

TMCP 銲件之疲勞特性研究(II)

Fatigue Crack Growth of TMCP Steel Weldments(II)

計畫編號：NSC87-2216-E-019-008

執行日期：86/08/01-87/07/31

主持人：蔡履文 國立臺灣海洋大學 副教授

摘要

本研究為針對 API 5L-X65 TMCP 鋼材及銲件，探討其顯微組織與疲勞裂縫成長特性之關係。實驗結果顯示：直銲銲件之熱影響區僅呈現些微硬化，其原因可歸咎於 TMCP 鋼材之低碳當量，因此 TMCP 銲件將有較高之韌性。觀察銲件之顯微組織，粗晶熱影響區主要為上、下變韌鐵混合組織，細晶熱影響區主要為微細肥粒鐵和波來鐵的混合組織。衝擊試驗的結果顯示，滾軋方向對衝擊值的影響並不明顯。熱影響區有最高的衝擊值。而銲道的衝擊值卻是最低的。實驗應力之比值(R)對鋼材疲勞裂縫成長速率的影響是輕微的。銲道相對於母材，有明顯較高的曲線斜率。將鋼材及銲件於飽和硫化氫水溶液浸泡 24 小時後，進行疲勞裂縫成長試驗，均顯示在低 ΔK 範圍均有較高之裂縫成長速率。

關鍵字：TMCP 鋼材、變韌鐵、疲勞裂縫成長

Abstract

The microstructures and fatigue crack growth rates(FCGRs) of TMCP steel plates and welds were investigated. A minor increase in hardness in the as-welded heat affected zone (HAZ) can be attributed to the low carbon equivalent (CE) of the steel. Hence, the improvement in the HAZ toughness of the weld, as

compared to the traditional hardened steel weld, can be anticipated. Microstructural observations indicate the coarse-grained HAZ is composed of the mixture of lower and upper bainite. Fine-grained HAZ consists of mainly refined ferrite and pearlite mixed structures. The results of Charpy impact tests reveal the effect of rolling direction on the impact energy is not obvious. HAZ has the highest impact values among the specimens in contrast to the lowest impact values for the weldmetal. The effect of R ratio on the fatigue crack growth rates (FCGRs) for the steel plate is minor. The fusion zone shows a significantly higher Paris-law gradient than the steel plate. All the specimens after immersion in saturated H_2S solution for 24 hours, higher FCGRs in the low ΔK ranges are observed throughout the tests.

一、簡介

一般在石油及天然氣中，均含有不同濃度的硫化氫氣體，當它與 H_2O 、 CO_2 或 SO_2 等混合後，形成酸氣(Sour Gas)，與鋼鐵表面反應形成硫化鐵(FeS)，不但導致鋼材腐蝕，並由於氫原子滲入材料內部，造成嚴重氫脆破壞。為了提升石化管件之抗硫化物應力腐蝕(Sulfide Stress Corrosion Cracking)破壞能力，以及其強度、韌性提

升，近幾年來亦不斷發展出更高強度等級之油管用鋼[1-4]。控制軋延加速冷卻製程(Thermal-Mechanical Control Process, TMCP)[5-7]，為利用鋼材軋延階段，由外加強制冷卻方式，提高鋼材冷卻速率，來達成細化組織目的，不但提升鋼材強度，並伴隨韌性增加[8]。日本川崎製鋼[1](Kawasaki Steel Co.)首先應用 TMCP 製程生產 API 5L-X60 油管鋼材，以應運嚴苛北海(North Sea)環境，此一鋼材不但需具備足夠之強度(Y.S. 414~516Mpa, U.T.S. 517~647Mpa)，低碳當量以改善銲接冷裂性(Cold Cracking)，以及高氫致破裂(Hydrogen Induced Cracking)、應力腐蝕破裂(Stress Corrosion Cracking)阻擋能力。

