

SA533B 鋼材於不同溶氧水媒環境中之週疲勞行為研究

葉基榮*、黃俊源、郭榮卿

The Low-Cycle Fatigue Behavior of SA533B Steel in Water Environments with Different Contents of Dissolved Oxygen

J. J. Yeh*, J. Y. Huang, R. C. Kuo

摘 要

SA533B 低合金鋼係核能電廠反應爐壓力槽之構造鋼材。本報告主要探討於 300 °C、10 MPa 循環流動水媒中壓力槽鋼材低週疲勞行為受水中溶氧量、應變振幅及鋼材硫含量等不同因素之影響情形。測試結果顯示，應變振幅效應可從純疲勞機械作用力、疲勞與腐蝕交互作用、低週疲勞限及週期硬化等不同之影響研討。腐蝕與疲勞交互作用最顯著的情況發生在飽和溶氧水媒中應變振幅為 0.2% 的施力狀況。鋼材之低週疲勞限深受測試環境變異之影響而變化。水中溶氧量不同促使鋼材低週疲勞壽命顯著的差異。300 °C 空氣中測試，鋼材具有最佳之低週疲勞抗性，推估與動態應變時效(DSA)有關。在本測試範圍內，鋼材硫含量對其疲勞壽命之影響不明顯。破斷觀察以瞭解破斷型態。

關鍵詞：SA533B 鋼材；應變振幅；溶氧量；鋼材硫含量；動態應變時效(DSA)。

ABSTRACT

SA533B low-alloy steel is the material mainly used for the reactor pressure vessels (RPVs) of nuclear power plants. This report is focused on the effects of dissolved oxygen content in feed water, strain amplitude and sulfur content in steel on the low-cycle fatigue (LCF) behavior of SA533B RPV steel in circulating water environments at a pressure of 10 MPa and a temperature of 300 °C. The test results show the effect of strain amplitude can be studied from the perspectives of mechanical force of fatigue, fatigue-corrosion interaction, low-cycle fatigue limit and cyclic hardening. The most significant fatigue-corrosion interaction occurred in a water environment saturated with dissolved oxygen under a strain amplitude of 0.2%. The variation of low-cycle fatigue limit is deeply affected by the change of test environments. The low-cycle fatigue life of the RPV steel is obviously varied with the dissolved oxygen content in the water environment. The best low-cycle fatigue resistance of SA533B steel was observed with the specimens tested in air at 300 °C, which could be related with the dynamic strain aging (DSA). No or little dependence of

fatigue life on sulfur content in steel was noted under the present test conditions. The fracture appearance and morphology were examined and discussed.

Keywords: SA533B reactor pressure vessel steel; Strain amplitude; Dissolved oxygen content in water; Sulfur content in steel; Dynamic strain aging (DSA).

1. 前言

輕水式核反應器壓力槽是爐心與圍阻體間之屏障，用以阻隔輻射分裂產物外洩，另提供爐心組件、控制棒等構件之結構支撐，為決定核電廠運轉安全及壽限之關鍵性組件。壓力槽鋼材最重要的劣化機構^[1]為疲勞傷害與照射脆化。近年來，許多壓力槽鋼材疲勞研究結果顯示^[2-10]，於適當冷卻水含氧量、運轉溫度、鋼材含硫量與非金屬夾雜物及施加應變速率與應變振幅大小等組合條件下，鋼材於冷卻水環境中之疲勞強度與壽限較之空氣中者明顯劣化。因此，瞭解高壓高溫水媒環境促進破裂機制與預防作為，為確保壓力槽完整性之重要課題。本研究報告係針對應變振幅、水中溶氧量與鋼材硫含量等因素對 SA533B 壓力槽鋼材低週疲勞行為的影響情形進行研究，期能對腐蝕疲勞劣化機制的瞭解及防治措施成效的提升有所助益。

2. 實驗方法

2.1 實驗材料與測試環境

SA533B 壓力槽鋼材組成成分，如表 1 所示。硫含量 0.016% 者是主要的研究鋼材，0.008% 與 0.029% 硫含量鋼材係探討硫含量效應比較用，皆為回火麻田散鐵組織^[11]。水媒測試環境為 300 °C、10 MPa 之高溫高壓流動水，水流量 10 L/hr，水中未添加化學物質，導電度(Conductivity)維持在 0.15 μS/cm

左右，進水溶氧量分別為飽和(7 ~ 8 ppm)及 213 ppb 與 1 ppb 等三種，後兩者係水中通氮除氧之結果。水中飽和溶氧量為溫度之函數，於 26 °C 時為 7.99 ppm；35 °C 時則為 7.04 ppm^[12]。

2.2 拉伸測試

拉伸試驗係為取得 SA533B 壓力槽鋼材於室溫及 300 °C 兩不同溫度之基本機械性質。本實驗使用 10 噸之 MTS 810 油壓試驗機測試，採位移控制進行，應變速率(Strain Rate)約為 4×10^{-3} /s；室溫拉伸延伸率以 50% 行程之應變規式延伸計(Strain-gage Type Extensometer)量測，其標距長為 25 mm。300 °C 拉伸延伸率則以電容式延伸計量測之，其標距長亦為 25 mm，行程為 22%。

2.3 低週疲勞測試

根據 ASTM E606^[13]規範設計 SA533B 壓力槽鋼材低週疲勞圓棒試片，其尺寸如圖 1。試片加工成型後，依次以 #240 至 #2000 水砂紙研磨標距部位，再以 1 μm、0.3 μm Al₂O₃ 粉末拋光，直至於 50 倍光學顯微鏡下無橫向刮痕為止。標距長 16 mm，其兩側之凸緣係專為安裝量測試片變形量之 LVDT 延伸計而設計。因兩凸緣相隔 40 mm 遠大於標距長，故另以實驗校正其值^[11]。

藉 10 噸之 Instron 8862 電動式動態拉伸試驗機與 Toshin 水媒系統測試 SA533B 壓力槽鋼材於 300

表 1. SA533B 壓力槽鋼材成分分析結果(wt. %).

Table 1 Chemical compositions of the SA533B reactor pressure vessel steel. (wt. %).

