率

頻率與裂縫成長速率有一個簡單的關係式： $da/dN = C \cdot f^n$ 。有些科學家如 Van Der Sluys<sup>[20]</sup> 和 Atkinson<sup>[31]</sup> 均以實驗數據證實存在有一個臨界頻率( $f_{crit}$ )，當  $f_{crit} < f < 1\text{Hz}$  (頻率過高則腐蝕疲勞不易發生，而轉變成機械疲勞)的情況下，當頻率越低則裂縫成長速率 ( $da/dN$ ) 會越快；直到臨界頻率時會  $da/dN$  會達到一最大值。反之，若頻率低於  $f_{crit}$  時，則  $da/dN$  會逐漸減緩。但最近 Ritter 與 Seifert 在模擬 PWR 的環境下，卻發現在高溶氧 (8 ppm) 的條件即使將頻率降低至  $10^{-5}\text{Hz}$  也看不到有上述的現象產生， $da/dN$  仍舊隨著頻率的降低而增加<sup>[11]</sup>。

### 1.3.3 負荷波型與上升時間(Raise Time, 簡稱 $T_R$ )

負荷波型與上升時間有很密切的關聯。因為在往復作用的負荷當中，實驗證實只有拉伸的負荷會幫助裂縫的成長，而壓縮的負荷對裂縫成長沒有幫助，甚至可能會幫助裂口的癒合。若負荷波型為最常見的正弦波 (sine wave) 時，則負荷的上升時間(此時是處於拉伸的階段)只佔整個週期的 50%，即有效的週期  $T_{eff}=1/(2f)$ 。但若是採用不規則的鋸齒狀負荷，將上升(拉伸)時間拉長而下降(壓縮)時間縮短的話，則拉伸時間佔整個週期的比例會因此而升高，可大大提升拉伸的破壞力，促進裂縫的持續成長且可以縮短實驗所需的時間<sup>[11]</sup>。另外，還有一種施加負荷的方式，稱作緩慢上升負荷 (Slow Rising Load, 簡稱 SRL)。這種負荷的上升時間佔整個週期的 100%，是最為嚴厲的測試方法。因此亦可作為一種測量裂縫成長速率上限(最大值)的用途。另外，Eason<sup>[32]</sup> 也將  $T_R$  納入考量計算出一套完整的預測模型。

## 1.4 實驗目的與動機

由於高溫疲勞的實驗必須模擬核電廠的水質環境，而整個水質系統的迴路與監測設備的架設十分地複雜且昂貴，再加上高溫疲勞的實驗非常地耗時且操作不易，因此國內十分地缺乏這方面的實驗數據可供參考。此外，國外對於負荷頻率與水中溶氧量對低合金鋼裂縫成長速率影響的文獻尚不充足，故本研究即針對此兩種變因對於核電廠壓力槽之低合金鋼裂縫成長速率的影響作探討。而經由實驗所求得之裂縫成長速率的數據，再跟國際上所通用之各種低合金鋼裂縫成長速率的預測模型如 ASME Code Section XI, Appendix A、Eason Model<sup>[32]</sup>、以及美國奇異公司 (General Electric, 簡稱 GE) 所發展的 PLEDGE Model<sup>[33]</sup> 進行比較。

另一方面，由於低合金鋼在完成高溫疲勞試驗後，由於試片長時間浸泡在高溫的水環境中，因此在材料表面可以發現長有厚厚的一層氧化物（通常是  $Fe_2O_3$  或  $Fe_3O_4$ ）。但如此一來試片的破裂面因為被此氧化層所覆蓋而無法觀察到其真正的型貌與裂縫長度。為了要進一步了解 EAC 裂縫的成長型態為何，本研究參考國外的研究文獻<sup>[34]</sup>，以美國 Enthone 公司所生產的 Endox 214 粉末，配合電解的方法來去除附著於低合金鋼表面的氧化層，以觀察 EAC 裂縫成長速率的型貌。

## 2. 實驗方法

實驗所使用的材料為商用 SA508 C1.2 低合金鋼，其通常使用在反應器的壓力槽或進出水口的噴嘴 (nozzle) 上。詳細的化學成份列於表1。

將試片從鋼材上依 R-A 取向 (圖1) 切削車製為 ASTM E399<sup>[35]</sup> 所規範的標準破壞力學的CT (Compact Tension) 試片，厚度為 10mm (圖2)，並利用 INSTRON 8500 五噸級動態材料試驗機在乾燥的空氣中於室溫以往復式應力進行疲勞預裂 ( $a/W = 0.457-0.685$ )，試片預裂之方法及步驟依照 ASTM E399 中的規範來進行。

實驗是在模擬電廠 BWR 環境下的高溫高壓 (288°C, 1100psi) 純水中進行測試。壓力釜之材質

為 316 不銹鋼，容量為 2 公升，循環水質系統 (圖3) 之流速控制在每小時 6 公升。此外，以流量控制器 (flow controller) 通入適當比例的氮氣和氧氣 (99.5%  $N_2$  + 0.5%  $O_2$ ) 將水中之溶氧保持在 200ppb 左右，使用核子級的離子交換器來過濾水中雜質並加以純化。在此溫度下水的 pH 值保持在 5.6 ~ 5.8 之間。而在循環水質系統的前後端均有一套監測水中的含氧量、導電度的感應器。而整個系統的各项參數(前後端的溫度、含氧量、溶氧量、導電度、ECP 值、RDC 值、pH 值以及負荷大小)對時間的關係均可由電腦系統來監測。

