

抗硫酸露點腐蝕鋼的開發

張耀南 洪偉仁

一、摘要

含硫燃料燃燒廢氣易於低溫部(100~160℃)結露造成硫酸露點腐蝕。本文是介紹開發抗硫酸露點腐蝕鋼從實驗室開發到現場試製的經過。試製鋼材評估其機械性、耐蝕性、焊接性均無問題。

二、背景

目前一般工廠所使用的燃料(如重油)含有相當量的硫,其燃燒廢氣易於低溫部(100~160℃,如引風機棉板、集塵器、空氣預熱器、煙囪和煙道)結露造成硫酸露點腐蝕。照片1⁽¹⁾是一個傳統的碳鋼材質受到典型的硫酸露點腐蝕的情形。為了減低此種侵蝕,早年日本就已開發出多種抗硫酸露點腐蝕鋼⁽²⁾,但是此類鋼種在國內尚未開發,因此須依賴進口(譬如72年進口新日鐵S-TEN2鋼435噸,每噸NT3萬元),或是有些業者仍使用一般結構用碳鋼,以致仍有問題(譬如有些公司重油燃燒系統的加熱爐仍使用SS41鋼於硫酸露點腐蝕環境)。故須開發此鋼種,以利國內市場的需要。

三、實驗室開發經過:

1. 實驗室試驗硫酸露點腐蝕方法的建立

圖1是本實驗室所建立的試驗硫酸露點腐蝕裝置,將鋼材浸泡在含硫酸加活性碳的坩鍋中(H_2SO_4 : 活性碳 = 3.3cc: 1g),放置在110℃的爐內,通 SO_2 + 水蒸氣 +



照片1：一個傳統的碳鋼材質受典型的硫酸露點腐蝕情形⁽¹⁾。

空氣(流量如表1所示)24小時,求腐蝕量。此方法最早由小若正倫等人⁽³⁾所提出,其結果與三個重油燃燒系統之現場試驗均具良好的相關性(i.e.,各鋼材在實驗室與在現場的腐蝕速率成正比)。筆者之一(張)亦曾兩度在台電協和火力發電廠做現場試驗⁽⁴⁾,⁽⁵⁾,結果亦具有良好相關性(其中一次結果如圖2所示),所以我們以此方法來評估實驗室露點腐蝕,適用於含有未燃燒碳沈積的現場,其優點是可以很快地評估鋼材抗蝕性的好壞,缺點則是此方法所得之數據不能代表各鋼材的絕對腐蝕速率,它祇能代表各鋼材間腐蝕速率的比。

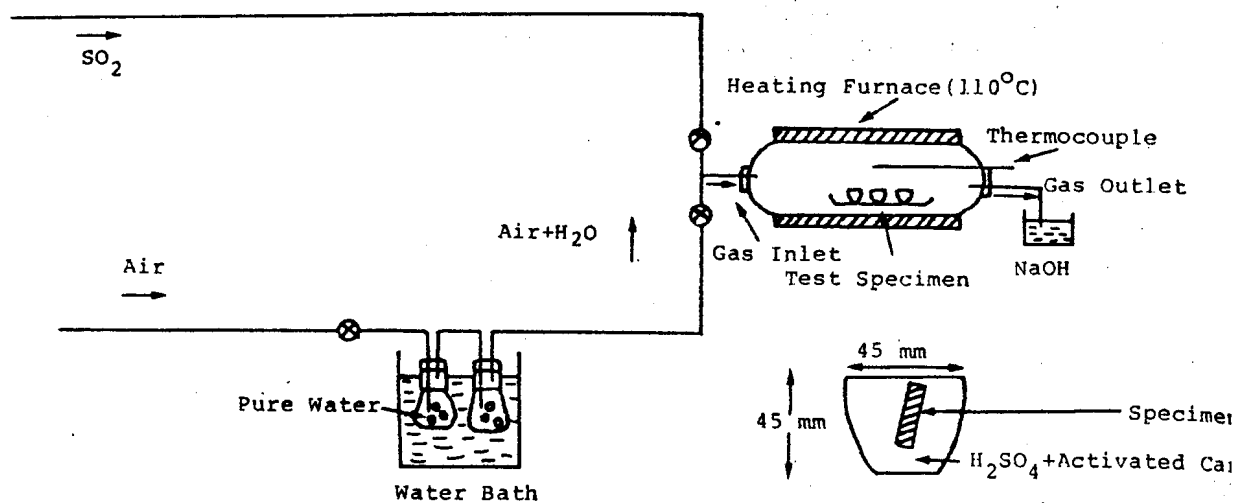


圖 1：本實驗室所建立的試驗硫酸露點腐蝕裝置。

表 1：圖 1. 中各氣體的流量

mixture of sulfuric acid and activated carbon	flowing gas atmosphere (1000 cc/min)
60 wt% H_2SO_4 + activated carbon	3 vol% SO_2 + 34.2 vol% H_2O + air
70 wt% H_2SO_4 + activated carbon	3 vol% SO_2 + 13.3 vol% H_2O + air
80 wt% H_2SO_4 + activated carbon	3 vol% SO_2 + 3.3 vol% H_2O + air
85 wt% H_2SO_4 + activated carbon	3 vol% SO_2 + 1.2 vol% H_2O + air
test period: 24 hr.	
H_2SO_4 : activated carbon = 3.3 cc : 1 g	

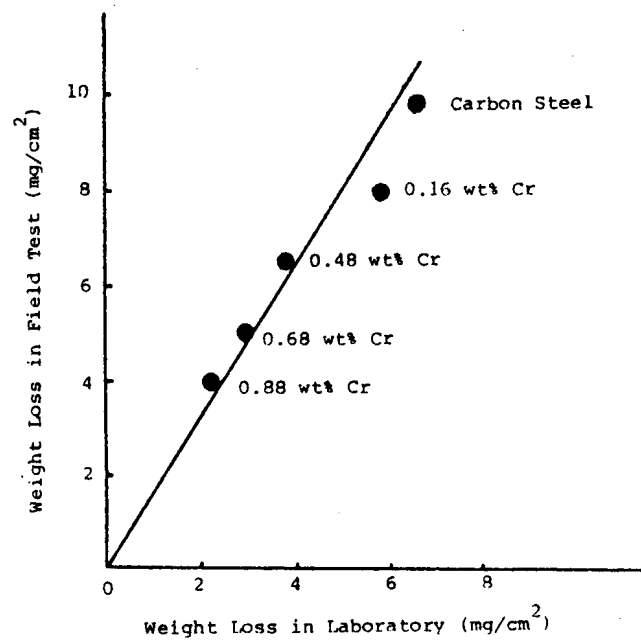


圖 2：台電協和電廠重油燃燒廢氣 100 ~ 150 °C 部位試驗 6 個月以上之腐蝕量與本實驗室在 110 °C 之 80 wt % H_2SO_4 + 活性碳中試驗 24 小時的腐蝕量之關係⁽⁴⁾。

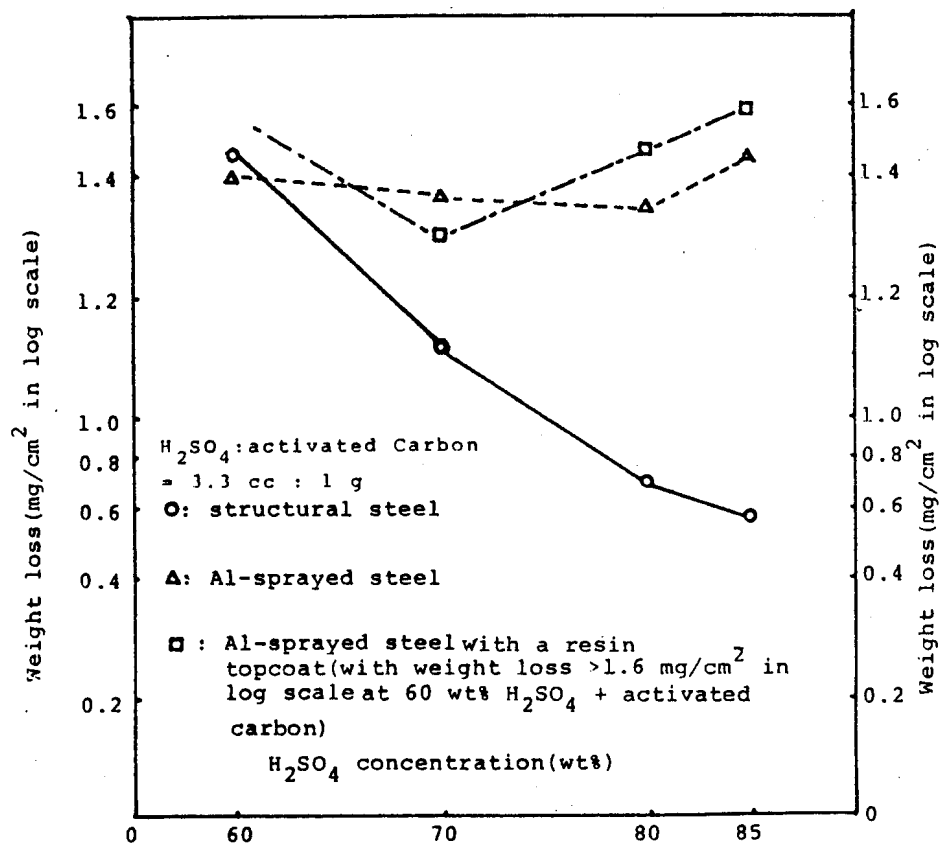
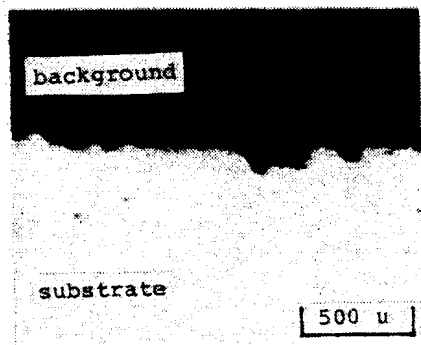
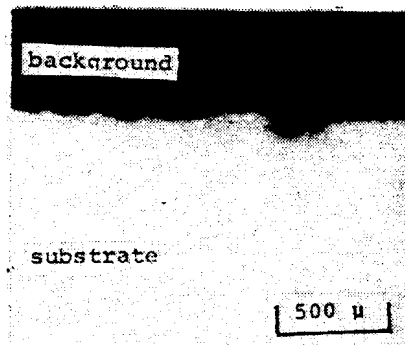