碳	矽	錳	磷	硫	鎳	鉬	鋁	氮	鐵
0.19	0.22	1.27	0.015	0.016	0.60	0.49	0.035	0.005	其餘
0.19	0.22	1.22	0.015	0.008	0.60	0.49	0.035	0.005	其餘
0.21	0.23	1.25	0.015	0.029	0.60	0.49	0.035	0.005	其餘

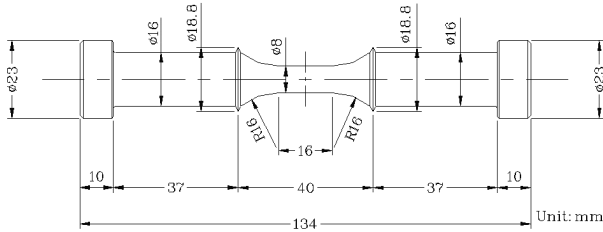


圖 1 低週疲勞圓棒試片尺寸圖。

Figure 1 Round bar specimen for low-cycle fatigue test.

°C、10 MPa 水媒中之低週疲勞特性。以三角波形進行應變控制(Strain Control)，應變由 LVDT 延伸計量測之。應變速率(Strain Rate)為 $4 \times 10^{-3}/s$ ，應變均值(Mean)為 0%，應變振幅分別為 0.1%、0.2%、0.4% 及 0.7% 等四種。當疲勞試驗進行至 5×10^5 週次試片仍未斷裂，即視為不會斷，停止測試。

2.4 破斷觀察

利用目視檢驗及掃描式電子顯微鏡觀察經於 300 °C、10 MPa 水媒中測試過 SA533B 壓力槽鋼材低週疲勞樣品，比較因進水溶氧量不同及應變振幅大小所造成的破斷外觀及近斷口處試片外表面二次裂縫分布之差異情況，並與空氣中測試者互作比較，以了解其破損劣化機制。破斷面外表面之觀察視情況以化學溶液(2g Hexamethylenetetramine in 1000 ml 1N HCl)清洗後為之。

2.5 顯微硬度(Micro-Hardness)量測及晶粒尺寸計算

為評估不同測試條件下 SA533B 鋼材試片表面硬度，以 Matsuzawa 廠牌之維氏顯微硬度試驗機(Vickers Microhardness Tester)進行硬度試驗。荷重為 0.3 kg，負荷速度為 100 $\mu m/sec$ ，作用時間為 10 秒。稜形壓痕於放大倍率 210 倍顯微鏡下量測對角線距離，並換算成硬度值。

由於 SA533B 鋼材晶粒微細，且非等軸形(Equi-Axe)晶粒，故根據 ASTM E 112 晶粒尺寸量測規範，採用三圈法(Abrams Three-Circle Procedure)，求得三個圓周與晶界相交的平均長度，定為晶粒的平均尺寸。測試前以 ASTM E 112 中已知尺寸的等

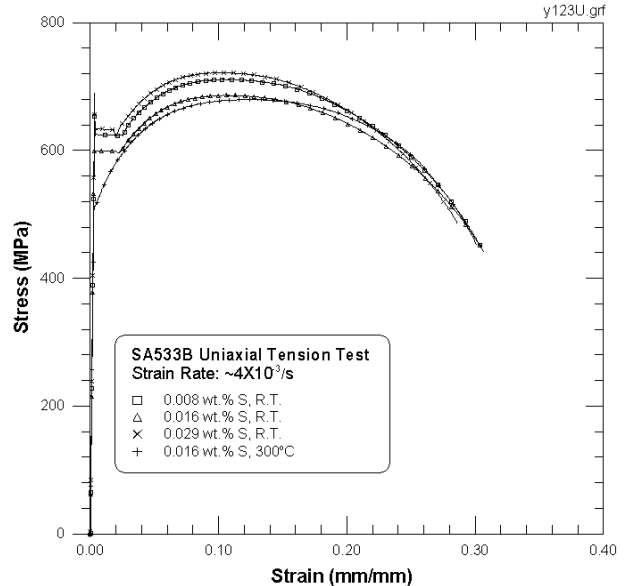


圖 2 SA533B 壓力槽鋼材於室溫及 300 °C 空氣中拉伸應力-應變曲線。

Figure 2 Tensile stress-strain curves for SA533B steels tested in air at room temperatures and 300 °C.

軸晶粒，進行驗證無誤後，始進行測試，採用商用影像分析軟體 Materials-Pro TM。

2.6 透射式電子顯微鏡(TEM)觀察

為避免疲勞試樣結構受局部頸縮變形之影響，試片選取位置除盡量靠近斷面外，亦需避免頸縮區影響，故取樣位置距離斷面約 10 mm 處，比較不同受力截面顯微組織之差異。試片以水砂紙磨至 100 μm 厚，並以打孔機製成直徑 3 mm 之圓片，再以自動雙面噴射薄化儀(Jet Polishing Machine)薄化穿孔。使用的薄化電解液為 10%過氯酸($HClO_4$)和 90%甲醇溶液。電解條件控制在電流 $\sim 0.1A$ ，電壓 $\sim 10V$ ，溫度 $-30^\circ C$ 。藉 JOEL 2000 FX (最大操作電壓 200 kv) 穿透式電子顯微鏡觀察試片顯微結構。

3. 結果與討論

3.1 一般拉伸測試

圖 2 顯示 SA533B 壓力槽鋼材試片受單軸向拉伸測試，應變速率控制為 $4 \times 10^{-3}/s$ 所獲得之室溫及

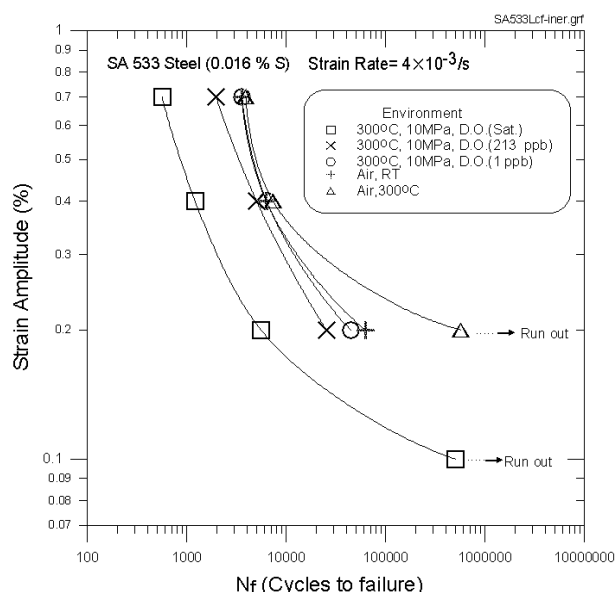


圖 3 SA533B 壓力槽鋼材在不同溶氧量水媒環境中與空氣中低週疲勞壽命週期數與應變振幅關係圖。

Figure 3 Relationships between the low-cycle fatigue life and strain amplitude for SA533B steel tested in different environments.