試片利用量測裂縫兩端之電位差，亦即正反向直流電壓降測量法 (Reversing DC Current Potential Drop Monitoring, 簡稱 RDC-PD) 持續觀察裂縫的成長狀況。正反向直流電壓降測量法主要是將一直流電流由試片的上下兩端輸入，在加工溝槽口斜角處測量裂縫尖端的電位降值 (Active Potential,  $V_a$ )。由此電位降值的增加，即可得知裂縫的成長。試片訊號線的連接方式參考 ASTM E647<sup>[36]</sup> 之規範。為了增加電壓降測量法的準確度及穩定性，採取交替輸入正反電流，如此一來可消除熱偶電壓及測量儀器本身所產生之誤差。另一方面，在試片背面或側面的受力穩定區，添加參考電壓之測量 (Reference Potential,  $V_r$ )，可消除溫度及電流的變化所產生之誤差。電壓降測量法主要測量 RDC Net ratio 值，Net ratio 的公式定義如下：

$$\text{Net ratio} = \frac{V_a / V_{a0}}{V_r / V_{r0}} \quad (1)$$

$V_a$  = 裂縫兩端所測得之電壓降值；

$V_{a0}$  = 裂縫兩端初始所測得之電壓降值 ( $t=0$ )。

$V_r$  = 參考點之電壓降值；

$V_{r0}$  = 參考點之初始電壓降值 ( $t=0$ )。

測試之低合金鋼試片以絕緣之插銷與拉伸桿及壓力釜隔離，絕緣之插銷為熱噴塗氧化鋯之 Hastelloy-C 合金。將試片裝入系統後先加壓至 1100 psi (約 75 個大氣壓)，進行測漏的工作；而後緩慢

升溫至 288 °C 讓試片進行預氧化並開始電腦系統的監測。預氧化需持續約 168 小時 (7 天) 或是當試片的 ECP 值和水循環系統之進、出口的溶氧量及導電度呈現一穩定且差異不大的狀態下 (表示試片已氧化完全), 方可開始加負荷進行實驗。預熱器 (Pre-heater) 的平均加熱速率為 2.175 °C/min; 而壓力釜之主加熱片 (main heater) 則是 1.625 °C/min。參考電極則是使用由 Cu/Cu<sub>2</sub>O 粉末以 1:1 比例均勻混合所組成的高溫陶瓷固態電極: 在 280 °C 時對標準氫電極 (Standard Hydrogen Electrode, 簡稱 SHE) 的電位是 -262 mV, 而在 288 °C 對標準氫電極則是 -274 mV, 亦即  $V_{SHE} = V_{Cu/Cu_2O} - 274 \text{ mV}$ 。

系統水質的導電度在壓力槽的進出水口處利用 Thornton Type 822 持續作測量, 而水中的氫、氧氣含量則分別用氫分析儀 (Orbisphere Model 3600) 及低氧監測儀 (Orion 1808) 在進水和出水口處測量。本實驗在進水口處之水質導電度約為 0.07 μS/cm; 出水口處則約為 0.2 μS/cm。

疲勞測試實驗使用由定負荷拉伸機改良, 在拉伸機槓桿後裝設步進式馬達 (stepper motor) 驅動裝置, 此設備可執行 Hold、Ramp、Trapezoid 及 Cyclic 型式的施力, 運動速率範圍在 4.23 × 10<sup>-5</sup> mm/s - 0.847 mm/s (10<sup>-4</sup> in/min ~ 2 in/min) 之間。本實驗所施加之外力為不對稱之鋸齒狀循環負荷 (慢速上升, 快速下降), 整體實驗進行之示意圖參考圖 4。

將完成高溫腐蝕疲勞實驗的 CT 試片從壓力釜取出後以空氣吹乾, 先用動態材料試驗機以疲勞負荷的型式在空氣中拉斷備用。接著用精密電子秤量取大約 220 克的 Endox214 粉末, 將其緩緩倒入約 700 毫升的去離子水中, 其間要以攪拌器 (~100 rpm) 不斷作攪拌直到 Endox214 完全溶解於水中呈透明狀。然後再將混合好的溶液以去離子水緩慢加至 1 公升, 並持續攪拌 (避免放熱反應太快而使溶液溫度上升太多)。溶解過程中以隔水冰浴的方式進行冷卻。再以電熱墊 (electric heating pad) 搭配溫控器慢慢將溶液隔水加熱至 40 °C 後保持恆溫狀態, 以此溶液當作電解液。另一方面取白金片當作另外一極, 並將不銹鋼線以鐵氟龍 (Teflon) 管包

覆後點焊至接近破裂面的位置, 將兩電極接上可以提供正負循環電壓的電源供應器並置入電解液中。外加電壓設定在 10V, 電流 2.7 ~ 2.9A, 每一個循環是正 9 秒後負 9 秒。所需的循環數約為 12~15 次, 視溶液的濃度與純淨度而定。待銹層去除乾淨後, 將試片浸泡於丙酮中以超音波振盪清洗, 再用氣槍吹乾; 並以掃描式電子顯微鏡 (Scanning Electron Microscope, 簡稱 SEM) 觀察分析試片的破斷面。

將 SEM 所觀察到之試片破斷面上的真正 EAC 裂縫長度與 RDC-PD 方法所得之電壓降訊號互相比對, 求得裂縫長度與電壓降相互關係的校正曲線 (圖 5), 藉此計算出在不同實驗條件下的裂縫成長速率, 並與其他的預測模型進行比較。此校正曲線所求得的裂縫長度與實際所量測得的值誤差在 5% 以內。

### 3. 結果與討論

#### 3.1 溶氧量、溶氫量與電化學電位的關係

ECP 的實驗數據是在一固定溶氧或溶氫濃度下等待其穩定達 24 小時紀錄而成。溶氫量與電化學電位關係的實驗則是在固定 200 ppb 溶氧下所進行。實驗發現: 在高溫純水中溶入少量的氫氣需要比單純溶氧更久的時間才能讓 ECP 值穩定。這可能是因為水中的溶氫會造成材料表面的氧化物由 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 緩慢轉變為 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub><sup>[37]</sup> 之故。由圖 6(a) 的比較中可知: 在相同的條件下, 本研究所測得之 ECP 值隨溶氧變化的趨勢與其他兩實驗室<sup>[38,39]</sup> 的結果差異並不大, 且與 Scott<sup>[38]</sup> 的變化趨勢相似。在溶氧量低於 400 ppb 時, ECP 值 (也就是腐蝕電位) 對於溶氧量的變化十分敏感。而本實驗之 ECP 值略高於其他兩實驗室之值, 這表示本實驗所使用之低合金鋼比其他兩實驗室所用的更容易在含氧水中鈍化。然而, 當溶氧量大於 1000 ppb 時, 本實驗所得之 ECP 值就介於其他兩實驗室的結果之間, 並較接近 Ritter 和 Seifert 的結果<sup>[39]</sup>。三條實驗曲線之間的些許數值差別有可能是參考電極的種類、擺放的位置不盡相同或者是與儀器本身的誤差有關。