低碳鋼材銲件熱影響區粗晶區，銲後冷卻變態成費德曼肥粒鐵(Widmanstatten Ferrite)或上變韌鐵(Upper Bainite)，其間夾雜麻田散鐵/沃斯田鐵混合組織，對韌性及抗氫脆性造成相當大的危害，鋼材碳當量升高，硬化現象愈明顯，銲接冷裂及應力腐蝕破裂愈嚴重。TMCP 鋼材經由組織細化來達成強化及韌化目的，在相同強度等級，由於合金元素添加量的降低而有較佳之銲接性。另外進行厚板銲接時，多重銲接熱循環將導致原始組織產生回火效應。本研究為針對 TMCP 鋼材及其銲件，探討顯微組織對其疲勞裂縫成長特性之影響，經由裂縫成長平行或橫越銲道方向，評估銲件不同區域之疲勞特性，並由破斷面觀察，瞭解顯微組織對其機械性質之影響。

二、實驗方法

本研究所使用 15mm 厚 API 5L-X65 TMCP 鋼材，其化學成份(Wt%)為 0.10C、1.49Mn、0.25Si、0.14Ni、0.024Nb、0.003Mo、0.05V、

0.014P、0.001S，其餘為鐵基。鋼材碳當量計算係依據[1] $P_{CM}=C+(Mn+Cr+Cu)/20+Si/30+Ni/60+Mo/15+V/10+5B$ ，經計算實驗鋼材 P_{CM} 值為 0.235。當油管用鋼材其 P_{CM} 值低於 0.15 時，鋼材進行銲接不需預熱亦不需銲後熱處理，銲件並具有極佳之抗氫誘發破壞能力[1]。實驗採用手工電弧銲接製程，銲接試片尺寸如圖一所示，銲條規格符合 AWS E7010-G 規範，銲道化學成份為 0.090C、0.57Mn、0.20Si、0.014P、0.011S、0.52Mo，銲接參數為電壓 25V、電流為 120A、銲接速度為 130mm/min，銲接道次 13 道。實驗試片取裁位置如圖一所示。

三、結果與討論

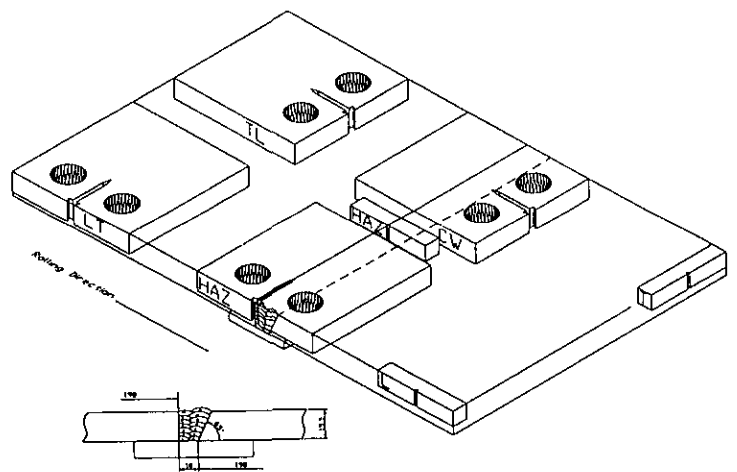
直銲(As-welded)銲件銲道外觀及微硬度分佈如圖二所示，整體上不論銲道、熱影響區以及母材，具有大致相同之硬度值，此一結果可歸究於銲道成份與母材亦大致相當，其 P_{CM} 值各為 0.223 及 0.235。銲件熱影響區因原始鋼材具低 P_{CM} 值及銲接過程多重熱回火之影響，熱影響區才未呈現明顯硬化，此一鋼材熱影響區應具備極佳韌性。銲件不同區域顯微組織如圖三所示，銲道組織主要為針狀肥粒鐵、晶界肥粒鐵、費德曼肥粒鐵以及些許 M/A 相所組成(圖三(a))，粗晶熱影響區主要為上、下變韌鐵混合組織(圖三(b))，銲件細晶區顯示十分微細之晶粒(圖三(c))，TEM 觀察顯示主要為肥粒鐵及波來鐵混合組織(圖三(d))，原始鋼材則為高溫肥粒鐵、波來鐵及微量變韌鐵(圖三(e))所組成。