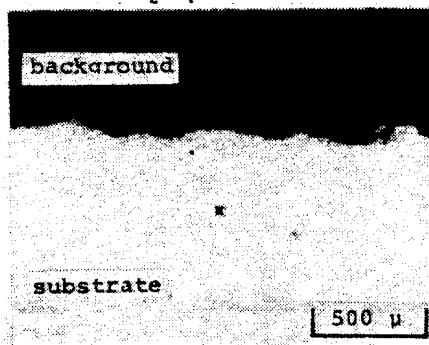
圖 3：結構用碳鋼和相同鋼材表面塗鍍一層鋁熔射及相同鋁熔射鋼材外表面再上一層樹脂油漆合計三種材質在 110 °C 之硫酸加活性碳中試驗 24 小時的腐蝕量。



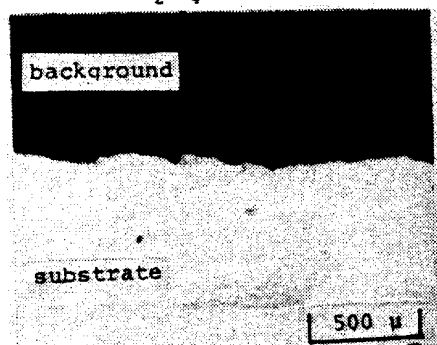
(a) 60 wt% H_2SO_4 + activated carbon



(b) 70 wt% H_2SO_4 + activated carbon



(c) 80 wt% H_2SO_4 + activated carbon

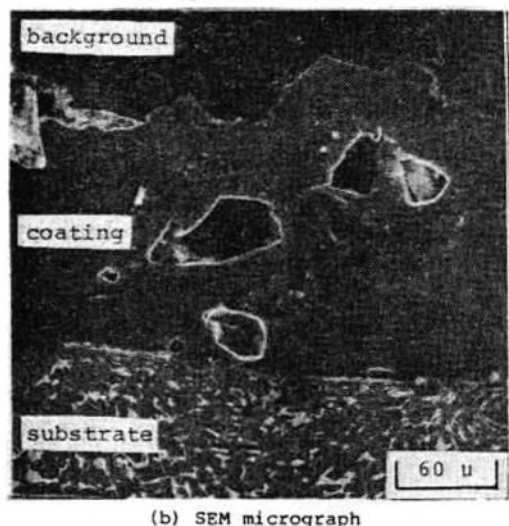
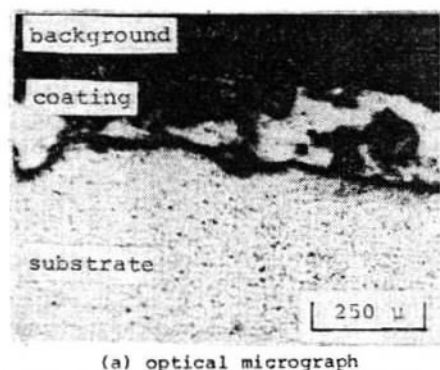


(d) 85 wt% H_2SO_4 + activated carbon

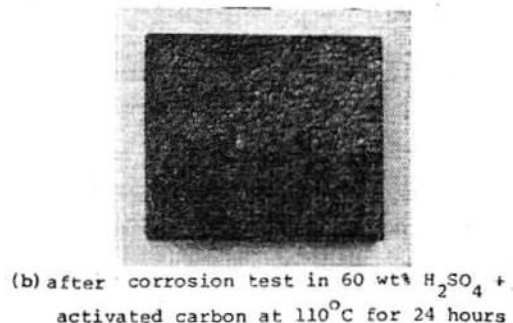
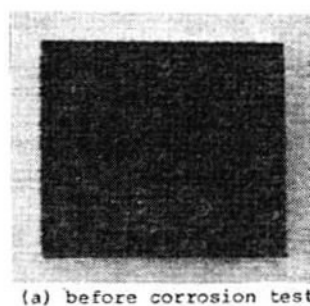
照片 2：鋁熔射結構用碳鋼以圖 1 之裝置進行硫酸露點腐蝕
試驗後之剖面光學顯微金相（試片機械拋光至 $0.05 \mu m Al_2O_3$ 粉末）。

2. 鋁熔射鍍層對抗露點腐蝕的影響

圖3是結構用碳鋼和相同鋼材表面塗鍍一層鋁熔射 (ARC-Sprayed Aluminum) 及相同鋁熔射鋼材外表面再上一層樹脂 (Resin) 油漆合計三種材質同時以圖1之方法試驗的結果, 顯示不論鋁熔射或鋁熔射再上漆其露點腐蝕量反而比原底材更高。其原因是鋁熔射表面粗糙 (如照片2) 且鍍層有很多孔隙 (如照片3), 外表面上漆後又容易剝落 (如照片4)。故此種塗鍍無法解決硫酸露點腐蝕。



照片3：鋁熔射鍍層結構用碳鋼未進行露點腐蝕試驗前分別以光學顯微和掃描電子顯微鏡觀察之剖面金相 (試片先機械拋光至 $0.5\ \mu\text{m}$ Al_2O_3 粉末再以3% nital 浸蝕)。



照片4：鋁熔射鍍層外表面再上漆之結構用碳鋼以圖1之裝置進行露點腐蝕試驗前和試驗後之照片。

3. 抗露點腐蝕鋼合金設計

在實驗室所試製的含Cr低合金鋼以圖1之方法進行露點腐蝕試驗結果⁽⁴⁾顯示Cr合金的添加有抗露點腐蝕的作用。抗蝕的機構可以圖4之模型來解釋⁽⁶⁾：起初，鋼材被硫酸腐蝕在表面形成一層很薄的 $\text{FeSO}_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 鈍態膜，因 Fe^{+2} 從鈍態膜擴散進酸液中的速率很快以致鈍態膜較難建立，反應 $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{+3}$ 也較快。但酸中若含活性碳且鋼中若含Cr，則活性碳被Cr吸附至鋼材表面 (陽極) 催化反應 $\text{Fe}^{+2} \rightarrow \text{Fe}^{+3}$ 的進行， Fe^{+2} 則擴散至陰極加速還原反應 $\text{Fe}^{+3} \rightarrow \text{Fe}^{+2}$ 的進行，產生的 Fe^{+2} 再擴散回陽極，一面補充催化反應 $\text{Fe}^{+2} \rightarrow \text{Fe}^{+3}$ 所需的 Fe^{+2} ，一面阻礙反應 $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{+2}$ 的進行，如此循環不已，腐蝕速率則因 $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{+2}$ 受阻礙而降低。

除Cr外，此鋼種亦須添加可以抗硫酸腐蝕的合金元素Cu以應付在不含未燃燒碳沈積的現場之所需，其對硫酸加活性碳的腐

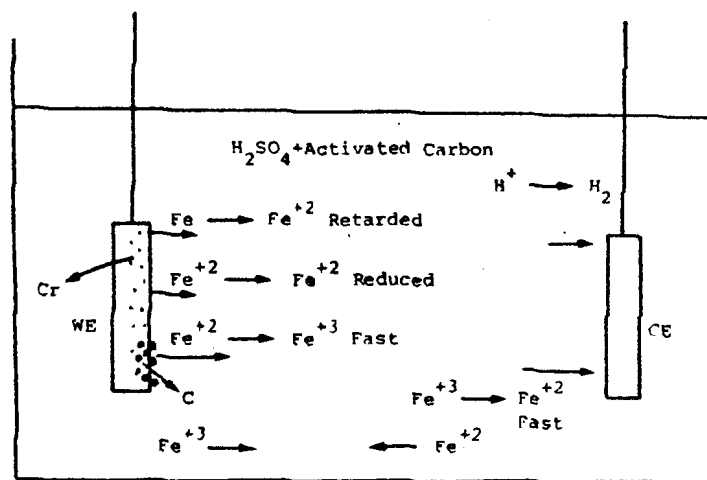


圖 4：含 Cr 鋼在硫酸 + 活性碳中的抗蝕機構⁽⁶⁾。

蝕沒有影響⁽⁷⁾。然而，含 Cu 鋼易於軋延時造成龜裂，一般鋼廠往往添加 Ni 以防止之。至於 Si，筆者之一（張）曾證實此鋼種添加 0.46 wt % Si 在重油燃燒廢氣的高溫部（200℃ 以上）有抗高溫氧化 / 硫化的作用⁽⁸⁾。最後，基於強度的需求，此鋼種亦添加了 Ti（見下文）。為了以上的需求，我們委託成大進行研究其他合金元素對硫酸加活性碳腐蝕的效應⁽⁹⁾，結果顯示添加 0.46 wt % Si 將明顯地降低耐蝕性，添加 0.04 wt % Ti 或 0.33 wt % Ni 稍為有助於耐蝕，且文獻中^{(10), (11)}亦有記載在此腐蝕液中鋼材添加 Si 對耐蝕性能有害雖然其原因尚不明確。基於以上的討論，發展抗硫酸露點腐蝕鋼須添加 Cu, Cr, Ti, Ni，但不能添加 Si。

1. 高強度低合金 (HSLA) 鋼合金設計

基於結構用鋼的需求，機械強度是必須考慮的，開發 HSLA 鋼比較經濟有效的方法

是添加可以強化的微合金 (Microalloying)，本鋼種我們是以添加 Ti 來強化拉力性質，圖 5⁽¹²⁾顯示 Ti 添加於鋼中，降伏強度 (YS) 和抗拉強度 (TS) 都會提高，但是若 Ti 含量未超過形成 TiN 所需的計量 (i.e. $Ti/N \leq 3.42$)，則不會有 TiC 析出，也不會有析出強化效果，如圖 5 中含 0.02 wt % Ti 鋼（含 N $\approx$ 62 ppm），此時其強度的提高是靠肥粒鐵晶粒細化如照片 5 所示⁽¹²⁾。至於含 Ti 鋼能否有 TiC 析出強化效果以及此析出 TiC 含量的多寡則可以文獻中^{(13), (14)}的溶解度積公式 $\log [Ti] \cdot [C] = 2.75 - 7000/T(^{\circ}K)$ 和 $\log [Ti] \cdot [N] = 0.32 - 8000/T(^{\circ}K)$ 來計算，譬如假設總 Ti, C 和 N 含量是 $Ti = 0.037$ wt %, $C = 0.11$ wt %, $N = 0.0068$ wt %, 令 $[Ti]$, $[C]$ 和 $[N]$ 分別表固溶的 Ti, C 和 N, T_s 表 TiC 的固溶溫度, T_{iN} 表固溶的 TiN 含量，則