圖6(b) 則顯示在水中溶入少量的氫氣 (例如 10ppb) 可以有效地降低低合金鋼的腐蝕電位。當水中之溶氫從 25.1ppb 增加到 101.86ppb 時, SA508 Cl.2 的腐蝕電位就由 0mV 大幅下降至  $-200\text{mV}_{\text{SHE}}$ 。值得注意的是: 當溶氫濃度超過 25ppb 左右時, ECP 值下降的幅度會急遽地增加。而其中的原因很可能是此刻水環境(溶氫25.1ppb, 溶氧 200ppb) 中的溶氧與溶氫莫耳比 (H/O molar ratio) 非常地接近 2 : 1, 而此比例剛好就是水 ( $\text{H}_2\text{O}$ )。換句話說, 在高溫純水中, 大約 25ppb 的溶氫會和水中的溶氧 (200ppb) 結合成水 ( $2\text{H}_2 + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{H}_2\text{O}$ ) 而將水中的溶氧消耗掉, 並因此同時降低了低合金鋼的腐蝕電位。而當水中的溶氫量小於 25ppb 時, 水中部份的溶氧會被氫氣結合而減少, 依據圖 6(a) 的結果: 溶氫量降低會使得 ECP 值跟著下降; 而當溶氫量大於 25ppb 時, 由於沒有氧氣可供多餘的氫氣與之結合, 故此時的溶氫就會全部用來降低低合金鋼的腐蝕電位了。

### 3.2 頻率對裂縫成長速率的影響

本實驗的應力條件為: 初始應力強度約介於  $20 \sim 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , 波形為不對稱三角型 (上升與下降時間不相等) 的往復式應力, 頻率使用  $4 \times 10^{-3}\text{ Hz}$  (週期 250 秒; 上升 230 秒, 下降 20 秒) 以及  $4 \times 10^{-4}\text{ Hz}$  (週期 2500 秒; 上升 2300 秒, 下降 200 秒) 兩種, 應力比值 ( $R = P_{\text{min}} / P_{\text{max}}$ ) 為 0.4。實驗結果發現: 高頻率負荷的裂縫成長速率 ( $da/dt$ ) 遠較低頻負荷的快上一到兩個數量級不等, 端視試片所受的  $\Delta K$  值而有所不同, 參考圖 7。在相同負荷大小(constant load) 的條件下, 裂縫長度越長, 所受的  $K$  值就越大, 又因為  $R$  值固定, 所以  $\Delta K$  值也會越大, 也因此造成裂縫成長速率越快。另一方面, 裂縫長度越長, 試片暴露於高溫水的破裂表面積也越大, 則材料中所含的硫化錳 (MnS) 雜質會有更多的機會溶於高溫純水中使得裂縫尖端酸化而加速腐蝕速率並使裂縫得以持續成長。此外, 由於裂縫的成長機制是由於往復式的疲勞應力會不斷地將裂縫尖端的氧化膜扯裂破壞, 使得裂縫得以持續

延伸。因此若是負荷的頻率越高, 則無足夠時間癒合, 故裂縫成長速率就會越快。另外, 還可發現: 裂縫成長所反映的 RDC-PD 值對於溫度和 ECP 值的變化十分地敏感。例如圖7 中 A2 試片在 502 小時的時候由於 ECP 值的突然下降 (除氧), 雖然此時的負荷頻率已經由低頻轉換為高頻, 但裂縫成長速率會因為此環境的暫態而有一段約 50 小時的停滯期, 而不是因為頻率的增加而隨之加快裂縫的成長。

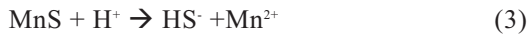
### 3.3 溶氫對裂縫成長速率的影響

圖8 表示當水中溶入約 100ppb 的氫氣時對低合金鋼裂縫成長速率的影響。溶氫使得低合金鋼的 ECP 值下降到  $-0.2\text{V}_{\text{SHE}}$ , 與圖 6(b) 的結果相符。而此 ECP 值剛好是文獻中所發現裂縫初始與成長的臨界電位值 (低於此值裂縫不易成長)<sup>[40]</sup>。由圖中可發現不論負荷頻率是高或是低, 添加 100ppb 的氫氣均可降低低合金鋼的 ECP 值, 並可進一步降低裂縫的成長速率。以高頻負荷為例: 加氫之後的裂縫成長速率可有效降低約一個數量級; 而對於低頻負荷的裂縫成長速率也同樣可以進一步再降低, 但由於低頻負荷本身的裂縫成長速率本來就不快了, 因此降低的效果會比高頻負荷有限 (<10倍)。由實驗結果可得知: 在 BWR 的水質中加入少量的氫氣可以有效地抑制或減緩裂縫的成長速率。至於為何水中加氫可以抑制裂縫的成長, 其可能的原因是: 水中多餘的溶氫於高溫水中會在裂縫尖端分解成氫離子:



當水中溶有氫氣時, 方程式 (2) 中氫氣的氧化反應會比鐵的溶解來得優先發生<sup>[41]</sup>。此反應會消耗水中的溶氫並使得鋼表面氫離子的形成, 使得裂口(crack mouth) 附近的 pH 值因此而降低。在此同時, 在裂縫尖端的鐵和硫化錳會溶解於水中並提供離子, 如鐵離子的水合作用 ( $3\text{Fe}^{2+} + 4\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + 8\text{H}^+ + 2\text{e}^-$ ) 會提供氫離子而降低裂縫尖端的 pH

值。而硫化錳也會與氫離子作用產生硫化氫離子：

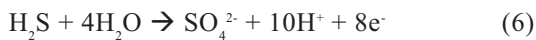
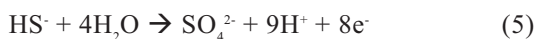


又因硫化氫在較低 pH 值的高溫水中並不穩定<sup>[42]</sup>，因此它會與鐵離子水合作用所產生的氫離子進一步作用成較穩定的硫化氫 (H<sub>2</sub>S)：