API 5L-X65 油管鋼材，經 TMCP 製程處理於不同方向均顯示微細晶粒組織並消除傳統鋼材所呈現之帶狀組織。原始母材在 L 及 T 方向之衝擊韌性值，各為約 206 及 188 Joules，結果顯示經晶粒細化鋼材，

有較傳統鋼材為高之衝擊韌性，相對於滾軋方向，不同取裁方式彼此間差異不顯著。鐸件熱影響區(細晶區)之衝擊值(214 Joules)略高於母材，而鐸道之衝擊值(80 Joules)則遠較其它區域為低。

原始鋼材及鐸件在大氣中 R 值為 0.1 時，疲勞裂縫成長特性如圖四所示。裂縫成長橫越鐸道(NCW1)，在鐸道範圍內有較母材(NBM1)為低之裂縫成長速率，當裂縫成長進入熱影響區後，其裂縫成長速率與母材相當。而當裂縫成長平行熱影響區(NPH1)時，試件整體之 da/dN 值均較母材為低。提高實驗之應力比值，由 $R=0.1$ 升高為 $R=0.3$ ，母材及橫越鐸道裂縫成長試驗(圖五所示)顯示，升高 R 值在相同 ΔK 值範圍內，母材之 da/dN 並不增加(圖五(a))，然而鐸道區域將因 R 值增加而有相對較高之 da/dN 值(圖五(b))，實驗結果亦顯示，當裂縫成長通過鐸道進入熱影響區後，其裂縫成長速率亦不因 R 值升高而增加，而當裂縫成長進入母材區域，則呈現與母材相同特性，不論 R 值升高，其 da/dN 值不變。為了評估實驗鋼材及鐸件之氫脆敏感性，鋼材及鐸件於飽和硫化氫水溶液浸泡 24 小時，進行疲勞裂縫成長試驗，實驗結果如圖六(a)及(b)所示，不論母材或鐸件，在低 ΔK 範圍均有較高之裂縫成長速率。

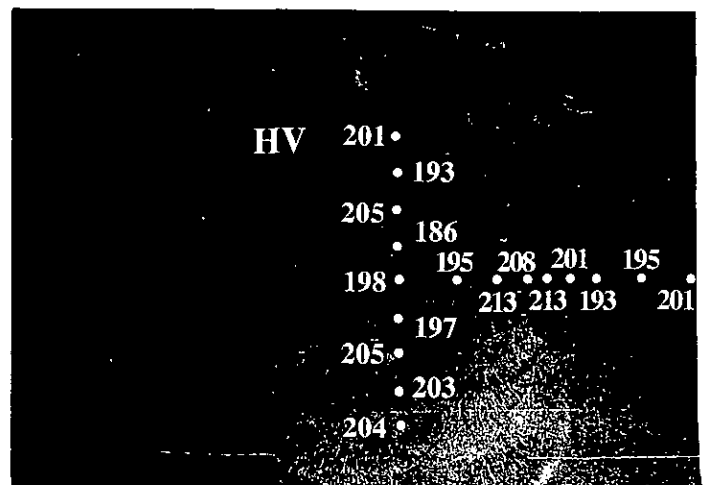
3. H. Asahi and Masakatsu Ueno, ISIJ International, Vol. 32, No. 9, 1992, P.1021.
4. H. Asahi, Y. Sogo, M. Ueno and H. Higashiyama, Corrosion, Vol. 45, No. 6, P.519.
5. K. Tsukada, T. Ohkita, C. Ouchi and K. Yako, Nippon Kokan Tech. Report, Overseas, No. 35, 1982, P.24.
6. Y. Ohno, Y. Okamura, K. Uchino and K. Yamamoto, Nippon Steel Tech. Report, No. 36, 1988, P.49.
7. Y. Kusuhara, E. Kobayashi, F. Ohnishi and R. Tarui, Kawasaki Steel Tech. Report, No. 13, 1985, P.77.
8. H. Tamehiro, N. Yamada, H. Matsuda, Transactions ISIJ, Vol. 25, No. 1, 1985, P.54.