300 °C 空氣中之拉伸應力-應變曲線。三種不同硫含量鋼材室溫之最大抗拉強度(σ_{uts})及降伏強度(σ_{ys})兩者與硫含量均非線性關係，硫含量多寡與強度高低無直接對應關聯。但三種不同硫含量鋼材室溫之最大伸長率與均勻伸長率兩項皆相近，未有明顯差異。300 °C 測試之最大抗拉強度與室溫測試者幾乎一致，為此鋼材較特殊之處，其($\sigma_{uts} / \sigma_{ys}$)之比值遠高於室溫者，將有較佳之週期硬化性質^[14]，上述測試結果如表 2。

表 2. SA533B 壓力槽鋼材在空氣中不同溫度之拉伸測試結果。

Table 2 Tensile results for SA533B steels at different temperatures in air.

Sulfur Content (Temperature)	Ultimate Strength σ_{uts} (MPa)	Yield Strength σ_{ys} (MPa)	Total Elongation TE (%)	Uniform Elongation UE (%)	$\sigma_{uts} / \sigma_{ys}$
0.008% S (25 °C)	711	625	30.3	10.46	1.138
0.016% S (25 °C)	686	600	30.6	10.30	1.143
0.029% S (25 °C)	722	630	29.75	10.14	1.146
0.016% S (300 °C)	680	516	30.09	12.14	1.318

3.2 低週疲勞測試

SA533B 壓力槽鋼材水媒環境中之低週疲勞行為，依溶氧量與應變振幅效應、動態應變時效效應、鋼材硫含量效應及破斷觀察分析結果等分別探討如下：

3.2.1 溶氧量與低週疲勞關係

圖 3 顯示 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10 MPa 不同溶氧量水媒中及空氣中低週疲勞壽命週期數(N_f)與應變振幅關係。首先，比較飽和溶氧水媒中與空氣中測試之結果，明顯可見前者於任一應變振幅作用下之疲勞壽命皆遠小於後者，顯現相當顯著之水媒環境劣化效應，係腐蝕與疲勞交互作用導致其壽命減短。水媒中之壽命約僅為室溫空氣中者之五分之一至六分之一而已。當進水溶氧量由飽和值經通氮除氧降至 213 ppb 左右時，有效地提高疲勞壽命週期數至約四倍左右。溶氧量下降，腐蝕與疲勞交互作用對應降低。當溶氧量進一步降低至 1 ppb 時，低週疲勞壽命週期數再度提升；於 0.4%與 0.7%兩不同應變振幅狀況下，皆已提高至與室溫空氣中者一致。由上述可知，隨著溶氧量之降低，疲勞壽命週期數漸增。溶氧量效應也顯現在低週疲勞週期數與對應之應力範圍關係圖上，如圖 4 所示。低溶氧量水媒中，材料呈較高強度，係因在 1 ppb 低溶氧水媒中，腐蝕與疲勞交互作用已受顯著的抑制，降低對材料強度的劣化作用，故其應力範圍遠較飽和溶氧水媒中者高。

應變振幅效應可從純疲勞機械作用力、疲勞與腐蝕交互作用、低週疲勞限及週期硬化(Cyclic Hardening)等不同之影響研討。(1) 疲勞機械作用力隨應變振幅大小之改變而呈正比之變化。應變振幅大時，於承受較大疲勞機械作用力下，不論水媒環

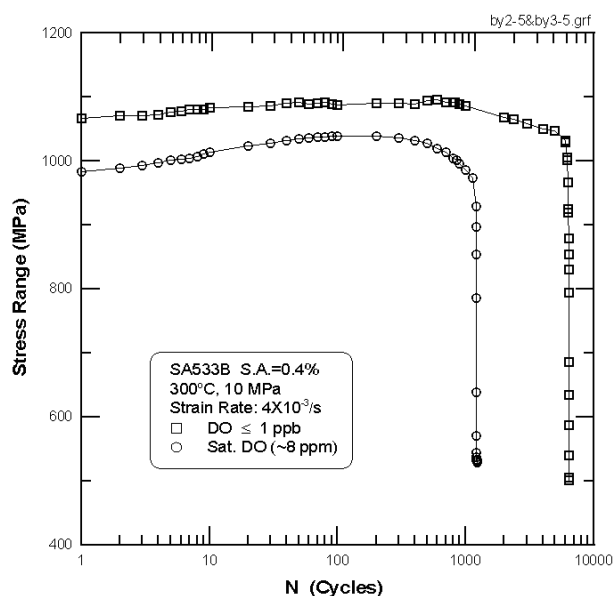


圖 4 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10 MPa 不同溶氧量水媒中低週疲勞週期數與對應之應力範圍關係圖。

Figure 4 The dependence of the stress range on the fatigue cycle for SA533B low-cycle fatigue specimens tested in the 300 °C, 10 MPa water environments with different contents of dissolved oxygen.

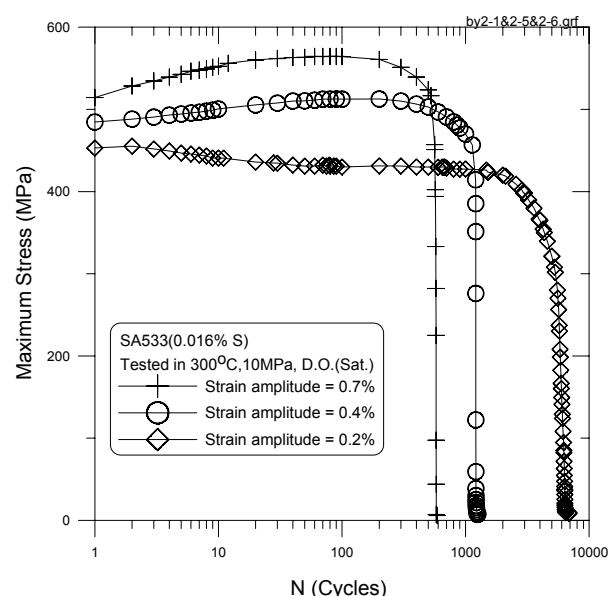


圖 5 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10MPa 飽和溶氧水媒中不同應變振幅條件下低週疲勞週期數與對應之最大應力關係圖。

Figure 5 The dependence of the maximum stress on the fatigue cycle for SA533B low-cycle fatigue specimens tested in 300 °C, 10 MPa water environment saturated with dissolved oxygen under the different strain amplitudes.