HS<sup>-</sup> 與 H<sub>2</sub>S 的相對濃度端視裂縫尖端的 pH 值而定。然而，裂口的 pH 因為氫氣的氧化 (H<sub>2</sub> → 2H<sup>+</sup> + 2e<sup>-</sup>) 而足夠低，使得裂縫尖端與裂口間的 pH 值差異不大 (都很低)，所以，因裂口與裂縫尖端之氫離子濃度差所產生的電位梯度 (potential gradient) 會變得很小，無法將 H<sub>2</sub>S 限制在裂縫尖端附近，反而使 H<sub>2</sub>S 持續擴散遠離裂縫尖端，在加上金屬斷裂表面的 MnS 溶解產生的 HS<sup>-</sup> 補充不及，故使裂縫持續成長所需要的臨界硫離子濃度不足而因此減緩了裂縫的繼續成長，如圖 9(a) 所示。

在高溫水中穩定的硫化物為 HS<sup>-</sup> 與 H<sub>2</sub>S，它們在較低溫度時會經由下列反應氧化成硫酸根離子 (SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>)：



此反應已經由 Andresen 和 Young<sup>[21]</sup> 用微取樣技術所證實。他們發現當 BWR 水環境由 10 ppm 溶氧切換成 95ppb 溶氫 (除氧) 時，所取樣水的硫酸根濃度會由 7.3 ~ 12.1 ppm 明顯降低至 0.6 ~ 0.9 ppm。因此證明了在水中加氫可以抑制 MnS 的析出與減緩其溶解的速率，並因此降低了裂縫成長速率。

相反地，若水中只有溶氧而沒有溶氫時，氧氣會在試片的表面還原，並因此升高了裂口附近氫氧根離子的濃度，並提高裂口附近的 pH 值：



另一方面，鐵會在上述陰極附近進行溶解反應 (Fe → Fe<sup>2+</sup> + 2e<sup>-</sup>)，但此反應所產生的離子其擴散速率會受到鈍化的影響而變慢。在此同時，裂縫尖端的 pH 值則會因為金屬的水合作用而降低 (3Fe<sup>2+</sup> + 4H<sub>2</sub>O → Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + 8H<sup>+</sup> + 2e<sup>-</sup>)，且此處穩定的硫化物主要是 H<sub>2</sub>S；而越遠離裂縫尖端，OH<sup>-</sup> 與 HS<sup>-</sup> 的濃度會越高。裂口與裂縫尖端因為氫離子的濃度有明顯的不同而產生了電位梯度，會驅使向裂口處擴散的 HS<sup>-</sup> 被迫重新回到裂縫尖端附近，因此使得裂縫尖端的硫離子濃度得以維持在裂縫成長所需臨界值之上，故裂縫會持續地成長，如圖 9(b) 所示。

值得注意的是：當 BWR 水質環境由正常水化學 (Normal Water Chemistry, 簡稱 NWC) 轉換為加氫水化學 (HWC) 或是由 HWC 轉換為 NWC 時，裂縫成長速率不會馬上隨之改變，反而存在有一個延遲時間 (delay time)。此延遲時間的長短可能與水的流速、氫氣的擴散係數、裂口與裂縫尖端之間氫離子的濃度梯度 (concentration gradient)、以及水中其他陰離子濃度 (如 SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>, Cl<sup>-</sup>, 和 F<sup>-</sup> 等) 有關。

### 3.4 裂縫成長速率與其他預測模型比較

#### 3.4.1 與 ASME-XI, Appendix A 作比較

比較結果發現：大部份的數據與 1980 年版的 ASME Code XI, Appendix A 之預估值相近，但有少部份的數據超過了預測值的上限，如圖 10 所示。可能是因為有些數據其相對應的 K 值已經超過了 ASTM E399 所規範的平面應變 (plane strain) 值所致。根據 E399 的規範： $B \geq 2.5 \times (K_{Ic} / \sigma_{ys})^2$ ，而本實驗所用之 SA508 C1.2 試片的厚度  $B = 1\text{cm}$ ； $\sigma_{ys} = 450\text{MPa}$ ，故  $K_{Ic}$  必須小於  $28.46\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  才屬於平面應變的範疇。另一方面，少部份數據在空氣曲線以下是因為試片處於加氫水質 (HWC) 的緣故。



### 3.4.2 與 Eason Model 作比較

比較結果發現：在以時間為基礎的裂縫成長速率 (da/dt) 模型中，不論是高硫含量或低硫含量的數據，在較低的頻率 ( $4 \times 10^{-4}$ Hz) 時都無法受到預測曲線的規範；而較高頻率 ( $4 \times 10^{-3}$ Hz) 的數據則大多符合預測值，如圖 11 所示。這與 Seifert<sup>[11]</sup>所作的結果類似：Seifert 發現在 288°C 的高溶氧 (DO = 8 ppm) 水環境下，當負荷頻率低於  $10^{-4}$ Hz 時，所得之裂縫成長速率將不受 Eason Model 的規範。由此可知 Eason Model 在較低的負荷頻率下可能不夠保守。

### 3.4.3 與 PLEDGE Model 作比較

比較結果發現：在腐蝕疲勞裂縫成長速率的規範下，所有的數據均落在高硫曲線 (high sulfur line) 之下，有些甚至於落在低硫線 (low sulfur line) 以下，如圖 12 所示。在低硫線以下的數據分為兩種：一種是材料處於 HWC 水質；另一種則是材料所受的 K 值比較小的所致。而有些數據介於高硫和低硫線間，則是因為材料所受應力的 K 值已經超過了平面應變 (plain strain) 的範圍。

## 3.5 破裂面型貌觀察

圖 13(a) 與 (b) 分別為低合金鋼在經過 ENDOX treatment<sup>[34]</sup> 之前與之後的破裂面 SEM 照片。可以很明顯地看出試片破裂面在 ENDOX treatment 之前均被厚厚的一層氧化物所覆蓋；而在氧化物被清除後，則可以很明顯地區別出 air fatigue 與 EAC 型態上的差異。可以觀察到 EAC 裂縫呈現劈裂狀 (cleavage-like) 的河流紋路與穿晶 (transgranular) 破裂的型式，而圖 13(b) 中的圓形小凹洞根據 Hänninen<sup>[43]</sup> 的說法，是硫化錳在高純水中溶解後所遺留下來的痕跡。另外，我們發現不論在 NWC 或 HWC 的水環境下，EAC 裂縫的型貌基本上沒有什麼不同，這也與 Hänninen 的看法相符。

