

解 說

大韓 熔接 學會 誌  
 第4卷, 第1號, 1986年 3月  
 Journal of the Korean  
 Welding Society  
 Vol. 4, No. 1, Mar., 1986

## 스테인레스鋼熔接부의 應力腐蝕균열 特性

向井 喜彦\*, 譯·李 映 浩\*\*

### 1. 緒 言

스테인레스鋼의 主要性能은 耐蝕性이기 때문에 腐蝕性의 環境에서 使用되는 일이 많다. 이때문에 스테인레스鋼製裝置에서는 腐蝕에 관계되는 事故가 대단히 많다. 그림1(a)은 日本化學工業協會가 1978년부터 1982年 사이에 化學裝置에서 發生한 615件의 損傷을 종류별로 分類한 것이다.<sup>1)</sup>

全面腐蝕, 孔蝕, 應力腐蝕균열 등의 濕性環境에서의 電氣化學的 腐蝕이 全體의 54%나 佔하고 있다. 이들 損傷例을 材料別로 보면 그림1(b)와 같이 스테인레스鋼이 차지하는 비율이 約 1/4에 달하고 있다.

또한, 別途 調査結果에 의하면 各種損傷이 熔接이 음부에서 約 50% 發生하고 있어,<sup>2)</sup> 熔接이 음부가 腐蝕性環境에서 使用되는 경우에는 이들 腐蝕現象과 그 防止對策을 세우지 않으면 안된다.

熔接部에서 이들 腐蝕現象이 發生하기 쉬운 것은 다음과 같은 要因으로 생각된다.

(1) 熔接部는 母材와는 다른 金屬組織을 가진다.

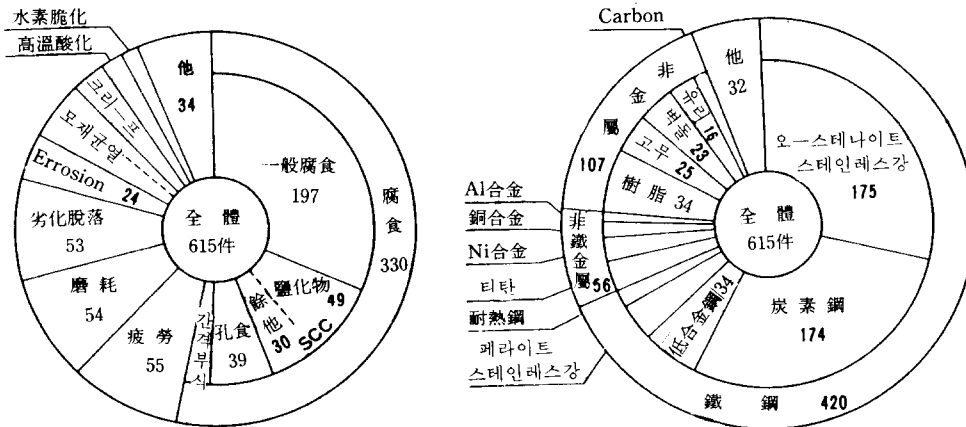
(2) 熔接殘留應力이 存在한다.

(3) 熔接缺陷이나 이음形式에 의한 形狀不連續이 notch화하여 應力集中을 가져온다. 또한 이들이 表面에 開口한 隙間腐蝕을 가질 때는 隙間腐蝕의 要因이 된다.

本稿에서는 이들 腐蝕現象中 가장 重要한 오스테이 나이트계스테인레스鋼 熔接部에서의 應力腐蝕균열 現象에 대하여 說明한다.

### 2. 스테인레스鋼熔接부의 應力腐蝕균열의 分類와 事故例

應力腐蝕균열은 그림 2에 나타낸바와 같이 材料, 環境과 應力 이 3가지 要因이 相互作用하여 發生한 균열 現象이다. 어느 要因에 注目하느냐에 따라 金屬材料學(冶金學), 電氣化學 및 力學의 領域에서



(a) 損傷種別分布

(b) 使用材料別分類

그림 1. 化學裝置의 事故調査結果(化學工業協會)