境中溶氧量高低，其疲勞壽命必然較應變振幅小者低。(2) 腐蝕與疲勞交互作用程度隨應變振幅之變化而改變，於應變振幅大時，腐蝕效應對疲勞壽命的影響較小；反之應變振幅小時，腐蝕效應變成居於主導地位。僅於某一適中應變振幅時，疲勞與腐蝕兩者之交互作用達到最顯著，而使水媒中測試之低週疲勞壽命與空氣中者差異最大。在本研究中最適之應變振幅為 0.2%，其飽和溶氧水媒中之壽命不及空氣中測試值之十分之一。(3) 低週疲勞限在本報告中定義為經過 50 萬週次疲勞測試，試片未斷裂仍保持外觀完整性之最大應變振幅，其依測試環境之不同而異，如飽和溶氧水媒中為 0.1% 應變振幅，300 °C 空氣中為 0.2%。213 ppb、1 ppb 溶氧水媒中及室溫空氣中者則介於上述兩者之間。(4) 週期硬化受應變振幅影響之情形，如圖 5 所示。其為 SA533B 鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中三種不同應變振幅條件下低週疲勞週期數與對應之最大應力關係。0.4% 及 0.7% 兩不同應變振幅測試條件下，於測試初

期皆形成週期硬化現象，直至達某一臨界最大值為止。此強化現象以 0.7% 應變振幅者最顯著，而 0.2% 者未呈現。

3.2.2 動態應變時效效應

在 300 °C 空氣中，SA533B 鋼材呈現最佳的低週疲勞抗性，尤其是在較低之 0.2% 應變振幅時其與室溫空氣中及水媒中低週疲勞壽命之差異更加顯著，如圖 3 所示。探究原因，與 300 °C 空氣中測試時伴隨之動態應變時效^[15,16] (DSA) 與晶粒細化^[15,16] 提昇鋼材強度有關。從表 3 可見 300 °C 低週疲勞測試後之微硬度最高，晶粒最細；晶粒細化情形亦可由圖 6 TEM 觀察微觀組織之結果獲得進一步之確認。觀圖 2，300 °C 空氣中拉伸曲線雖未見鋸齒狀現象，但 Lou 及 Northwood^[17] 指出，DSA 不必然發生應力-應變鋸齒狀現象，因為此現象可能被其它機構所取代，但一定具有負應變速率敏感現象。即應變速率

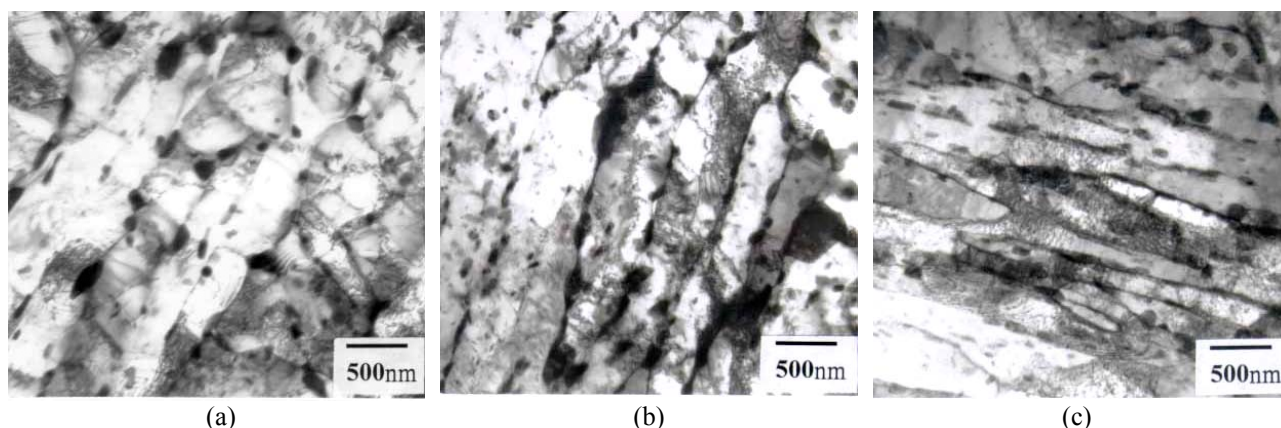


圖 6 不同測試條件下 SA533B 壓力槽鋼材試片截面之 TEM 微觀組織: (a) 母材, (b) 室溫空氣中、0.7%應變振幅, (c) 300 °C 空氣中、0.7%應變振幅。

Figure 6 TEM images of SA533B steel showing sub-grain structures: (a) as-received, (b) LCF with 0.7% strain amplitude at room temperature, (c) LCF with 0.7% strain amplitude at 300 °C.

表 3. SA533B 鋼材微硬度及晶粒大小。

Table 3 Vickers microhardness and grain size of SA533B steel.

Testing Conditions	Sample Designation*	Average Hardness (HV)	G (ASTM Grain Size No.)	Average diameter (μm)
原始母材	II	218.6±5.5	11.9	5.8
300 °C 拉伸測試	TIIU1	218.5±3.0	13.4	3.5
室溫低週疲勞	LFII (± 0.7%)	218.0±1.4	14.7	2.2
300 °C 低週疲勞	TLFI1 (± 0.2%)	241.7±6.1	15.7	1.6
	TLFI3 (± 0.7%)	242.0±1.4	15.8	1.5
原始母材 300 °C 熱處理	heat treated at 300 °C for 140 h	224.0±5.4	12.9	4.1

* Strain amplitudes were noted in parentheses

TIIU1: Tensile tested at 300 °C. LF: Low-Cycle fatigue at room temperature

TLF: Low-Cycle fatigue at 300 °C.

越快, 材料強度反而下降。圖 7 為 SA533B 鋼材於不同應變速率與不同溫度下的真實應力(True Stress)反應, 應變速率介於 $4 \times 10^{-3}/s$ 至 $5 \times 10^{-1}/s$ 之間, 僅 300 °C 情況有負應變速率敏感性現象, 而 25 °C 者無。依此將 300 °C 拉伸之應變速率增快至 $\sim 1 \times 10^{-1}/s$ 及 $\sim 5 \times 10^{-1}/s$, 確有發現鋸齒狀應力-應變曲線, 如圖 8。此種負應變速率敏感性特徵亦可在 300 °C 空氣中不同應變速率之低週疲勞測試中觀察到, 如圖 9 所示。反應應力於 $4 \times 10^{-3}/s$ 時達最大值, 應變速率增快, 反應之應力變小, 即於 $4 \times 10^{-3}/s$ 應變速率時具有 DSA 現象。Kang 和 Kim^[18]兩位學者研究發現, 壓力槽鋼材 SA508B3 於 300 °C 因 DSA 現象而具有較高的抗