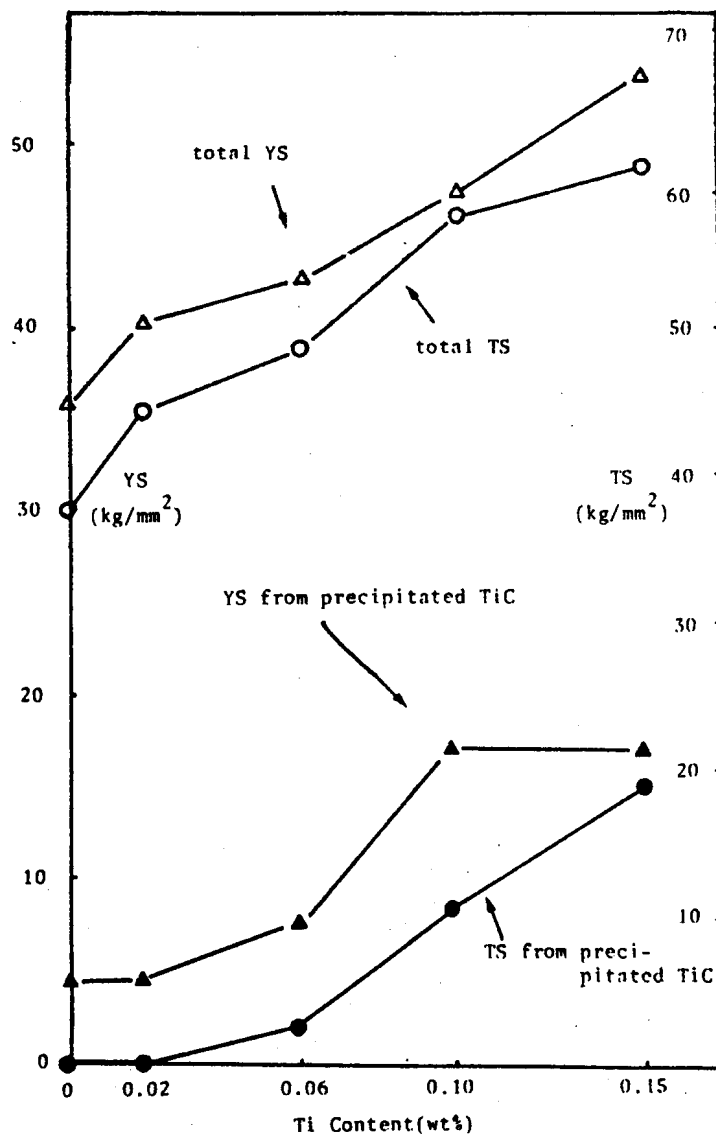
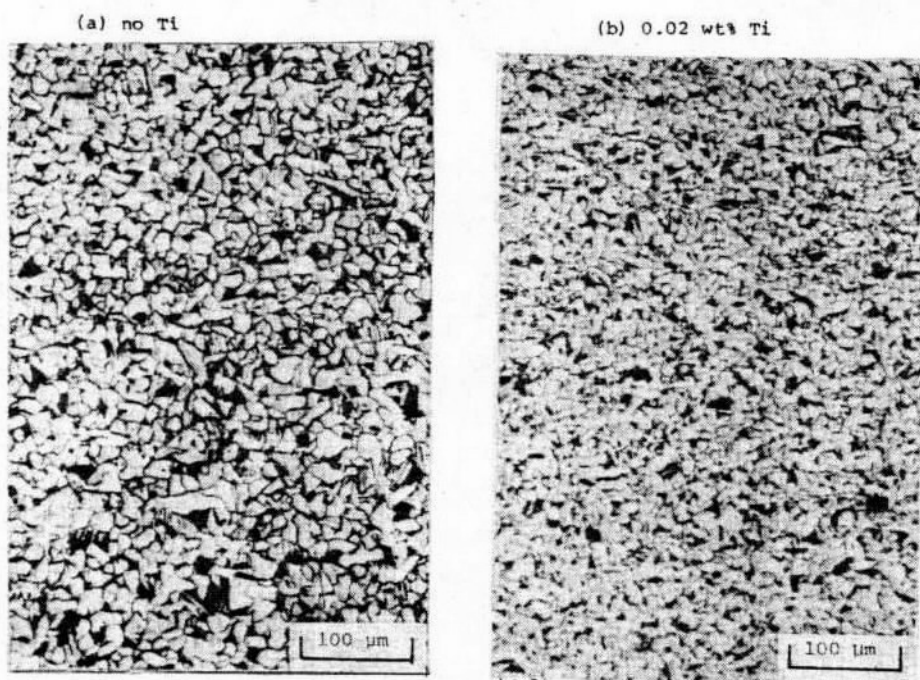


圖 5：低合金鋼不同 Ti 含量對總強度和 TiC 析出效果所貢獻的強度之影響⁽¹²⁾。



照片 5：低合金鋼添加 0.02 wt % Ti 和不加 Ti 之光學顯微金相^[12]。

$$\log [Ti] \cdot [N] = 0.32 - 8000/T_s \quad \text{--- Eq. (1)}$$

$$\log [Ti] \cdot (0.11) = 2.75 - 7000/T_s \quad \text{--- Eq. (2)}$$

$$0.037 = [Ti] + TiN \times \frac{47.9}{47.9 + 14} \quad \text{--- Eq. (3)}$$

$$0.0068 = [N] + TiN \times \frac{14}{47.9 + 14} \quad \text{--- Eq. (4)}$$

解以上四個聯立方程式可得 $[Ti] = 0.014$ wt % , $TiN = 0.03$ wt % , $[N] = 5.97 \times 10^{-6}$ wt % , $T_s = 985^\circ\text{C}$, 意即若在軋延過程中鋼胚再加熱溫度在 TiC 的固溶溫度 (985°C) 以上, 且加熱時間充份, 則能獲得固溶之 Ti 是 0.014 wt % , 完軋後可得之 TiC 析出是 0.014 wt % 。

除 Ti 外, 其他合金元素 Cu 、 Cr 對強度的影響可用文獻中^[19~20]的固溶強化公式來計算, i. e.

$$YS(\text{kg/mm}^2) \sim 3.875 (\text{wt \% Cu}) - 3.1 (\text{wt \% Cr})$$

$$YS(\text{kg/mm}^2) \sim 1.01 (\text{wt \% Cu}) - 3.72 (\text{wt \% Cr})$$

但實際上 Cr 的添加往往會使此鋼種波來鐵含量也增加, 而提高了 TS (如圖 6 所示)^[19]。至於 Ni , 其添加亦能藉晶粒細化而微量提高 YS 和 TS (如圖 7 所示)^[19]。一般鋼廠氮含量往往很難控制, N 含量愈高機械強度則反而愈低^[20], ^[21], 原因是如以上所述 N 愈高, 和它結合的 Ti 愈多, TiC 析出強化的效果就愈小。不過就此鋼種而言, Cu , Cr , Ni , N 含量對強度的影響均遠不及 Ti 的影響來得大, 所以開發此鋼種主要是靠微量 Ti 的添加配合生產製程^[22] (見下文) 來提高強度所需。然而 Ti 太高或 N 含量太低對衝擊值有害 (如圖 8 所示), 因析出碳化物 TiC 愈多愈容易造成材質脆化^[23], 所以 Ti 含量亦須做適當控制。