\* 大阪大學, 工學部

\*\* 忠南대학교, 정회원

표 1. 오오스테나이트계스테인레스鋼의 實裝置에 있어서의 應力腐蝕균열

환 경	크랙형태	플랜트	특 징	대 책
염 화 물 환 경	프로세스유체 + Cl <sup>-</sup>	粒 内	Cl <sup>-</sup> 이온은 해수를 제외하고 극히 미량(ppm오더) 탑탱크는 용액의 농축구조부에 발생용이 열교환기류는 전열면, 관과 관관의 접합부에 발생용이 응력원은 용접 및 가공의 잔류응력	재질변경(페라이트계 및 상스테인레스강)
	냉각수 + Cl <sup>-</sup>	粒 内		피복제
	보 온 재	粒 内		응력제거소둔
	강산 + Cl <sup>-</sup>	粒 内		운전조건의 변경(수분응축 피함)
	해 수	粒 内		제조플랜트
탄산가스를 포함하는 고온고압수	粒 内		열교환기에 한하지 않고, 탑탱크, 배관의 용접부 및 그 근방에 발생	저탄소스테인레스강 + 응력제거소둔 페라이트계 스테인레스강 피복제
고온건성 H <sub>2</sub> S + H <sub>2</sub>	粒 界	석유정제플랜트	장치정지시에 발생(포리치온산 생성)	환경완화(중화세정, N <sub>2</sub> 봉입계 내의 가열) 재질변경(페라이트계, 안정화 및 저탄소스테인레스강) 피복제
고온고압수	粒 界	원자력발전플랜트	SUS 304鋼의 HAZ에 발생키 쉬움, 용존산소가 원인	재료의 선택
스팀응축수	粒 界	보 일 터	스팀용원수를 인산염계 인히비터로 처리함	Na/PO <sub>4</sub> 비율 2.6이하로 한다
대 기	粒 内界		환경인자 불명	방식도장 응력제거소둔

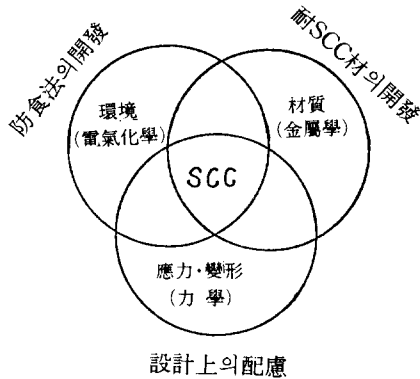


그림 2. SCC를 지배하는 주요인자와 대책

제가 研究가 進行되어 오고 있으나 이들학문 領域의 相互協力에 의하여 解決해가야만할 學際的 課題이다.

스테인레스鋼의 應力腐蝕균열은 金屬結晶粒界를 따라서 발생하는 粒界形應力腐蝕균열(IG·SCC)과 結晶粒을 貫通하여 발생하는 貫粒形應力腐蝕균열(TG·SCC)로 大別된다.

표 1에 나타낸바와 같이 TG·SCC는 熔接熱影響部의 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物的 結晶粒界析出이 原因이며 이는 原子力發電플랜트의 高溫高壓水, 石油精製플랜트의 폴리치온酸, 가성 소다製造플랜트 등에서 나타나고 있

다. 또, TG·SCC는 熔接殘留應力이 主要原因으로서 製鹽플랜트등의 鹽素이온을 포함하는 水溶液環境에서도 나타나고 있다.

Photo. 1은 도시가스제조플랜트의 貯藏槽의 配管熔接熱影響部의 IG·SCC의 事故例이다. 균열은 열영향부의 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物的 析出域으로서 管内面側에서 外面側으로 向하여 粒界를 따라 進展하고 있다.

Photo. 2는 페라이트계스테인레스鋼싱크스의 시임 熔接(抵抗熔接)부의 IG·SCC의 事故例이다. 이 경우는 環境이 水道水로 調理用의 鹽分이 作用했던 것으로 이경우도 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物的 析出域에서 균열하고 있어, 베닝組織部에서는 균열이 발생치 않고 있다.

Photo. 3은 SUS316 鋼製熱交換器管熔接部에서의 TG·SCC 事故例이다.

Photo. 4는 SUS304L 鋼製플랜트의 赤道帶熔接에 依한 殘留應力 때문에 發生한 TG·SCC 事故例이다.