圖一

參考文獻

1. S. Ysshimura, K. Amano, T. Uemura, H. Nishizaki, Y. Saito and M. Sekizawa, Kawasaki Steel Tech. Report, No. 17, 1987, P.48.
2. M. Pontremoli, P. Bufalini, A. Aprile and C. Jannone, Metals Technology, Vol. 11, No. 11, 1984, P.504.



圖二



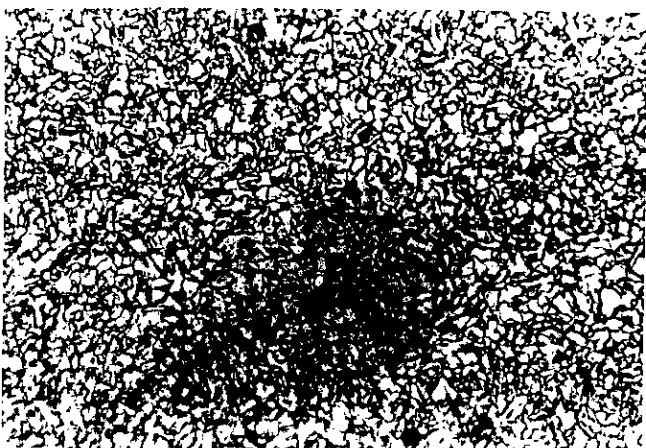
圖三(a) 25 μm