低週疲勞性, 與本研究結果相符。觀圖 10 顯示 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中低週疲勞測試結果於應變速率介於 $4 \times 10^{-3}/s$ 與 $4 \times 10^{-4}/s$ 間亦可觀察到負應變速率敏感性現象, 但因飽和溶氧水媒中高溫腐蝕劣化作用太強, 致未能顯現 DSA 提高疲勞抗性之效益。

3.2.3 鋼材硫含量效應

三種不同硫含量之 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧與飽和溶氫水媒中之低週疲勞壽命週期數與應變振幅關係, 如圖 11 所示。由圖可見不論在飽和溶氧水媒中抑或飽和溶氫水媒中, 鋼

材硫含量之不同並未造成其低週疲勞壽命明顯之差異，因此本研究報告實驗測試條件下(應變速率為 $4 \times 10^{-3}/s$)，鋼材硫含量對其低週疲勞壽命的效應不明顯。此研究結果與 Chopra 和 Shack^[9]兩位學者之報告相符。但該報告更進一步顯示，對於硫含量 0.010 wt.% 以下的鋼材，若將應變速率由 $4 \times 10^{-3}/s$ 降至

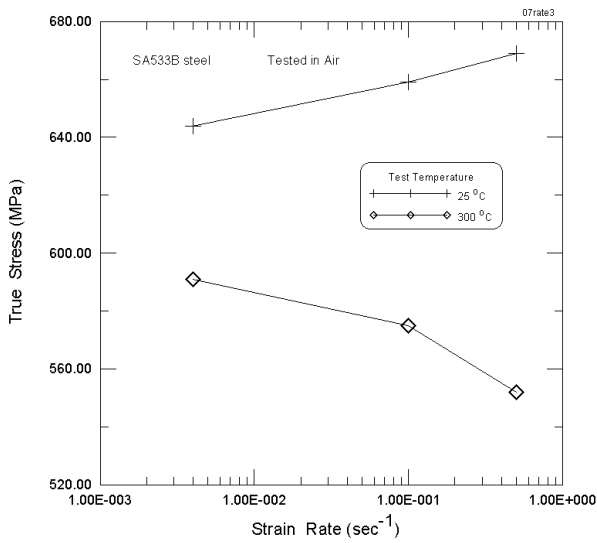


圖 7 應變速率對於 SA533B 鋼材真實應力變化之影響(真實應變 0.7%)。

Figure 7 Strain rate effect on true stress for SA533B steel at true strain of 0.7%.

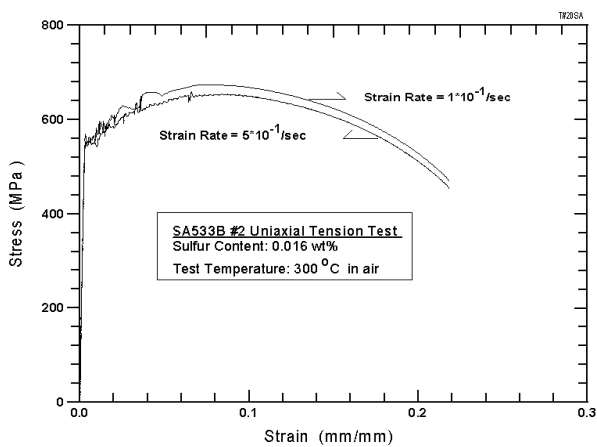


圖 8 SA533B 鋼材於 300 °C 空氣中拉伸應力-應變曲線圖。

Figure 8 Tensile stress-strain curves for SA533B steel tested in air at 300 °C.

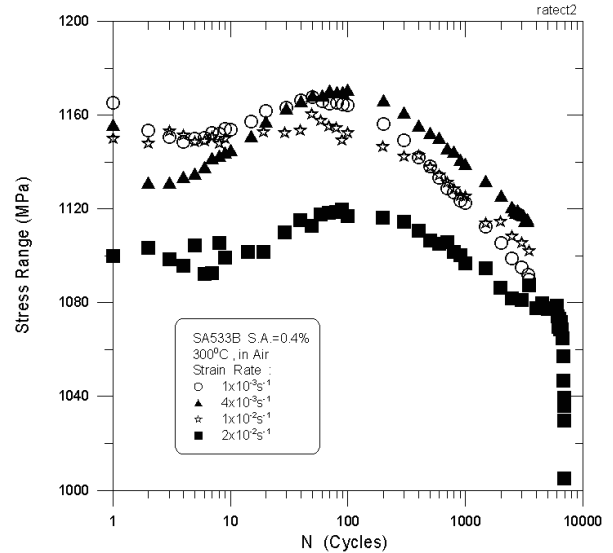


圖 9 不同應變速率對 SA533B 鋼材於 300 °C 空氣中進行應變振幅 0.4% 低週疲勞測試之應力範圍變化圖。

Figure 9 Strain rate effect on cyclic stress response with strain amplitude of 0.4% for SA533B steel specimens tested in air.

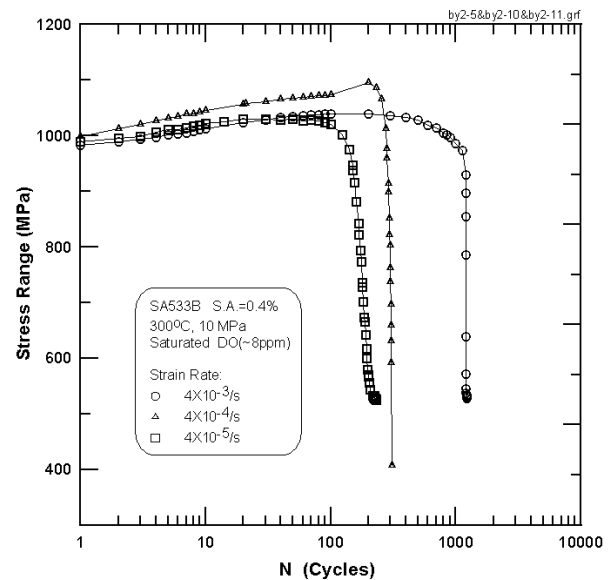


圖 10 不同應變速率對 SA533B 鋼材於 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中進行應變振幅 0.4% 低週疲勞測試之應力範圍變化圖。

Figure 10 Strain rate effect on cyclic stress response with strain amplitude of 0.4% for SA533B steel specimens tested in water environment saturated with dissolved oxygen.