### 3. 熔接熱影響部의 IG·SCC

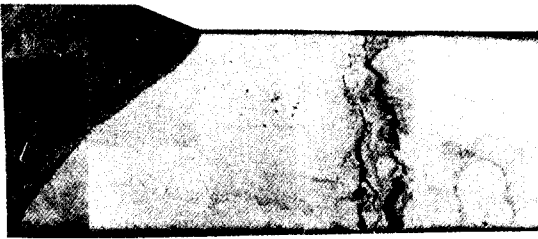
熔接熱影響部의 IG·SCC는 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物的 粒界析出에 의해 粒界近傍에 固溶 Cr의 缺乏域이 形成되어 이부분의 耐蝕性이 低下하여 일어나는 現象이다.

Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>炭化物的 析出을 일으키기 쉬운 溫度에는 範圍(銳敏化溫度範圍)가 있어 SUS 304鋼의 恒溫加熱에

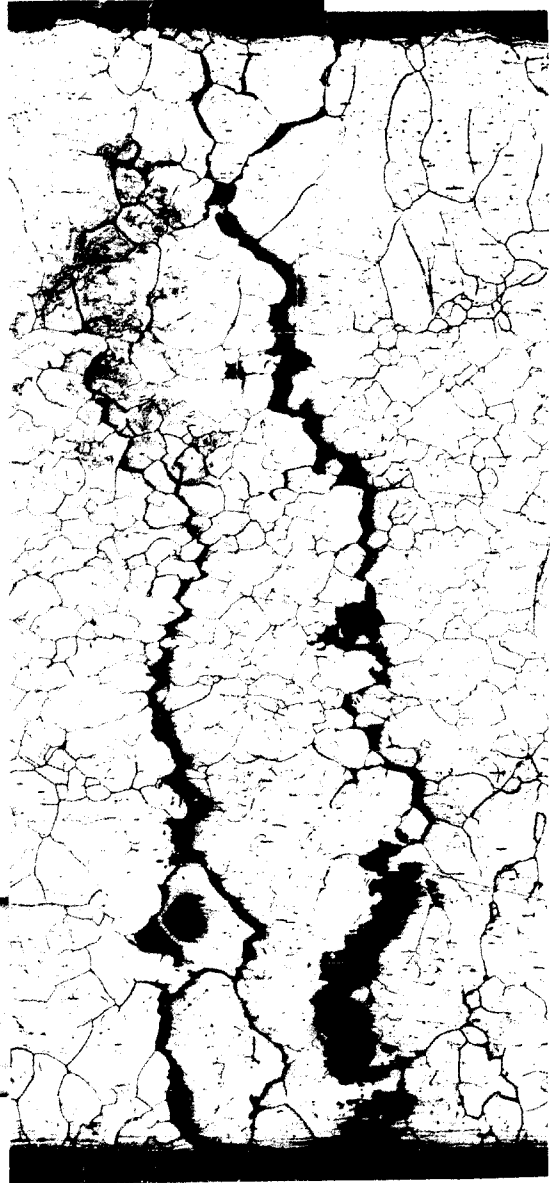
(外面)