圖三(e) 25 μm



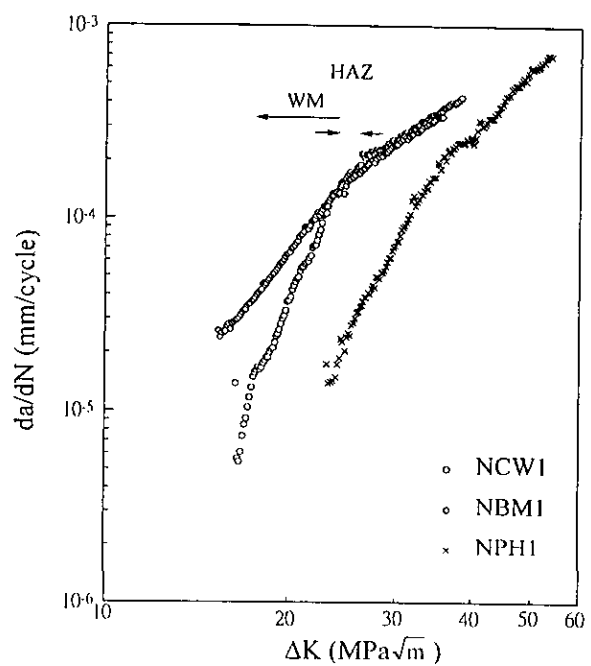
圖三(b) 25 μm



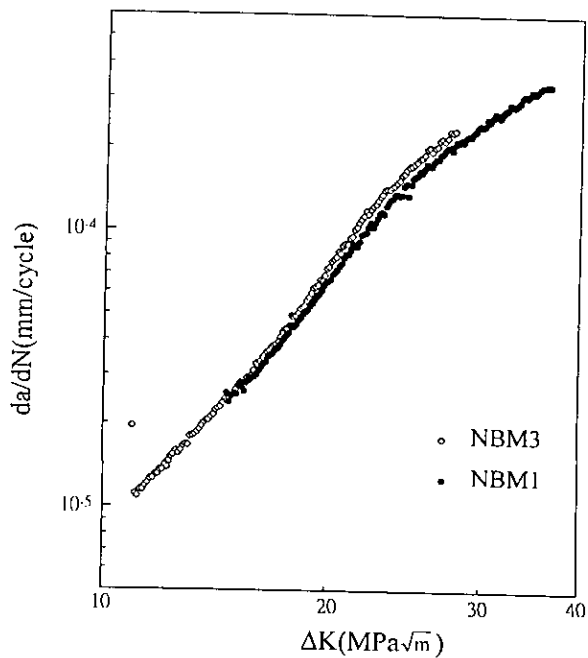
圖三(c) 25 μm



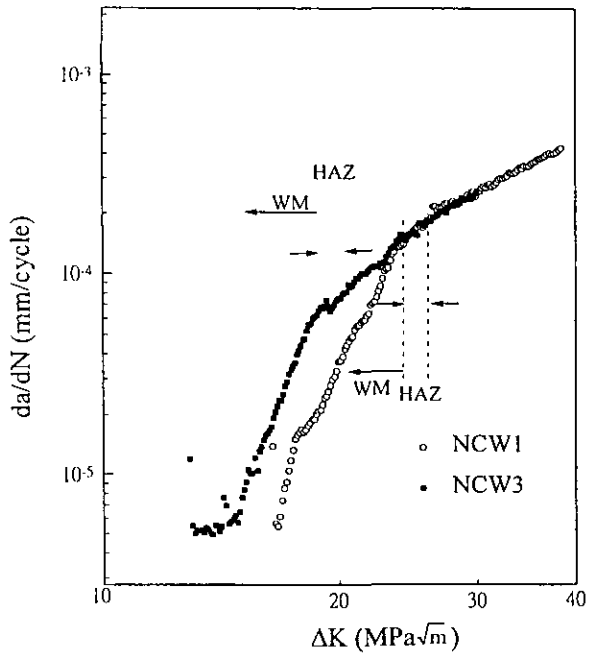
圖三(d) 1 μm



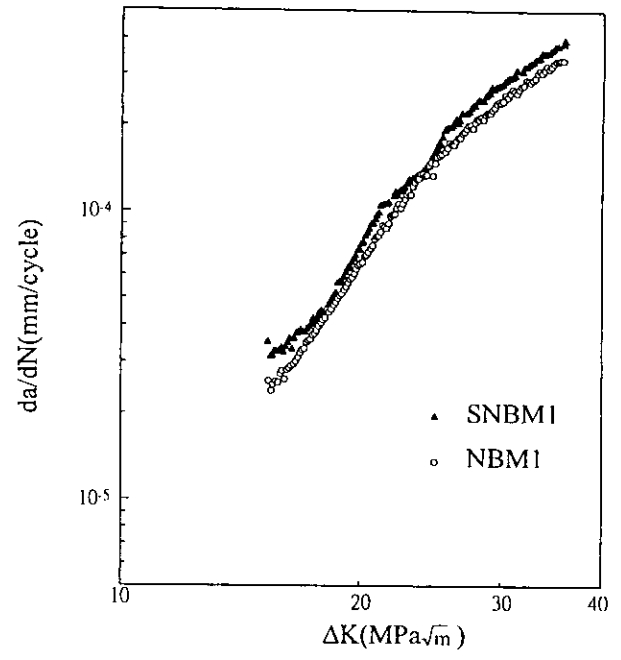
圖四



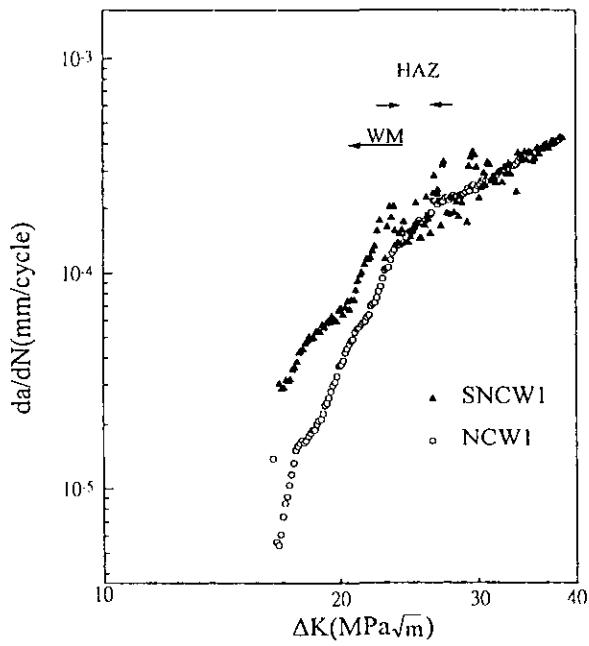
圖五(a)



圖五(b)



圖六(a)



圖六(b)