## 4. 結論

1. 低合金鋼的電化學電位與水中的溶氧量有很密切的關係。在溶氧量低於 400ppb 時，ECP 值對於溶氧量的變化十分敏感。然而，當溶氧量大於 1000ppb 時，電化學電位的變化會逐漸地趨緩。
2. 在水中溶入少量的氫氣可以明顯地降低低合金鋼的電化學電位，亦可以有效地抑制裂縫的成長速率。
3. 在相同水質與預裂縫長度的條件下，與時間相關的裂縫延伸速率 (da/dt) 會隨著頻率的升高而增加。
4. 本實驗所求得之裂縫成長速率的數據大致上都可以被國際上通用的裂縫成長速率預測模型所涵蓋，只有低頻負荷的數據不為 Eason Model 所規範。
5. 同時結合較低的負荷頻率與少量的溶氫可以確實地降低低合金鋼的裂縫成長速率，進而延長材料的使用壽命與增加電廠的操作安全。
6. 低合金鋼在經過去氧化層處理之後，由破裂面的型貌可發現環境促進龜裂的延伸幾乎均屬於河流狀的劈裂與穿晶破裂的型式。

## 致謝

本實驗感謝工業技術研究院工業材料研究所吳國安研究員的悉心指導，還有簡荃聖等技術人員的從旁協助，並由衷感謝台灣電力公司核能研發處的經費補助支持。

## 參考文獻

1. T. U. Marston and R. L. Jones, "Materials Degradation Problems in the Advanced Light Water Reactors", Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Monterey, CA, USA, August 1991, pp. 3 ~ 9.

2. T. Kondo, H. Nakajima, and R. Nagasaki, *Nucl. Eng. Des.*, 16 (1971) 205~222.
3. J. D. Atkinson and J. E. Forrest, *Corros. Sci.*, 25 (1985) 607~631.
4. F. P. Ford and P. W. Emigh, *Corros. Sci.*, 25 (1985) 673~692.
5. D. R. Tice, *Corrosion*, 25 (1985) 705~743.
6. P. M. Scott, "A Review of Environmental Effects on Pressure Vessel Integrity", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, AMS, 1988, pp. 15-29.
7. F. P. Ford, *J. Press. Vess-T ASME*, 110 (1988) 113~128.
8. F. P. Ford and P. L. Andresen, "Development and Use of a Predictive Model of Crack Propagation in 304/316L, A533B/A508 and Inconel 600/182 Alloys in 288°C Water", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, AMS, 1988, pp. 789-800.
9. H. P. Seifert and S. Ritter, in: *PSI Contribution to the CASTOC Round Robin on EAC of Low-Alloy RPV Steels under BWR Conditions*, PSI-report No. 01-08, August 2001, ISSN 1019-0643, pp. 1-63.
10. H. P. Seifert, in: *Literature Survey on the Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels in High-Temperature Water*, PSI Bericht 02-06, February 2002, ISSN 1019-0643.
11. S. Ritter and H. P. Seifert, "Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under BWR Conditions", *Corrosion* 2002, Paper No. 02516.
12. *Proceedings of the 2<sup>nd</sup> IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth*, Sendai, Japan, May 1985 (NUREG/CP 0044), 1985, pp. 15-17.
13. C. Amzallag and J. L. Bernard, *Proceedings of IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth*, Freiberg (1981), pp. 412-427.
14. G. Slama and P. Rabbe, in: *Structural Integrity of Light Water Reactor Components* (eds. L.E. Steele, K.E. Stahlkopf and L.H. Karsson), Applied Science Publisher, London (1982), pp. 311-325.
15. W. H. Bamford and L. J. Ceschini, in: *Structural Integrity of Water Reactor Pressure Boundary Components*, NUREG/CR-1783, NRL Memorandum Report 4500, Washington, D.C. (1980).
16. W. C. Moshier and L. A. James, *Corros. Sci.*, 41 (1999) 401~415.
17. D. I. Swan and O. J. V. Chapman, "Modeling of Sulfide Inclusion Distribution in Relation to the Environmentally Assisted Cracking of Low-Alloy Steels in a PWR Environment", *ASTM STP 1049* (Philadelphia, PA: ASTM, 1990), pp. 283-299.
18. T. Shoji, S. Moriya, and M. Tada, "Computer Simulation of Environmentally Assisted Cracking of RPV Steels in LWR Environments", *Proceeding of 4<sup>th</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors* (Houston, TX: NACE, 1990), pp. 8.28-8.47.
19. P. Cambrade, M. Foucault, P. Marcus, and G. Slama, "On the Role of Sulfur on the Dissolution of Pressure Vessel Steels at the Tip of a Propagating Crack in PWR Environments", *Proceeding of 4<sup>th</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors* (Houston, TX: NACE, 1990), pp. 8.48-8.63.
20. W. A. Van Der Sluys and R. H. Emanuelson, *ASTM STP 1049* (Philadelphia, PA: ASTM, 1990), pp. 117-135.
21. P. L. Andreson and L. M. Young, *Corrosion* 51 (1995) 223~233.