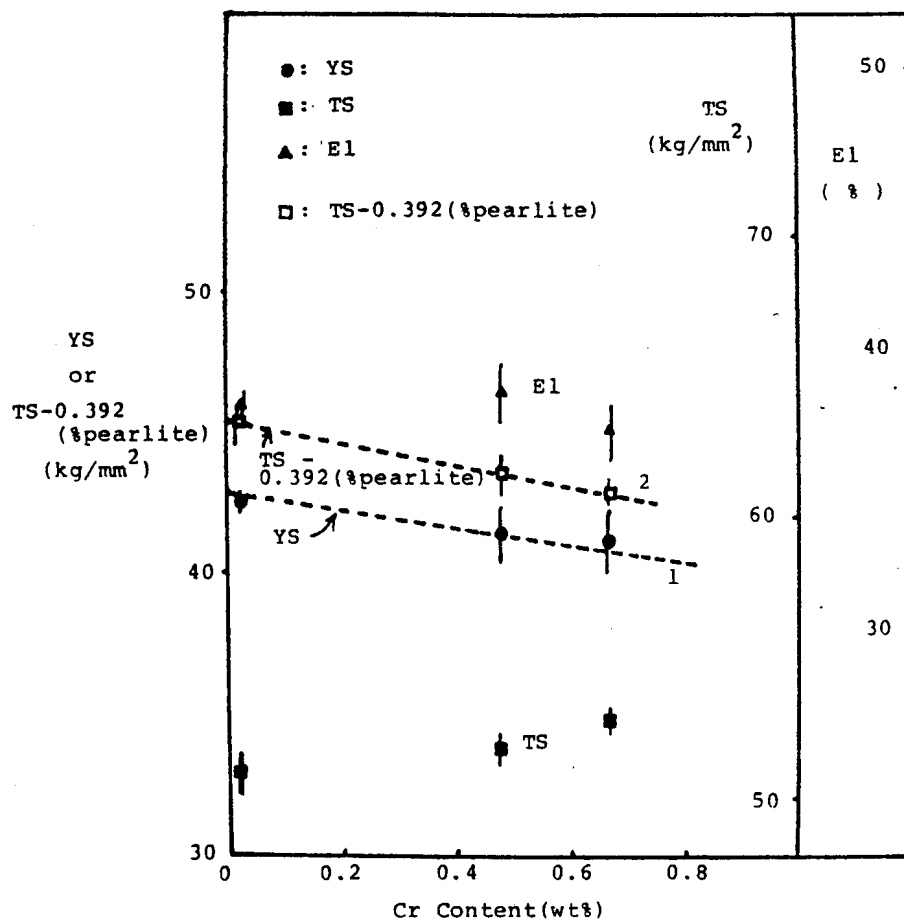


圖 6：低合金鋼添加 Cr 對拉力性質的影響⁽¹⁹⁾。

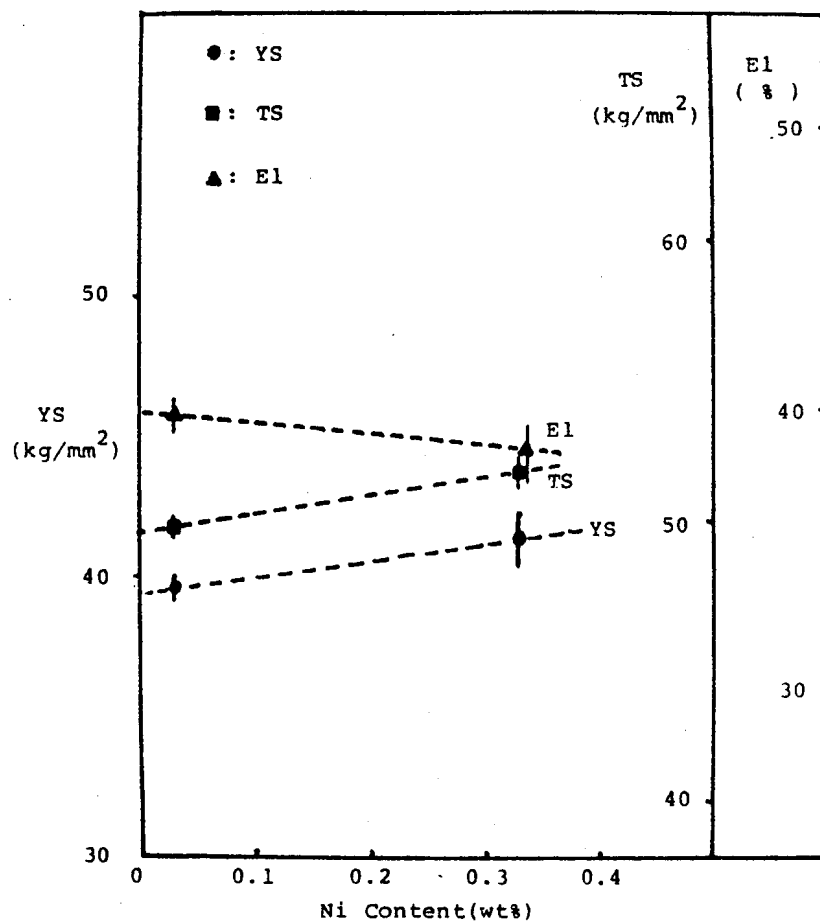


圖 7：低合金鋼添加 Ni 對拉力性質的影響⁽¹⁹⁾。

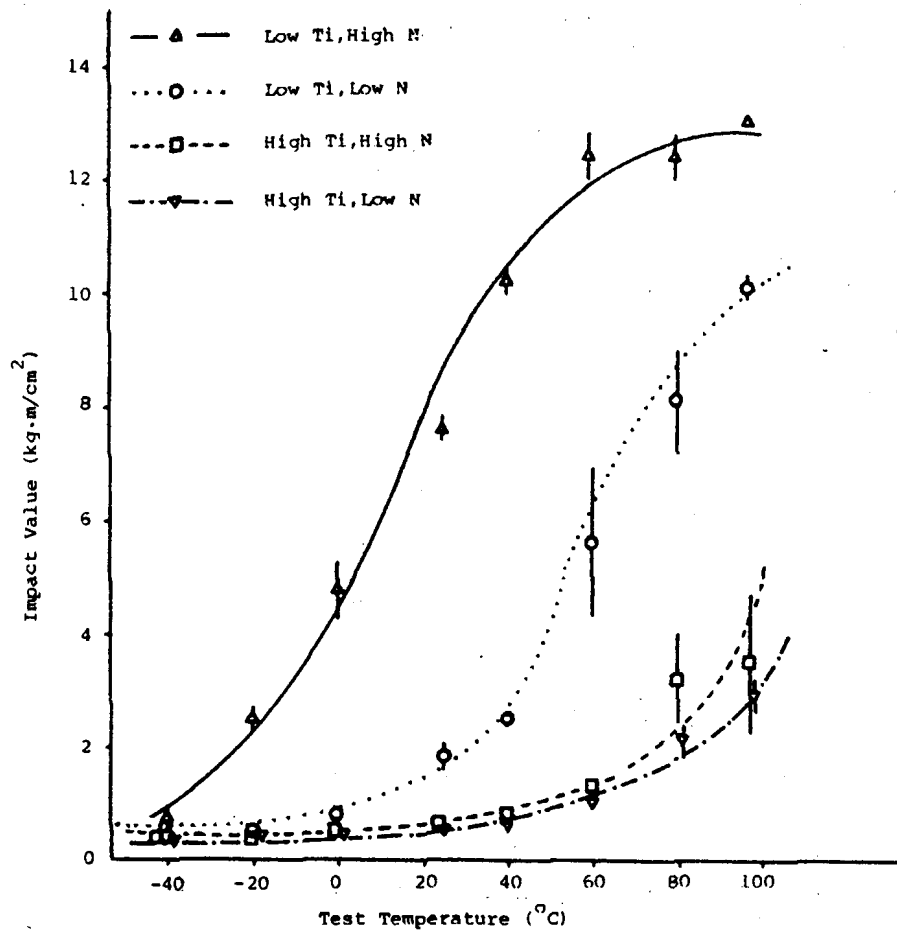


圖 8：含不同 Ti (0.045 ~ 0.077 wt %) 和不同 N (39 ~ 106 ppm) 之低合金鋼衝擊試驗的結果 (ASTM E23-82 試片，各值為測試三次之平均值)。

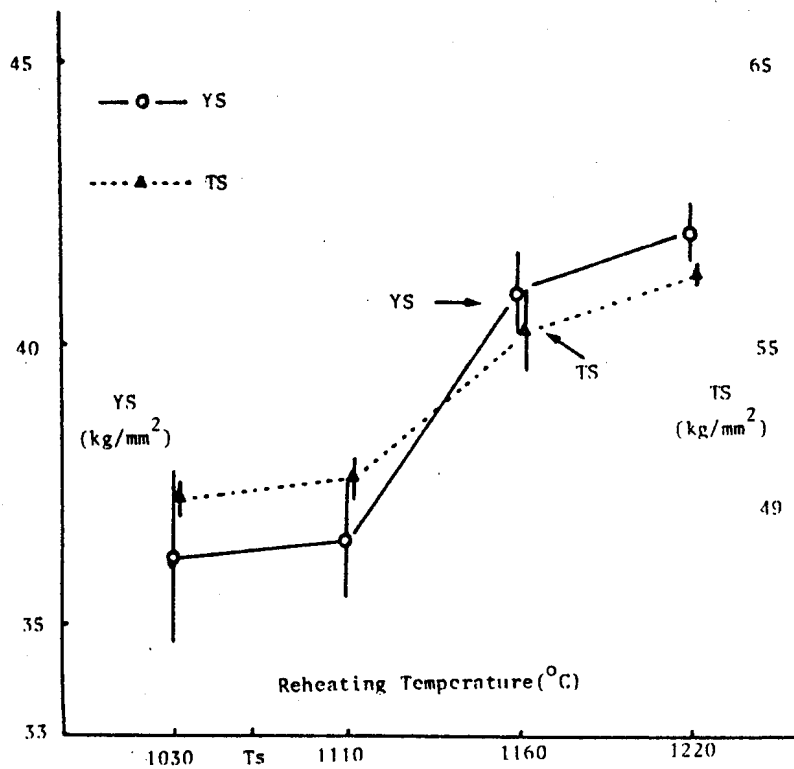


圖 9: 含 0.051 wt % Ti, 0.11 wt % C, 60 ppm N 之鋼胚再加熱溫度對完軋鋼板機械強度的影響⁽²²⁾。

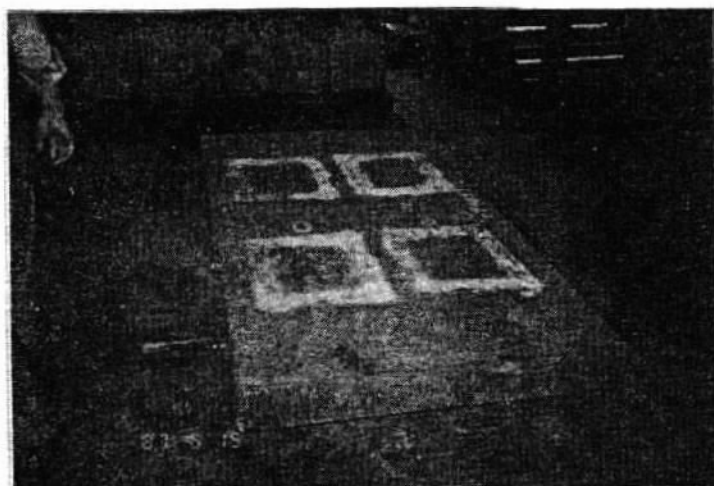
5. 製程的考慮

本鋼種軋延的製程與中鋼公司鋼板工場一般製程無多大差異，唯鋼胚再加熱溫度須留意。圖9⁽²⁾是含0.051 wt% Ti、0.11 wt% C、60 ppm N之鋼胚再加熱溫度對完軋鋼板機械強度的影響，其TiC固溶溫度 T_s 是以Ti、C、N含量依上述方法計算而得，顯示再加熱溫度愈高機械強度也愈高，是因TiC有充份固溶而在軋延時充份析出的緣故，因此靠TiC析出強化的鋼其鋼胚再加熱溫度須比TiC固溶溫度高約80℃左右。

此外，我們亦以上述評估露點腐蝕的方法證實相同化學成份的鋼材不同晶粒大小對腐蝕的影響甚微⁽²⁾，也就是說生產製程對抗露點腐蝕性能的影響很小。

四、現場試製

基於實驗室開發的結果，我們將實驗室熔煉的此鋼種鋼錠（各鋼錠含不同的Ti和N）焊接在兩塊現場SS41鋼胚上（其中一塊焊接後的鋼胚如照片6所示），在中鋼現場分別試軋成