$4 \times 10^{-5}/s$ 或更低 $4 \times 10^{-6}/s$ ，將可明顯觀察到鋼材硫含量效應；比較 0.003 wt.% S 與 0.010 wt.% S 兩種鋼材在飽和溶氧水媒中之低週疲勞壽命週期數差異可高達 10 倍。然對於硫含量 0.012 wt.% 以上的鋼材較無上述應變速率敏感性，其硫含量效應已達飽和，對低週疲勞壽命週期數的影響不明顯。

3.2.4 斷口觀察

SA533B 壓力槽鋼材低週疲勞測試後破斷外觀及外表面經觀察後，發現破斷外觀型態及近斷口處試片外表面二次疲勞裂縫分布情形因應變振幅大小及進水溶氧量不同而產生明顯差異，探討如下。圖 12 顯示 SA533B 鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中不同應變振幅低週疲勞測試後，試片斷裂外觀型態隨應變振幅大小之變化而改變的情形。於最大之 0.7% 應變振幅情況下，斷口與試片軸向(i.e.施力軸)幾成 45°角，裂縫前進路徑有些曲折(Tortuous)非一直線。然於最小之 0.2% 應變振幅情況下，斷口與試片軸向垂直，呈階梯狀(Step-like)之平整斷口。0.4% 應變振幅情況之斷裂外觀型態則介於上述兩者之間。於 0.7% 應變振幅較大施力狀況下，疲勞機械作用力主導試棒破斷，腐蝕影響相對較微，最後斷裂基本上係由單一主疲勞裂縫連續生長所造成。於 0.2% 應變振幅較小施力狀況下，疲勞機械作用力不再居於主導地位，試棒因腐蝕作用於圓周表面多處同時形成裂縫起始位置(Crack Initiation Sites)，隨著疲勞的進行，成長為甚多各自發展之疲勞區，基本

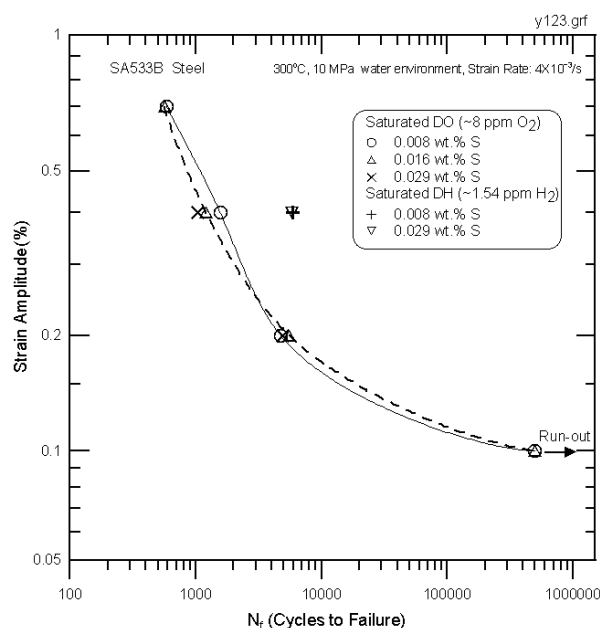


圖 11 三種不同硫含量之 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧或飽和溶氫水媒中之低週疲勞壽命週期數與應變振幅關係圖。

Figure 11 Relationships between the low-cycle fatigue life and strain amplitude for SA533B steels with different contents of sulfur tested in 300 °C、10 MPa water environments saturated with dissolved oxygen or hydrogen.

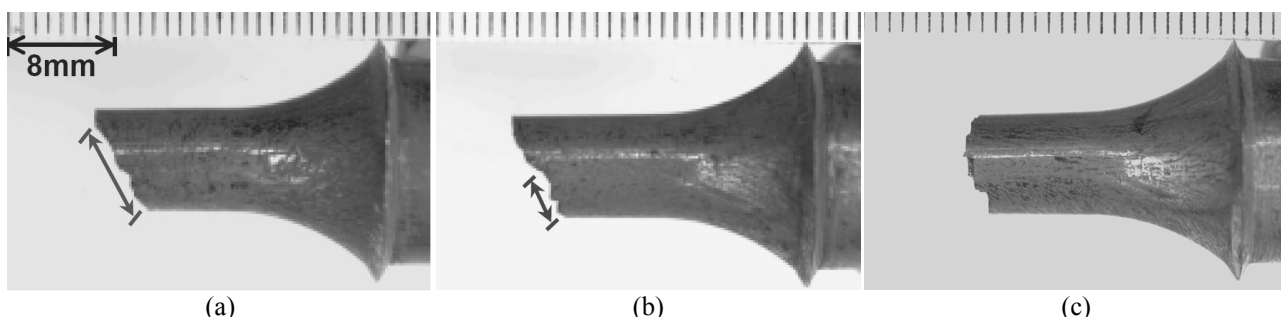


圖 12 SA533B 壓力槽鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中於不同應變振幅低週疲勞測試後，試片斷裂外觀型態：(a) 0.7% 應變振幅，(b) 0.4% 應變振幅，(c) 0.2% 應變振幅。

Figure 12 Fracture appearance of LCF specimens after tested under different strain amplitudes in the 300 °C、10 MPa water environment with saturated oxygen: (a) 0.7% strain amplitude, (b) 0.4% strain amplitude, (c) 0.2% strain amplitude.