22. E. A. Little and J. A. Hudson, "Role of Metallurgical Parameters in the Dynamic Strain Aging of A533B Nuclear Steel", Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Breckenridge, Monterey, CA, September, 1985, pp. 640-644.
23. I. S. Kim and S. S. Kang, "Dynamic Strain Aging in SA508-Class 3 Pressure Vessel Steel", Int. J. Pres. Ves. Pip., 62 (1995) 123~129.
24. Y. Katada and S. Sato, "Effect of Temperature on Corrosion Fatigue Behavior of Low Alloy Pressure Vessel Steels in High Temperature Water", Proceeding of the 8<sup>th</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, AMS, 1997, pp. 916-923.
25. S. G. Lee and I. S. Kim, J. Press. Vess-T ASME, 123 (2001) 173~178.
26. J. D. Atkinson and Z. Chen, "The Effect of Temperature on Corrosion Fatigue Crack Propagation in Reactor Pressure Vessel Steels", Proceeding of the 6<sup>th</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, AMS, 1993, pp. 29-34.
27. L. A. James and W. C. Moshier, Corros. Sci., 41 (1999) 373~399.
28. T. A. Prater, "Effect of Hydrogen Additions to Water on the Corrosion Fatigue Behavior of Nuclear Structural Materials", Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, Breckenridge, Monterey, CA, September, 1985, pp. 615-623.
29. J. Hickling, "Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels under BWR Conditions: Are There Still Open Issues? ", Proceeding of the 10<sup>th</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, August 6-10, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
30. W. H. Bamford, J. Press. Vess-T ASME, 102 (1980) 433~442.
31. J. D. Atkinson, "Characterization of the Effect of Loading Frequency on Corrosion Fatigue Crack Growth Rate in RPV Steels", Proceeding of the 8<sup>th</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, AMS, 1997, pp. 924-931.
32. E.D. Eason, Nucl. Eng. Des., 184 (1998) 89~111.
33. F. P. Ford, D. F. Taylor, P. L. Andresen, and R. G. Ballinger, "Corrosion-Assisted Cracking of Stainless and Low-Alloy Steels in LWR Environments", EPRI Contract RP2006-6, Report NP5064M (1987).
34. P. M. Yuzawich and C. W. Hughes, Pract. Metall., 15 (1978) 184~195.
35. ASTM Standard, E 399 – 90, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", 1998 Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01.
36. ASTM Standard, E 647 – 95a, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates", 1998 Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01.
37. Y. J. Kim, "Role of Hydrogen Peroxide and Its Decomposition in BWRs", Proceeding of the 10<sup>th</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, August 6-10, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
38. P. M. Scott, "A Review of Environmental Effects on Pressure Vessel Integrity", Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, AMS, 1988, pp. 15-29.
39. S. Ritter and H. P. Seifert, "Strain-Induced

Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under BWR Conditions”, Corrosion (2002), Paper No. 02516.

- 40. J. Heldt and H. P. Seifert, Nucl. Eng. Des., 206 (2001) 57~89.
- 41. M. E. Indig, and K. B. Groot, Corrosion, 25 (1974) 92.
- 42. C. M. Chen, K. Aral, and G. J. Theus,

“Computer-Calculated Potential pH Diagrams to 300°C”, Project 1167-2, EPRI NP-3137, Vol. 2 (1983).

- 43. H. Hänninen, Corros. Sci., 23 (1983) 663~679.

收到日期：2004 年 12 月 8 日  
 修訂日期：2005 年 2 月 25 日  
 接受日期：2005 年 6 月 2 日

表1 測試用材料的化學成分 (wt%)。

Table 1 Chemical compositions of the test materials (wt%).

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Fe
0.18	0.69	0.005	0.008	0.26	0.86	0.39	0.55	<0.01	0.087	Balanced

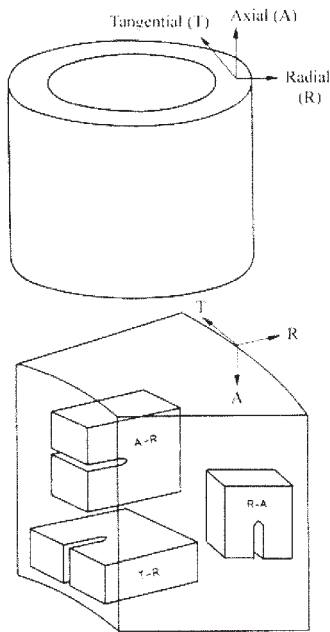
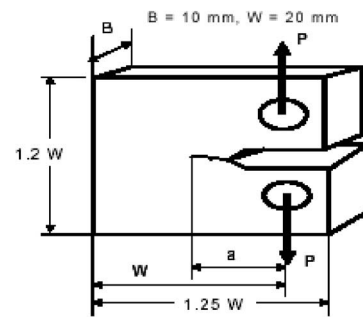


圖1 圓柱體的 CT 試片取向，本研究所使用之試片的切削取向為 R-A。  
 Figure 1 Schematic representation of cutting orientations of CT specimens. In this study, specimens were cut in the R-A orientation.



$$K_I = \frac{P}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left[2 + \frac{a}{W}\right] \cdot \left[0.886 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.8 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left[1 - \frac{a}{W}\right]^{1.5}}$$

圖2 標準 CT 試片之尺寸比例與依據 ASTM E399 之計算應力強度因子 (K值) 的公式。  
 Figure 2 The dimensions of a standard compact tension specimen and the formula for calculating stress intensity factor according to ASTM E399.

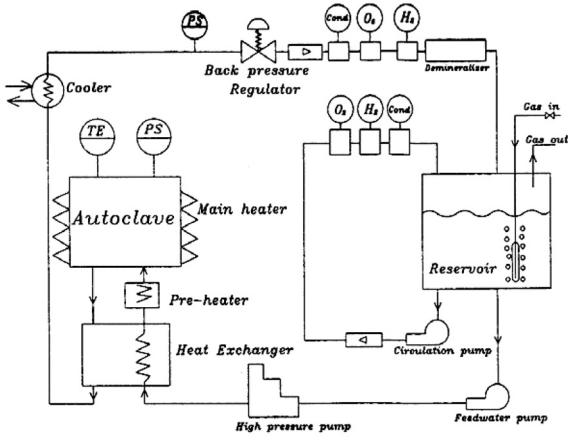


圖3 腐蝕疲勞及應力腐蝕實驗所連接之模擬 BWR 環境的循環水質系統示意圖。  
Figure 3 Schematic representation of the circulation of the high temperature water loops.

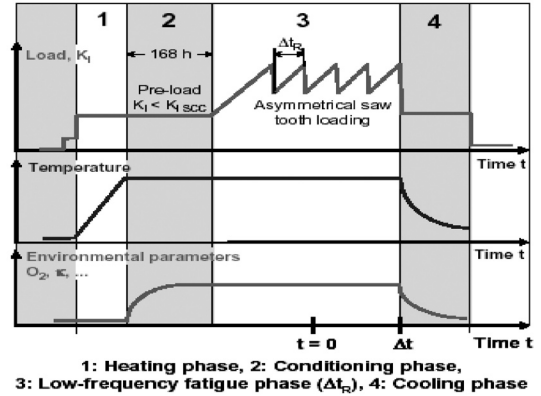


圖4 實驗進行示意圖。  
Figure 4 Schematic representation of the test procedure diagram [11].