照片6：中鋼現場焊接後試軋前之155mm厚鋼胚（中間白色區域內為抗露點腐蝕鋼錠，其餘是SS41鋼胚）。

6mm厚及16mm厚的鋼板，結果試軋順利。依完軋鋼板的機械性質修正合金設計和軋延製程在中鋼現場試煉一爐，結果試煉順利，沒有注嘴堵塞（Nozzle Clogging），鋼液取樣分析成份如表2所示，鋼胚表面亦無裂痕。然後再度試軋成6~16mm厚的鋼板，完軋鋼板以超音波偵測器檢驗沒有內部缺陷，再度評估其特性結果如下：

1. 機械性

常溫機械性質如表3所示，彎曲試驗亦均沒有裂痕，滿足一般HSLA鋼的需求。高溫機械強度如圖10和圖11所示，各鋼材之降伏強度（YS）和抗拉強度（TS）當然隨測試溫度的提高而降低，但在500℃試製鋼材和S-TEN 2抗硫酸露點腐蝕鋼的強度仍保有其常溫值的50%以上，顯示此二鋼種在500℃以內的高溫機械強度亦不成問題。反之，A242-Type 2耐候鋼在500℃的YS僅為其常溫值的45%，故就強度考慮而言，此鋼種祇適用至400℃。

試製鋼材的衝擊試驗結果如圖12所示，其轉脆溫度均在常溫以下，且0℃衝擊值均在3.0 kg·m/cm²以上，顯示其低溫韌性亦不成問題。且經150~500℃、40~168小時熱處理後衝擊值未明顯下降（如圖13），抗回火脆性亦不成問題。

2. 耐蝕性

如圖14所示，抗硫酸露點腐蝕性能和S-TEN 2抗硫酸露點腐蝕相近，略優於A 242-Type 2耐候鋼，更優於A36結構用碳鋼。圖15顯示以KM-56結構用鋼鋁材或FGC-56耐蝕鋁材施鋁，鋁道部位無加速露點腐蝕現象。500℃抗高溫氧化/硫化性能則均和S-TEN 2，A242-2和A36相近（如圖16所示），顯示此鋼種在此系統之高溫部位的耐蝕性無較特殊之處。

表 2：中鋼現場試製之抗硫酸露點腐蝕鋼的實際成份。

元素	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Ti	Al	N
鋼液成份	0.12	0.26	0.77	0.021	0.024	0.3	0.72	0.25	0.046	0.038	48

單位：N ppm，其他元素 wt %

Fe：平衡

表3：中鋼現場試製之抗硫酸露點腐蝕鋼板（8~16mm厚）與同厚度之一般HSLA鋼的規格需求之比較

property steel	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	El (%)
developed steel (6 mm thick)	41.9 ± 0.1	59.6 ± 0.2	32.7 ± 0.9
developed steel (9 mm thick)	41.1 ± 0.1	55.5 ± 0.1	38.0 ± 0.8
developed steel (12 mm thick)	41.3 ± 0.1	55.0 ± 0.2	40.3 ± 0.4
developed steel (16 mm thick)	40.6 ± 0.6	54.3 ± 0	42.6 ± 0.2
A 242 type 1 or type 2 spec.	35 min.	49 min.	18 min.
S-TEN 1 spec.	24 min.	41 min.	23 min.
S-TEN 2 or S-TEN 3 spec.	33 min.	45 min.	22 min.

test temperature: room temperature

test specimen: JIS No.5

YS (Kg/mm²)