外觀



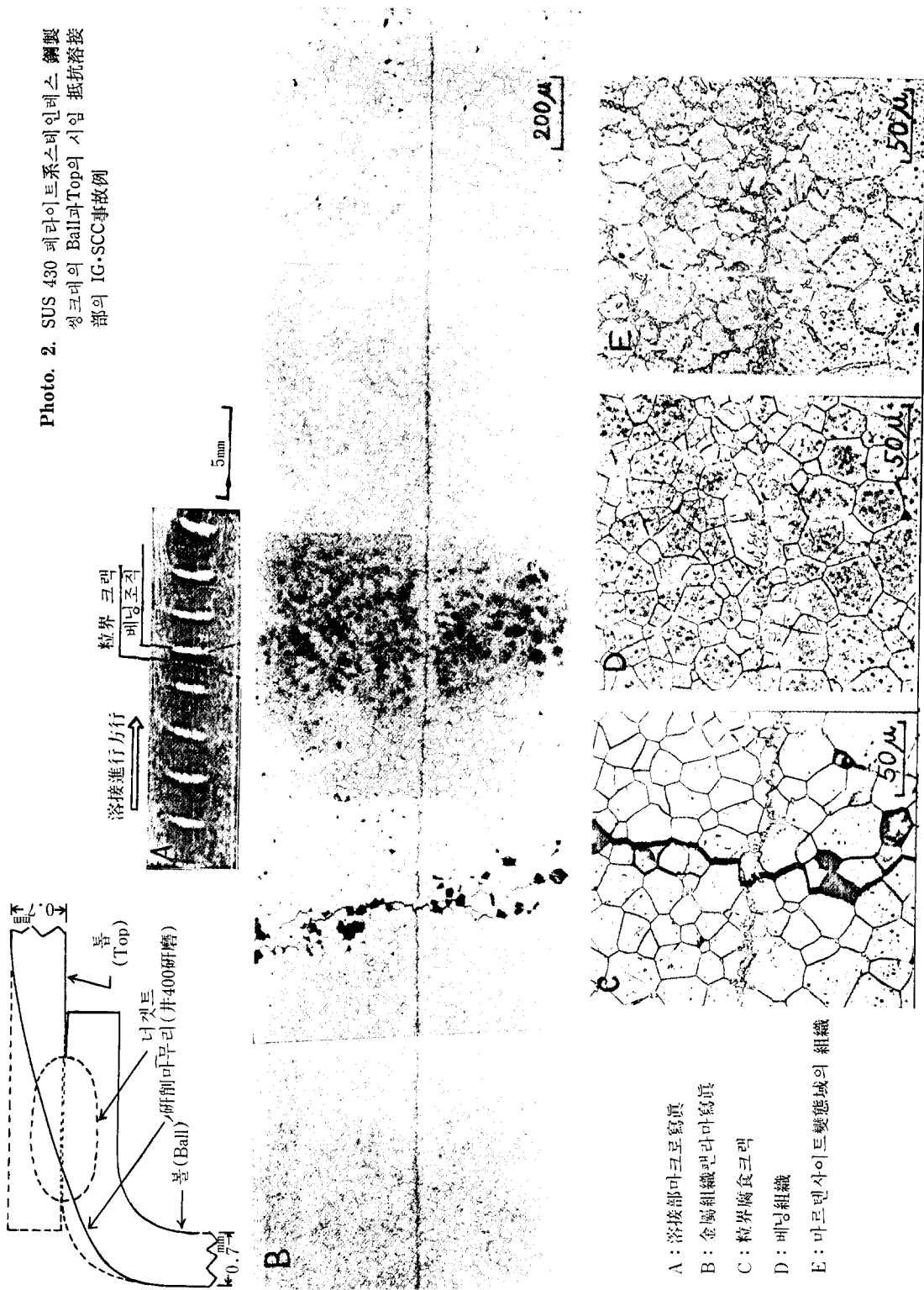
중단면의 Micro사진(×9)



크랙의 Micro사진(×60) (내면)