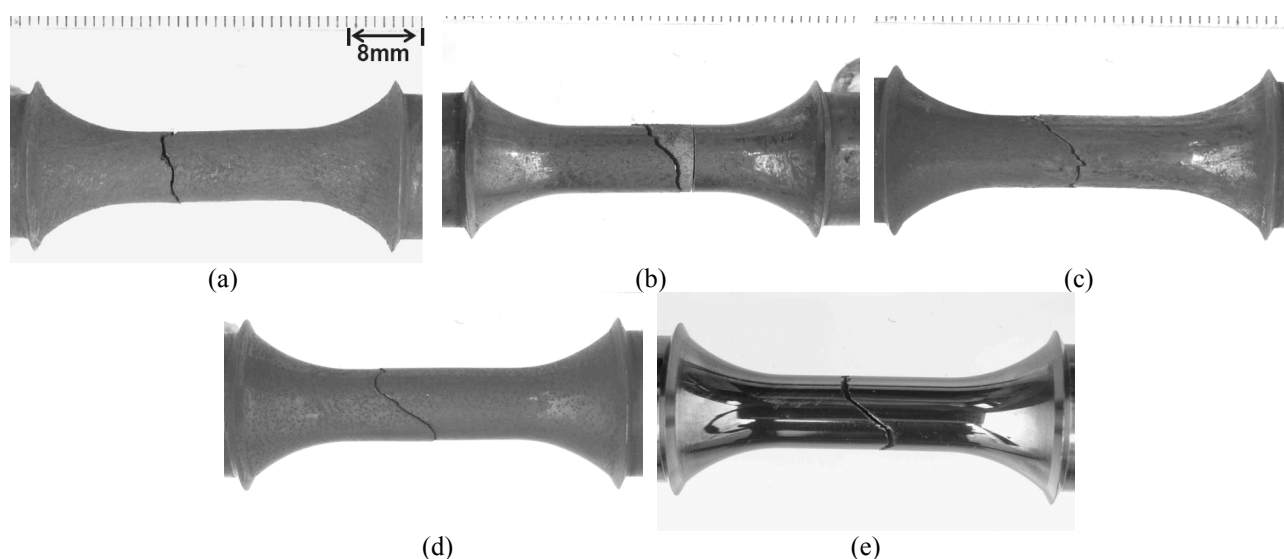


圖 13 SA533B 鋼材在 300 °C、10 MPa 不同溶氧量水媒中及空氣中於應變振幅 0.4% 低週疲勞測試後，試片斷裂外觀型態：(a) 飽和溶氧 (~ 8 ppm)，(b) 213 ppb 溶氧，(c) 1 ppb 溶氧，(d) 飽和溶氫 (~ 1.5 ppm)、1 ppb 溶氧，(e) 300 °C 空氣中。

Figure 13 Fracture appearance of LCF specimens after tested in air and the 300 °C、10 MPa water environment with different contents of dissolved oxygen under a strain amplitude of 0.4%: (a) 8 ppm DO, (b) 213 ppb DO, (c) 1 ppb DO, (d) 1.5 ppm DH, 1 ppb DO; (e) 300 °C Air.

上各區皆與施力軸垂直，最後結合各疲勞區之作用導致試棒最後的斷裂，形成平整階梯狀之型態，每一平整階梯皆係一處疲勞區構成。上述結果與 Wu 及 Katada^[19]兩位學者進行 SA533B 鋼材於水媒中不同應變速率狀況下低週疲勞之測試結果有類似之處，但本研究具更多樣性。

試片斷裂外觀型態，也因水媒中溶氧量之不同而變異，如圖 13 所示。於飽和溶氧水媒中疲勞裂縫成長是曲折的，與施力軸夾角大於 45°。然隨著溶氧之降低，疲勞裂縫與施力軸之夾角漸趨近於 45°；最終於 1 ppb 溶氧及飽和溶氫水媒中達成 45° 傾斜(圖 13c、d)，其與空氣中斷裂之情況(圖 13e)完全相似。由上推知，於環境劣化效應不顯著之低溶氧水媒中，方能促成具 45° 傾斜剪應力(模式 II)破斷之裂縫生長方式，為壽命較長之破斷型態。

疲勞測試後近斷口處試片外表面二次疲勞裂縫分布情形，視應變振幅大小與溶氧量高低而變化。於飽和溶氧水媒中，二次裂縫分布受應變振幅大小影響之情形，如圖 14 所示。於 0.7% 應變振幅條件下，二次裂縫又粗又長，除了環向(橫向)裂縫外，亦

有甚多明顯之軸向裂縫，且裂縫彼此間有交連分支 (Branching) 現象與應力軸成某一角度傾斜。於 0.4% 應變振幅時，基本上僅有較細之橫向裂縫，極少軸向與交連分支現象。於 0.2% 應變振幅時，二次裂縫更細且稀少。由裂縫分布情形，可推測材料受力之相對大小，有助受損劣化肇因分析。降低水媒中溶氧量，可有效改善試片外表面二次疲勞裂縫分布情形。由圖 15 可知，於 210 ppb 溶氧量情況下，0.7% 應變振幅之二次疲勞裂縫已較飽和溶氧時獲得明顯改善；0.4% 應變振幅情況之改善程度更是顯而易見，未見細長之二次裂縫，僅殘留少數極細短者(圖 15b)，其分布情形極類似空氣中測試者(圖 15c)。由上述結果知減少溶氧量可有效降低試片外表面二次裂縫大小並改善其分布情形，促使疲勞壽命提高。

4. 結論

1. 應變振幅效應可從純疲勞機械作用力、疲勞與腐蝕交互作用、低週疲勞限及週期硬化等不同之影響探討。

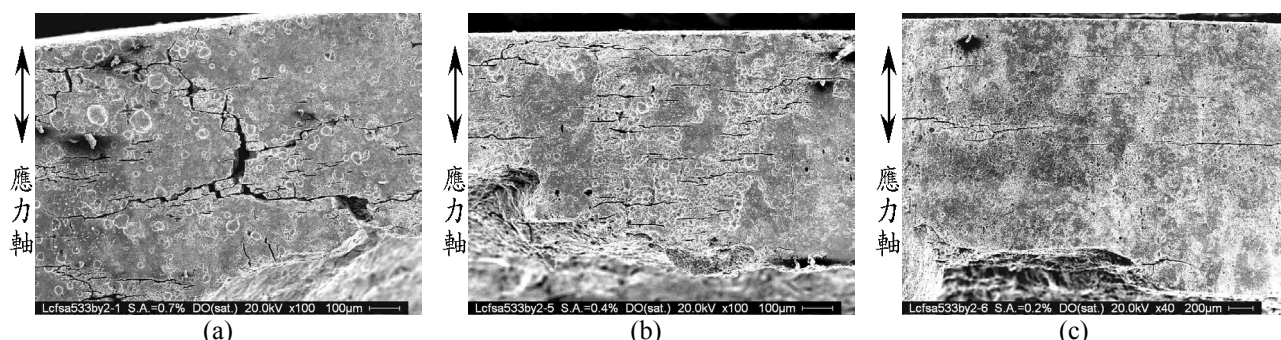


圖 14 SA533B 鋼材在 300 °C、10 MPa 飽和溶氧水媒中於不同應變振幅低週疲勞測試後，近斷口處試片外表面二次疲勞裂縫分布情形：(a) 0.7%應變振幅，(b) 0.4%應變振幅，(c) 0.2%應變振幅。

Figure 14 Distribution of secondary fatigue cracks on the gauge surfaces of SA533B specimens tested under different strain amplitudes in the 300 °C、10 MPa water environment with saturated oxygen: (a) 0.7% strain amplitude, (b) 0.4% strain amplitude, (c) 0.2% strain amplitude.