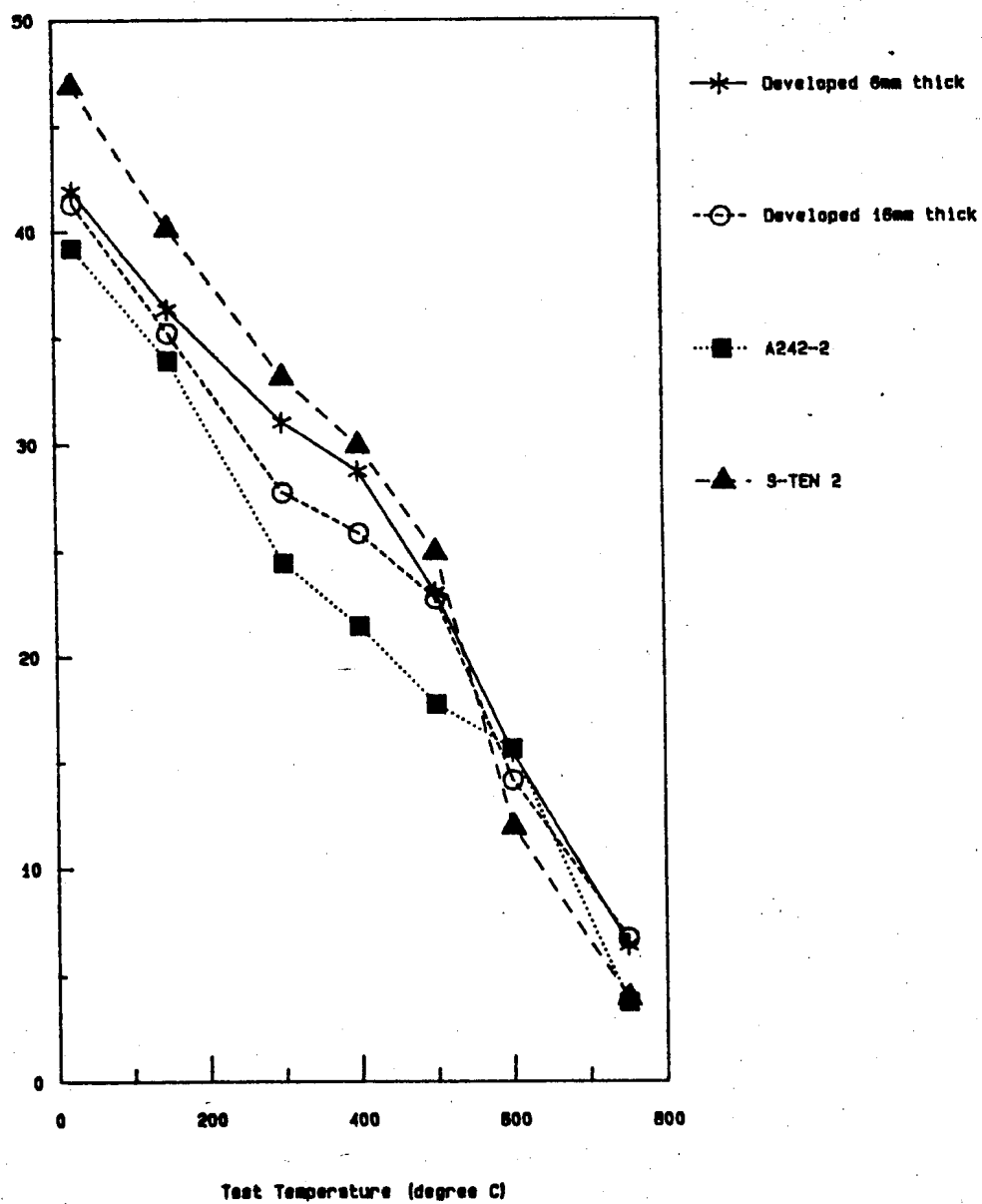


圖 10 : HSLA 構造用鋼在不同溫度測試之降伏強度。

2
TS (kg/mm²)

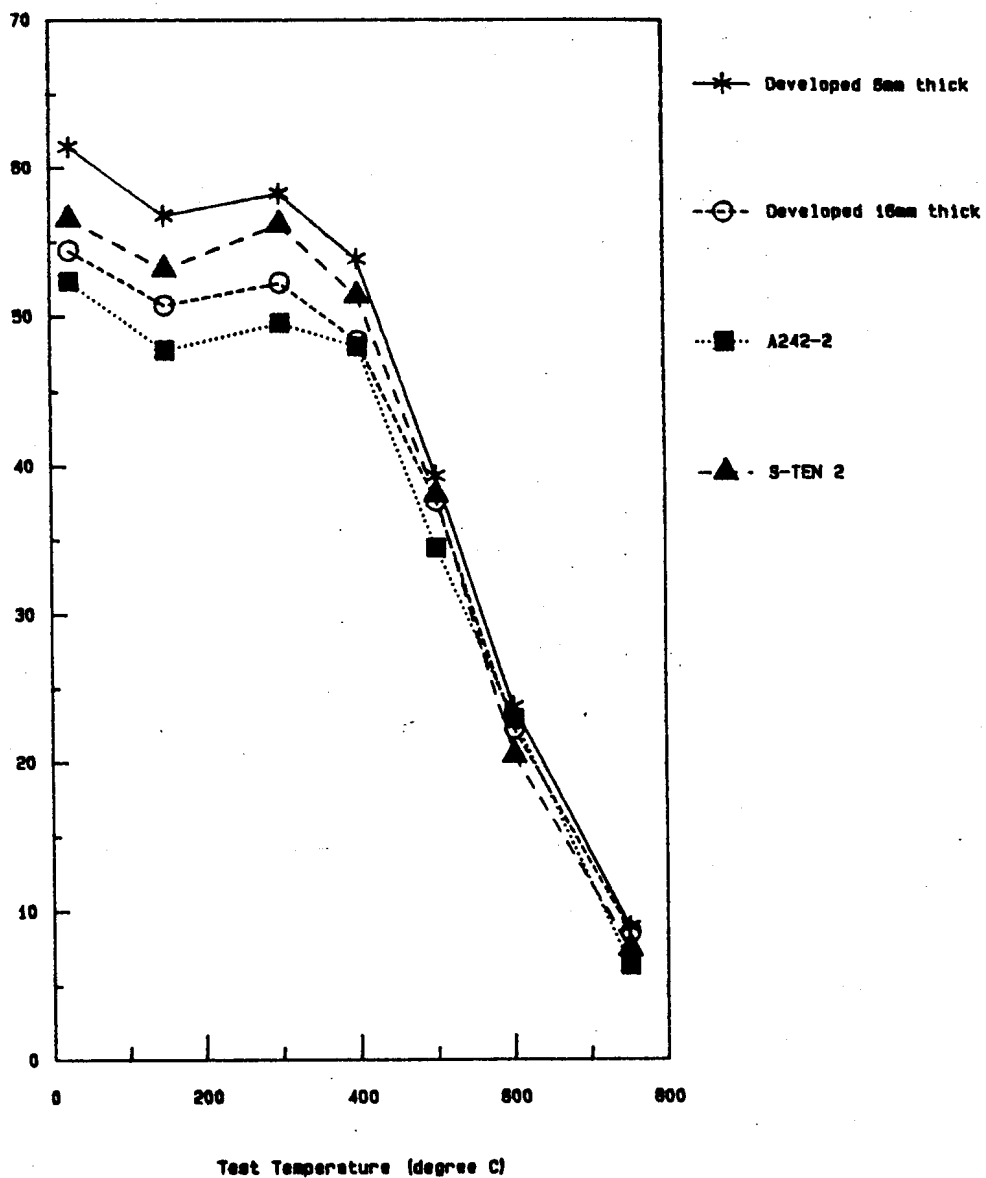


圖 11 : HSLA 構造用鋼在不同溫度測試之抗拉強度。

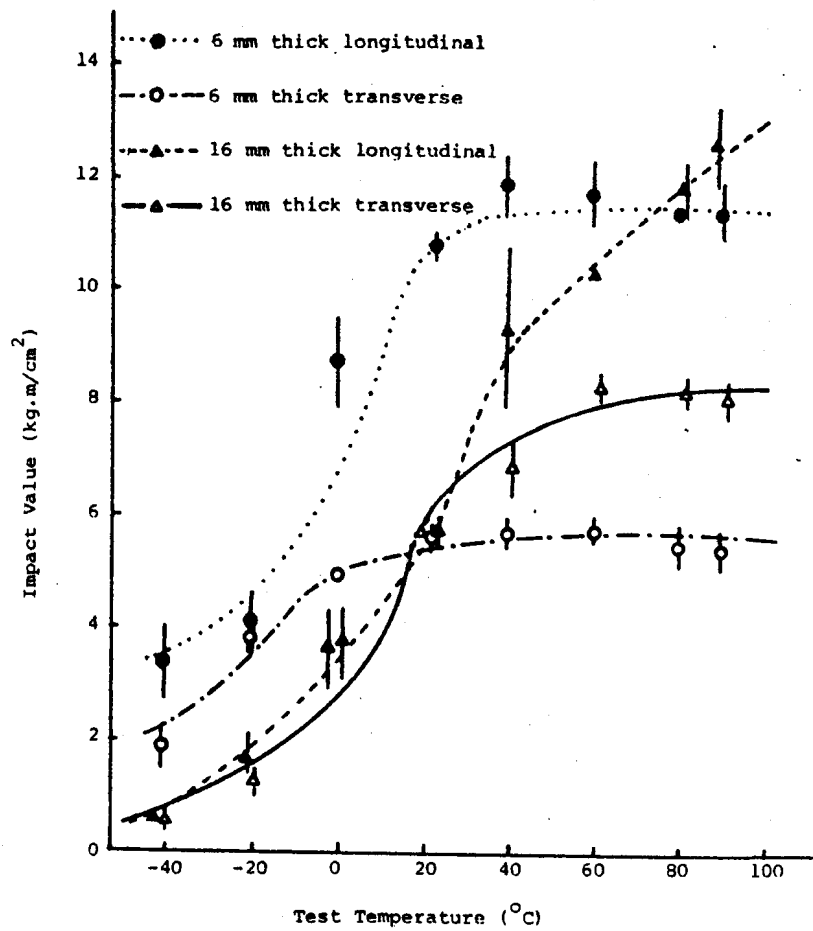


圖 12：中鋼現場試製之抗硫酸露點腐蝕鋼衝擊值測試結果（ASTM E23-82 試片，各值為測試三次之平均值）。

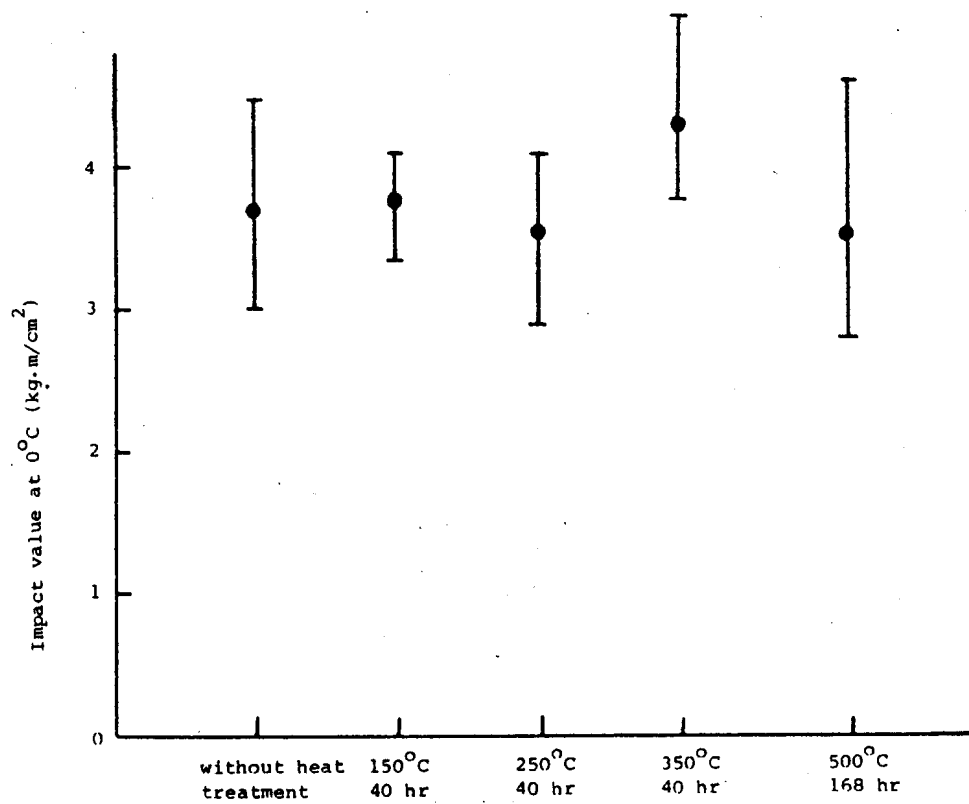


圖 13：中鋼現場試製之 16 mm 之抗硫酸露點腐蝕鋼在靜止空氣中經不同條件之熱處理後的衝擊值測試結果（ASTM E23-82 試片）。

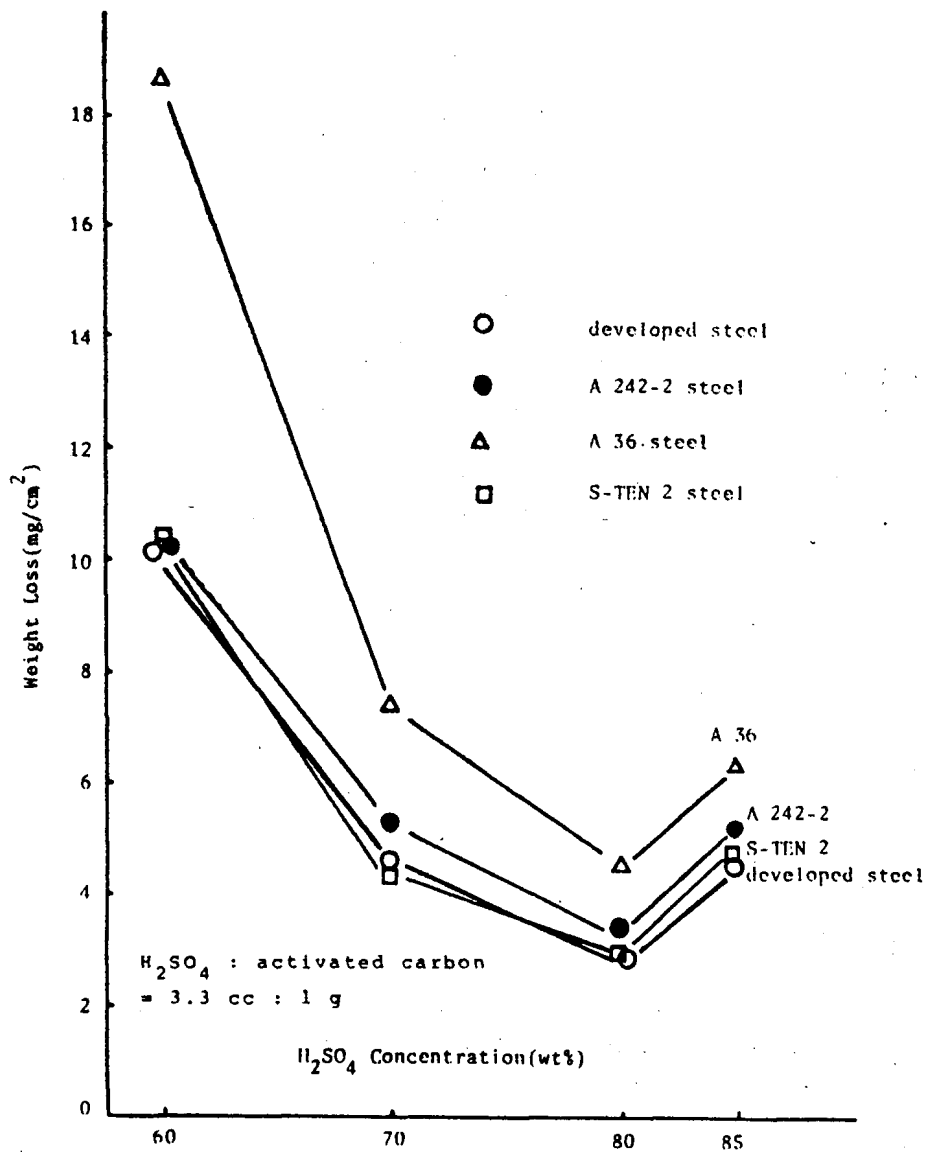


圖 14：中鋼現場試製之抗硫酸露點腐蝕鋼和其他結構用鋼
在 110 °C × 24 hr 硫酸加活性碳中的腐蝕量。

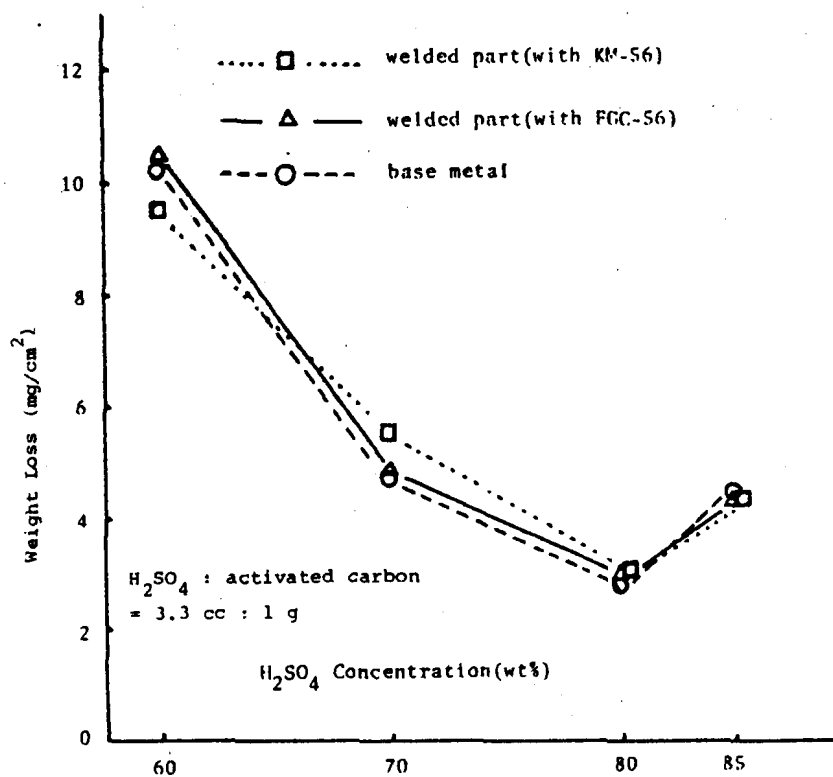


圖 15：中鋼現場試製之抗硫露點腐蝕鋼以 CO₂ 半自動方法分別用 KM-56 結構用鋼焊材和 FGC-56 耐蝕焊材施焊後，焊道和非焊道部位在 110 °C × 24 hr 硫酸加活性碳中的腐蝕量。

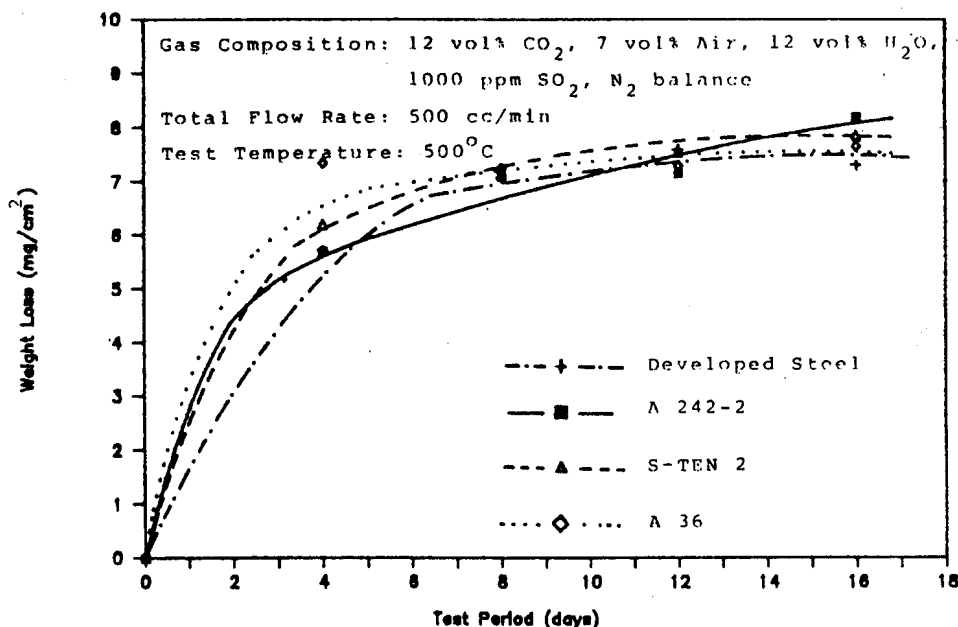


圖 16：中鋼現場試製之抗硫酸露點腐蝕和其他結構用鋼在模擬重油燃燒廢氣中的腐蝕量比較。

3. 焊接性

表 4 所示者為 JIS Z3158 Y 槽龜裂試驗之銲接條件及結果，兩種厚度（12、16 mm）之鋼材於室溫下起銲試驗，不論是表面、截面及根部，兩者均無裂縫出現。表 5 所示者為 JIS Z3101 最大硬度試驗之銲接條件及結果，兩種厚度母材所測得之熱影響區最大硬度分別為 HV259（12 mm）及 HV285（16 mm），16 mm 厚鋼材因其厚度較大，銲後之冷卻速率較高，所以具較高之硬度值，然對高強度低合金鋼而言，銲道熱影響區之最大硬度若小於 HV350，則不會有硬脆組織出現而導致冷裂之虞²⁰。綜合此二項試

驗之結果，此鋼材之銲接性良好，無冷裂問題。

表 6 所示者為銲道機械性質測試用對接試片之銲接條件，表 7 為試驗用各類銲材之熔金成份，表 8 則為拉力及彎曲試驗之結果，拉力試驗之試片採 JIS No. 5 之規格，每組三片。雖然在施焊方法及開槽設計上有所差異，但拉力試驗之斷裂位置均出現於母材，此表示銲接之接頭效率 (Joint Efficiency) 均為 100%，此外所得之降伏強度、抗拉強度及伸長率等值亦都能滿足該鋼材之規格要求，在彎曲試驗方面，試片規格採

表 4. JIS Z 3158 Y 槽龜裂試驗結果

試片 厚度 (mm)	起焊 溫度 (℃)	焊 接 條 件					裂 縫 比 例		