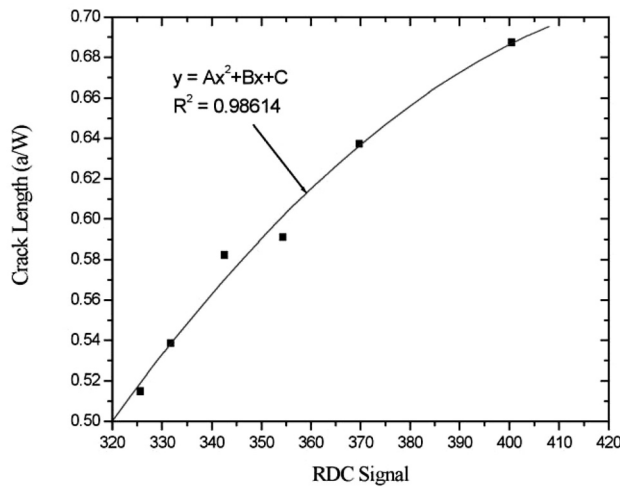
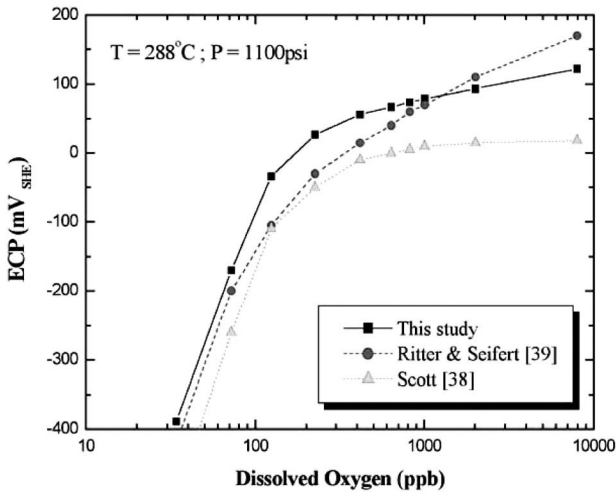
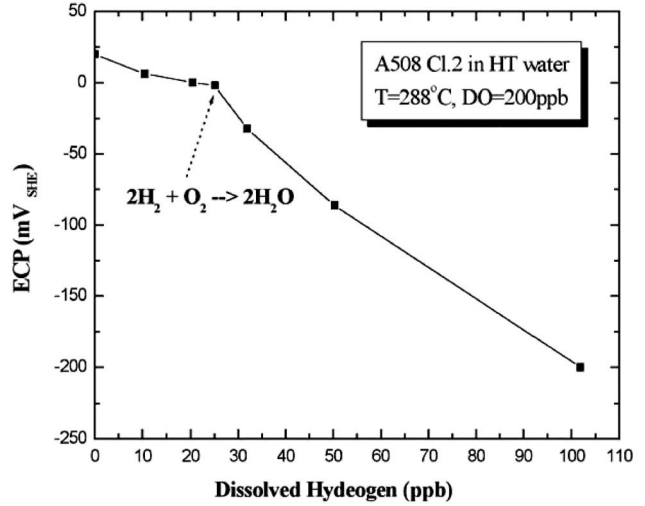


圖5 SA508 C1.2 低合金鋼的裂縫長度與其 RDC-PD 訊號之關係圖。  
Figure 5 The relationship between the crack-tip signals obtained using the RDC-PD method and the crack length (a/W) of SA508 C1.2 low-alloy steel at 288oC high-temperature water.



(a)



(b)

圖6 水中溶解之氣體對低合金鋼電化學電位的影響：(a) 溶氧，(b) 溶氫。  
 Figure 6 Effects of dissolved gases on the ECP for SA508 low-alloy steel: (a) DO, and (b) H/O molar ratio. In 5(b), DO remain 200 ppb throughout the test with different amounts of DH.

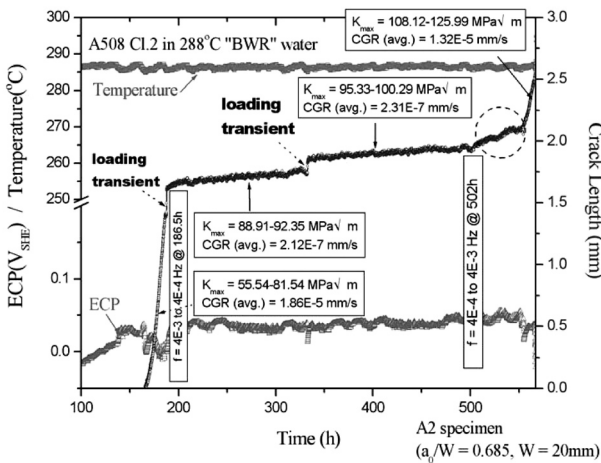


圖7 A2 試片之疲勞裂縫成長在 288 水中隨時間的變化情形 (正常水化學)。  
 Figure 7 Corrosion fatigue CGR of A2 specimen varying with time at 288°C water (NWC).

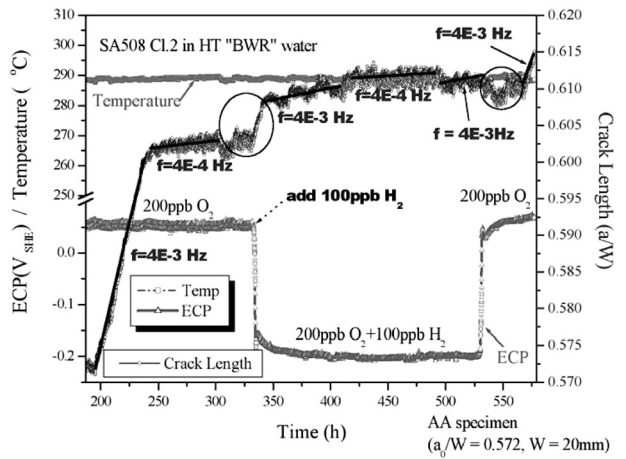


圖8 AA 試片之疲勞裂縫成長在 288 水中隨時間的變化情形 (正常水化學 加氫水化學 正常水化學)。  
 Figure 8 Corrosion fatigue CGR of AA specimen varying with time at 288°C water (NWC HWC NWC).