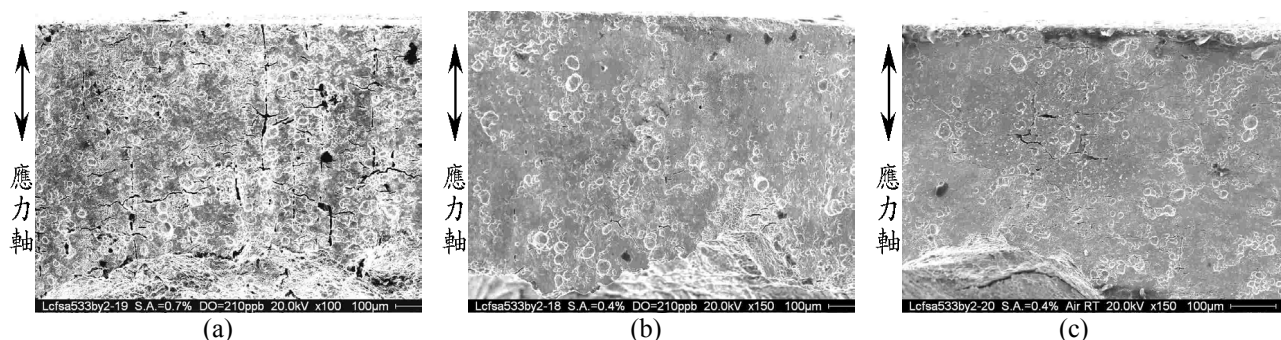


圖 15 近斷口處試片外表面二次疲勞裂縫分布情形：(a) 0.7%應變振幅、210 ppb 溶氧(300 °C、10 MPa)，(b) 0.4%應變振幅、210 ppb 溶氧(300 °C、10 MPa)，(c) 0.4%應變振幅、室溫空氣中。

Figure 15 Distribution of secondary fatigue cracks on the gauge surfaces of SA533B steel specimens: (a) 0.7% strain amplitude, 210 ppb dissolved oxygen (300 °C、10 MPa), (b) 0.4% strain amplitude, 210 ppb dissolved oxygen (300 °C、10 MPa), (c) 0.4% strain amplitude in air at room temperature.

2. 腐蝕與疲勞交互作用最顯著的情況發生在飽和溶氧水媒中應變振幅為 0.2%的施力狀況。
3. 300 °C 空氣中測試，鋼材顯現最佳之低週疲勞抗性，推估與動態應變時效及晶粒細化有關。
4. 在本測試條件範圍內，鋼材硫含量對其疲勞壽命之影響不明顯。
5. 應變振幅大小與溶氧量高低顯著影響破斷外觀與外表面二次裂縫分布情形，導致鋼材低週疲勞壽命顯著的差異。

參考文獻

1. V. N. Shah, et al., in: *Aging and Life Extension of Major Light Water Reactor Components* (Elsevier Science Publishers, Amsterdam, The Netherland, 1993) Chapter 3 and 18, p.642.
2. M. Higuchi and K. Iida, *Nucl. Eng. Des.*, 129 (1991) 293-306.
3. W. A. Van Der Sluys, "Evaluation of the Available Data on the Effect of the Environment on the Low Cycle Fatigue Properties in Light Water Reactor Environments", in: *Proc. 6th Intl. Symp. on*

- Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, R. E. Gold and E. P. Simonen, eds., The Metallurgical Society, Warrendale, PA, 1993, pp. 1 ~ 4.
4. O. K. Chopra and W. J. Shack, "Effects of LWR Environments on Fatigue Life of Carbon and Low-Alloy Steels", in: *Fatigue and Crack Growth: Environmental Effects, Modeling Studies, and Design Considerations*, S. Yukawa, ed., American Society of Mechanical Engineers, New York, 1995, PVP Vol. 306, pp. 95 ~ 109.
 5. M. Higuchi, K. Iida, and Y. Asada, "Effects of Strain Rate Change on Fatigue Life of Carbon Steel in High-Temperature Water", *ibid.*, pp. 111 ~ 116 ; also in: *Proc. of Symp. on Effects of the Environment on the Initiation of Crack Growth*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1997, ASTM STP 1298.
 6. H. Kanasaki, M. Hayashi, K. Iida, and Y. Asada, "Effects of Temperature Change on Fatigue Life of Carbon Steel in High Temperature Water", in: *Fatigue and Crack Growth: Environmental Effects, Modeling Studies, and Design Considerations*, S. Yukawa, ed., American Society of Mechanical Engineers, New York, 1995, PVP Vol. 306, pp. 117~122.
 7. G. Nakao, H. Kanasaki, M. Higuchi, K. Iida, and Y. Asada, "Effects of Temperature and Dissolved Oxygen Content on Fatigue Life of Carbon and Low-Alloy Steels in LWR Water Environment", *ibid.*, pp.123 ~ 128.
 8. O. K. Chopra and W. J. Shack, "Evaluation of Effect of LWR Coolant Environments on Fatigue Life of Carbon and Low-alloy Steels", in: *Effects of the Environment on the Initiation of Crack Growth*, W.A. Van Der Sluys, R. S. Piascik, and R. Eawierucha, eds., American Society for Testing and Materials , Philadelphia, 1997, ASTM STP 1298, pp.247 ~ 266.
 9. O. K. Chopra and W. J. Shack, in: *Effects of LWR Coolant Environment on Fatigues Design Curves of Carbon and Low-Alloy Steels* (NUREG/CR-6583, 1998) 52.
 10. O. K. Chopra and W.J. Shack, *Nucl. Eng. Des.*, 184 (1998) 49.
 11. 葉基榮、黃俊雄、黃俊源、宋游楠崑、郭榮卿，防蝕工程，第 18 卷第 3 期，2004，第 289 ~ 300 頁。
 12. Instruction Manual for Dissolved Oxygen Meter Model DO-32A (DKK-TOA Corporation) P.7.
 13. "Standard Recommended Practice for Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing" ASTM E606-80, 1997, pp. 629 ~ 641.
 14. S. S. Manson and M. Hirschberg, in: *Fatigue - an Interdisciplinary Approach*, ed. by J. J. Burke, N.L. Reed and V. Weiss, Syracuse University Press, 1964, p. 133.
 15. J. Y. Huang, J. R. Hwang, R. C. Kuo and C. Y. Chen, *Materials Science and Technology*, 19 (2003) pp.1575 ~ 1584.
 16. Y. Huang, J. R. Hwang, J. J. Yeh, C. Y. Chen, R. C. Kuo, and J. G. Huang, *Journal of Nuclear Materials*, 324 (2004) pp.140 ~ 151.
 17. S. Lou and D. O. Northwood, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 33, No. 3 (1994) pp.243 ~ 249.
 18. S. S. Kang and I. S. Kim, *Nuclear Technology*, 97 (1992) pp.336 ~ 343.
 19. Xinqiang Wu and Yasuyuki Katada, *Corrosion Science*, 47 (2005) pp.1415 ~ 1428.

收到日期：2005 年 8 月 25 日

修訂日期：2005 年 11 月 25 日

接受日期：2005 年 12 月 12 日