		焊材	電壓 (V)	電流 (Amp)	焊速 cm/min	入熱量 KJ/cm	Face Crack Rate %	Section Crack Rate %	Root Crack Rate %
12	20	JIS D 5016 φ4.0mm	24	170	17.8	13.8	0	0	0
16	20	JIS D 5016 φ4.0mm	24	170	14.1	17.3	0	0	0

表 5. JIS Z 3101 最大硬度試驗結果

試片 厚度 (mm)	起焊 溫度 (℃)	焊 接 條 件					最大硬度 (Hv)
		焊材	電壓 (V)	電流 (Amp)	焊速 (cm/min)	入熱量 (KJ/cm)	
12	23	JIS D 5016 φ4.0mm	23	172	15	15.8	259
16	23	JIS D 5016 φ4.0mm	23	172	15	15.8	285

表 6.: 對接試驗銲接條件

厚 度 (mm)	J I S 銲 材 規 格	銲 接 條 件			
		電壓 (V)	電流 (Amp)	銲速 (IPm)	入 熱 量 (KJ/cm)
16	YSF43 × W21	35	750	24	26
		36	850	24	30
12	YSF43 × W21	30	600	15	28
		32	700	15	35
9	YSF43 × W21	33	675	48	11
		35	800	48	14
6	YSF43 × W21	32	550	60	7
		34	700	60	10
6	YGW12	23	135	11	6
		23	150	9	9
9	YGW12	24	175	8	10
		30	190	12	9
		22	175	8	11
6	CW52	23	135	11	6
		23	150	9	9
9	CW52	24	175	8	10
		30	190	12	9
		22	175	8	11

JIS No 1，彎曲直徑則為試片厚度之三倍，試驗結果亦列於表 8，所有試片均無裂縫出現。

由此二項試驗之結果可知，本鋼材焊道

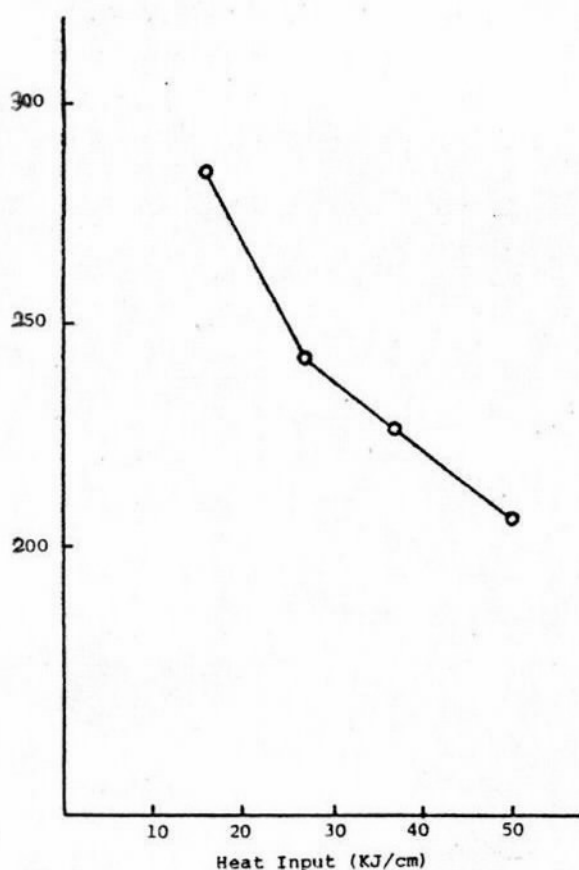
之機械性質良好，即使在採用銲道品質水準較低之 I 型開槽，及選用價格較低廉之一般結構鋼用銲材的情況下，其銲道接頭強度均符合要求，故其銲接施工作業性良好。

表 7：銲接試驗用各類銲道之化學成份及機械性質。

J I S 相 規 格	化 學 成 份 (wt %)								機 械 性 質		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Y S kg / mm ²	T S kg / mm ²	Elongation %
CW52	0.09	0.28	0.89	0.01	0.018	0	0.25	0.32	49	58	25
YSF43 × W21	0.11	0.27	0.98	0.01	0.013	0	0	0	44	52	30
D5016	0.08	0.6	0.59	—	—	0.6	0.27	0	46	55	31
YGW12	0.08	0.87	1.42	0.015	0.011	0	0	0	44.3	56.7	29