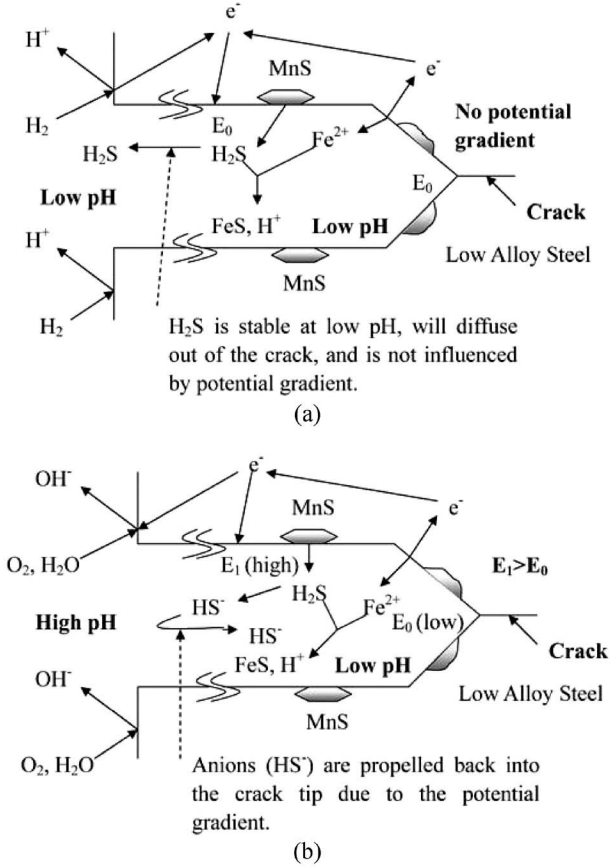


圖9 (a) 水中溶氫對裂縫成長的影響，(b) 水中溶氧對裂縫成長的影響。  
 Figure 9 The effects of the reactive dissolved gas on the EAC behavior of low-sulfur SA508 Cl.2 steel in high temperature (288 °C) water: (a) dissolved hydrogen, and (b) dissolved oxygen.

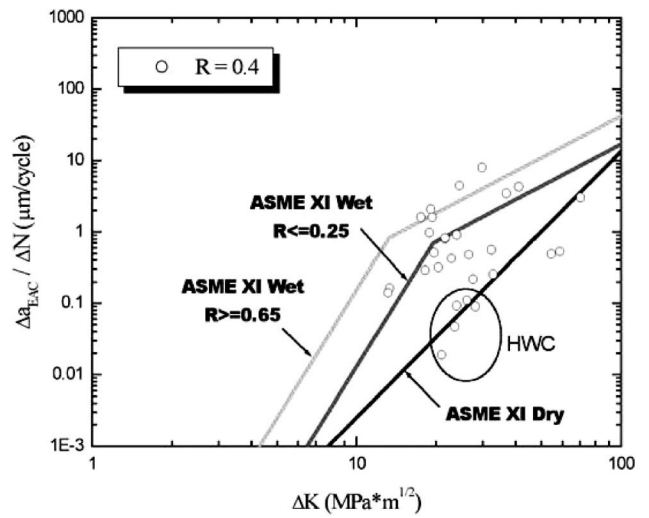


圖10 量測數據與 ASME-XI、Appendix A 模型作比較。  
 Figure 10 All of the experimental CGR data compared to ASME-XI, Appendix A curves.

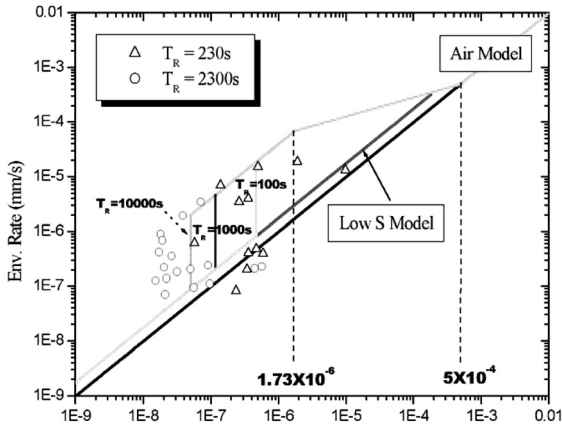


圖 11 量測數據與 Eason Model (time domain) 作比較。  
Figure 11 All of the experimental CRG data compared to Eason model (time domain form).

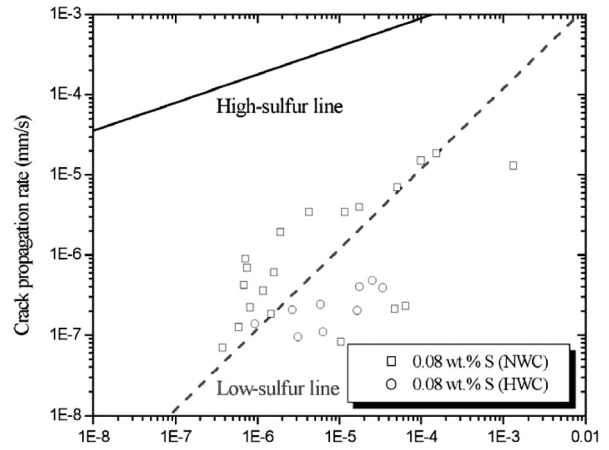
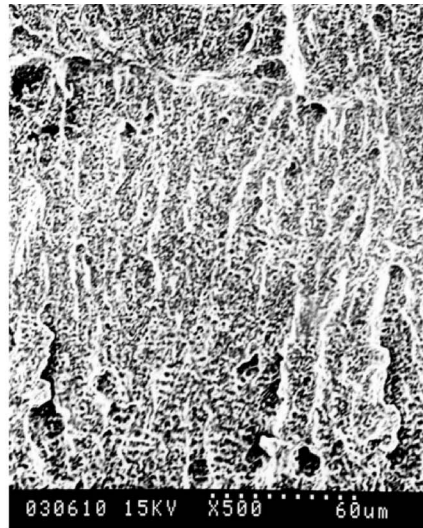


圖 12 量測數據與 PLEDGE Model 作比較。  
Figure 12 All of the experimental CRG data compared to PLEDGE Model.



(a)



(b)

圖 13 (a) 去氧化層之前的破裂面型貌, (b) 去氧化層之後的破裂面型貌。  
Figure 13 SEM fractography of the test specimen at the same position: (a) before and (b) after the ENDOX treatment.