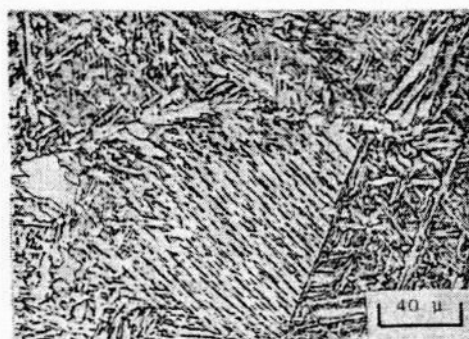
表 8：對接試片拉力及彎曲試驗結果

試 片 厚 度	銲 接 方 法	銲 材 種 類	開 槽 型 式	拉 力 試 驗			彎 曲 試 驗 通過數 / 試片數
				Y S Kg / mm ²	T S Kg / mm ²	Elongation %	
6mm	SAW	JIS YSF43 × W21	I 槽	45.23	60.52	22.8	3/3
9mm	SAW	JIS YSF43 × W21	I 槽	43.93	58.83	24.93	3/3
12mm	SAW	JIS YSF43 × W21	I 槽	45.00	57.41	26.12	3/3
16mm	SAW	JIS YSF43 × W21	I 槽	43.56	56.06	26.48	3/3
6mm	MAG	JIS CW52	單 V 槽	44.98	61.56	22.94	3/3
9mm	MAG	JIS CW52	單 V 槽	42.84	57.98	25.57	3/3
6mm	MAG	JIS YGW12	單 V 槽	44.68	61.18	21.75	3/3
9mm	MAG	JIS YGW12	單 V 槽	42.86	57.64	28.72	3/3

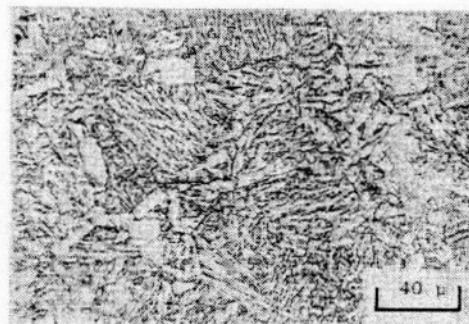


17：試製鋼材鐸接入熱量與熱影響區最大硬度關係圖。

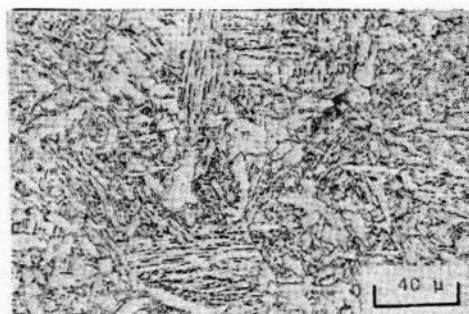
圖17所示為不同入熱量下，鐸道熱影響區最大硬度值之變化情形，在低入熱量（16 KJ/cm）時，其硬度值最大（Hv 285），在高入熱量（50 KJ/cm）時，其硬度值最低（Hv 207），對熱影響區影響不論是高或低入熱量，其硬度均高於母材（Hv 170）。造成不同入熱量下影響區最大硬度不同的原因，是由於入熱量不同，鐸後冷卻速率不同，使熱影響區顯微組織差異所致。照片7 (a)所示者為入熱量16KJ/cm時鐸道熱影響區之顯微組織，其主要結構為上變韌鐵、下變韌鐵及少量的麻田散鐵，隨著入熱量的增加，晶界肥粒鐵開始沿先沃斯田鐵（Prior Austenite）晶界生長，上變韌鐵內的條狀肥粒鐵寬度變大，如照片7 (b)，(c)所示。當



(a) 入熱量 16 KJ / cm



(b) 入熱量 27 KJ / cm



(c) 入熱量 32 KJ / cm



(d) 入熱量 50 KJ / cm

照片7：試製鋼材在不同鐸接入熱量下熱影響區之金相組織。

入熱量增大至 50KJ/cm 時，粗晶區之晶粒已粗大，其內的上變韌鐵組織大量減少，其晶粒內之主要組織為粗大化肥粒鐵 (Massive Ferrite)，以及散佈於其內的碳化物、M-A-C (Martensite-Austenite Constituent) 組織與波來鐵⁽²⁵⁾，⁽²⁶⁾如照片 7 (d) 所示。

圖 18 所示者為母材及入熱量 27、37、50 KJ/cm 試片銲道熱影響區界面 (Interface) 處之衝擊試驗結果。由該圖可看出，在三種入熱量下，其銲道粗晶區之衝擊值並未下降，顯見本鋼材在銲接後，其熱影響區內粗晶區之韌性並無劣化之虞⁽²⁷⁾，⁽²⁸⁾。

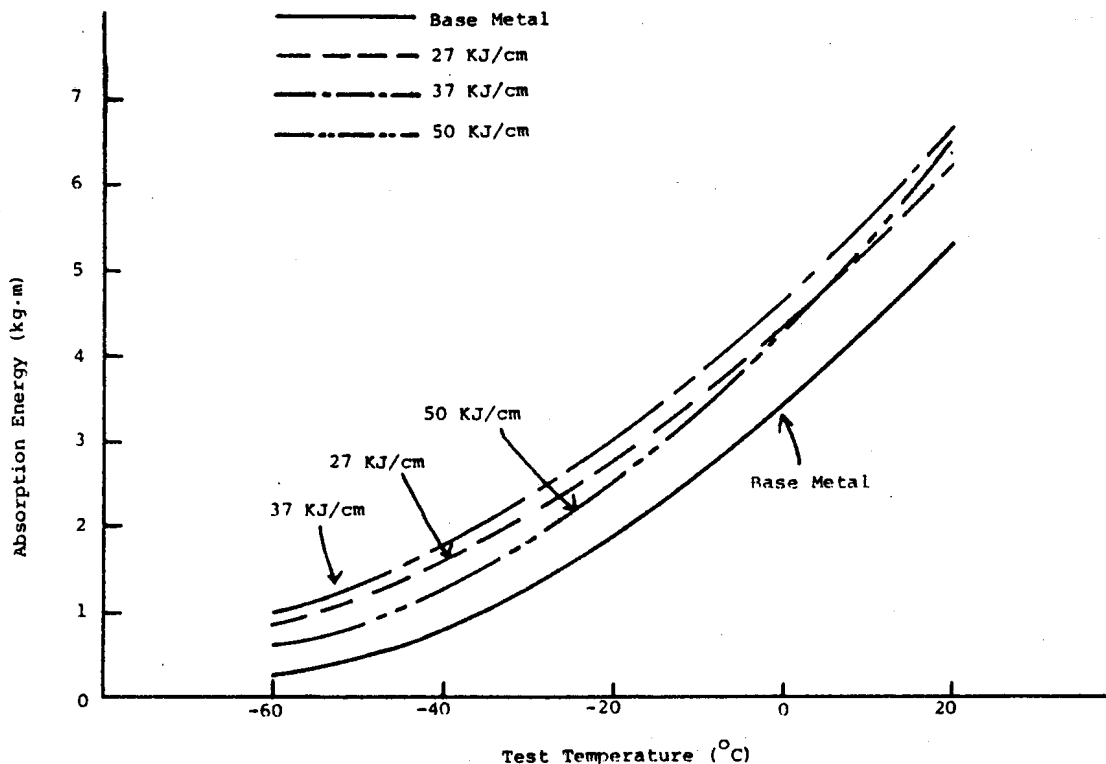


圖 18：試製鋼材不同銲接入熱量下之溫度—能量關係圖

五、結論：

6~16 mm 厚抗硫酸露點腐蝕鋼的開發已告一段落，基於現場試製鋼材機械性、耐蝕性和焊接性的考慮，此鋼種適用於含硫燃料燃燒廢氣 500 °C 以下尤其是 100~160 °C 硫酸露點腐蝕較嚴重之環境。

六、參考文獻

1. Corrosion Atlas, V1, CAE O-Boll, Elsevier Sci. Publishers, (1988)
(Permitted by the publisher to photocopy the picture)
2. 長野博夫：防食技術，26，(1977) p.731

3. 小若正倫、諸石大司、長野博夫：日本金屬學會誌，34，1，(1970) p. 23
4. 張耀南：中鋼技術與訓練，11,2，(1986) p. 9
5. Yao-nan Chang: Anti-Corrosion, Aug. (1986) p. 4
6. Yao-nan Chang: Anti-Corrosion, May. (1985) p. 7
7. M. Kowaka: C. Uyemura & Co., Ltd, private communication, (1985)
8. 張耀南：中鋼研究發展報告選輯，8，(76年) p. 20
9. 蔡文達：合金元素對Cu-Cr 低合金鋼在重油燃燒系統中之耐蝕影響研究，中鋼TRC-76-025，(77年)
10. 小若正倫、長野博夫：日本金屬學會誌，34，10，(1970) p. 1017
11. M. Kowake and H. Nagano: Suitomo Search, 4, Nov. (1970) p. 41
12. Yao-nan Chang: Chinese J. of Mat'ls Sci., 18A, 1, (1986) p. 31
13. K.J. Irvine, F.B. Pickering and T. Gladman: JISI Feb. (1967) p. 161
14. S. Matsuda and N. Okumura: Tetsu-To-Hagane, 62,9, (1976) p. 1209
15. F.B. Pickering and T. Gladman: ISI Special Report, 81, (1963) p. 10
16. F.B. Pickering: Phys. Metall. and Design of Steels, London, Appl. Sci., (1978) Ch. 4
17. F.B. Pickering: Proc. Microalloying, Washington DC, (1975) p. 9
18. K.J. Irvine and F.B. Pickering: JISI, Nov. (1963) p. 944
19. Yao-nan Chang: CSC Technical Report, 2, (1988) p. 28
20. Yao-nan Chang: Scripta Metallurgica, 21, 11, (1987) p. 1451
21. Feng-I Wei and Yao-nan Chang: CSC Technical Report, 2, (1988) p. 67
22. 張耀南、王錫欽：S-TEN 2級熱軋鋼板的開發，中鋼PJ-75-020報告(75年)
23. C.J. Mc Mahon, Jr. and Morris Cohen: Acta Metallurgica, 13, June (1965) p. 591
24. J.F. Lancaster: Metallurgy of Welding, 3rd ed. (1980)
25. R. Eftekhar, C.D. Lundin: "The HAZ Impact Toughness of a Mn-Mo-Nb Linepipe Steel" Welding J., Apr. (1977) p. 1135
26. S.R. Chen, F.I. Wei: "Weldability of Rephospharized of Steel Plate", Symposium on Steel Production Technology, (1988) p. 3D/12-1
27. C. Thaulow, A.J. Paaauw and K. Cuttormsen: "The Heat Affected Zone Toughness of Low-Carbon Microalloyed Steel", Welding J. Sep. (1987) p. 2665
28. R.J. Jesseman and G.C. Schmid: "Influence of Some Steel-making Variables on Ship Plate Weldment Toughness" Welding J. Aug. (1979) p. 2395