Photo. 1. SUS 304 스테인레스강관 용접부의 IG·SCC 事故例

Photo. 2. SUS 430 페라이트系스테인레스 鋼製  
싱크레의 Ball과 Top의 시인 抵抗溶接  
部の IG-SCC 事故例



A : 溶接部마이크로寫眞  
B : 金屬組織판라미寫眞  
C : 粒界腐食크랙  
D : 배닝組織  
E : 마르텐사이트變態域의 組織

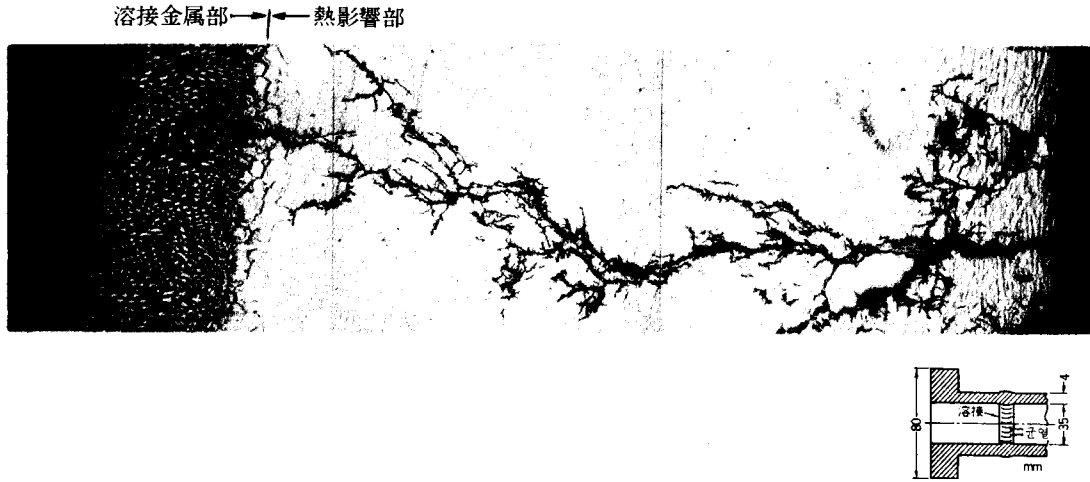
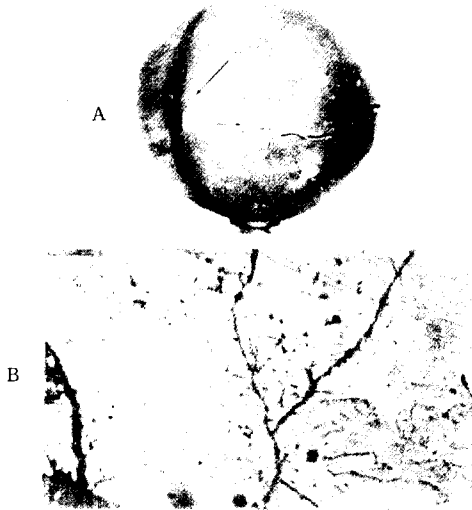


Photo. 3. SUS 316 熱交換器管溶接部の T. G. SCC 事例(×50)



(A) 外觀 (B) B部の 顯微鏡寫眞

Photo. 4. SUS 304L 스테인레스鋼製플로트에 발생한 TG. SCC 사례 (環境: 고온수, 5~7atm, 160°C±10°C)

서는 그림 3)의 C曲線에 나타난바와 같은 TG. SCC의 發生限界條件이 있다.

溶接熱影響部各位置의 溶接時熱사이클을 模式的으로 그림 4에 나타낸다. 銳敏化溫度域을 通過하고 있는 時間이 길수록(그림 4의 斜線部分의 面積이 넓은 熱사이클일수록) 銳敏化가 촉진된다. 따라서 Photo. 5

에 나타난 바와같이 熱影響部가운데서도 母材가 가까운 側의 部分이 가장 銳敏化가 進行된다.

SUS 304 鋼을 各種溶接法으로 溶接한 熱影響部의 銳敏化程度를 Weld decay의 길이로 比較한것을 그림 5에 나타낸다. 溶接入熱量이 가장 큰 Electro-gas 溶接이 가장 깊게 腐蝕된다. 入熱量이 中程度인 手動溶接, TIG, MIG가 조금 경미하며 入熱量이 가장 작은 EBW에서는 아주 微量腐蝕된다. 또, MIG 溶接에서도 水中에서 溶接하면 相當히 경미해진다.<sup>5)</sup>

溶接熱影響部에서는 恒溫熱處理인 경우에 비하여 수배또는 십수배速度로 銳敏化가 進行한다고 한다. 예를들면 그림 3의 恒溫熱處理의 耐 SCC 限界曲線圖에 용접 열사이클의 일례를 1점쇄선으로 記入하면 耐 SCC 限界曲線과 交差하지 않음에도 불구하고 이 열사이클에서 SCC가 일어난다. 溶接熱影響部에서 銳敏化가 加速되며 그 理由로서는 다음 두가지를 들 수 있다.

그 하나는 피크溫度의 効果이다. 용접열사이클은 銳敏化溫度域을 넘어 높은溫度(peak溫度)까지 상승하고 그후 冷却中에 銳敏化가 進行된다. 이 피크溫度의 效果를 조사하기 위하여 그림 6(a)에 나타난 바와같이 피크溫度를 부여하는 열사이클 A와 그후에 恒溫銳敏化를 爲한 열사이클 B를 부여했다. 열사이클 B의 條件을 一定하게 하고 열사이클 A의 피크溫度  $T_p$ 를 變化시키면 (b)도의 實線과 같이 되며 열사이클 B만의 경우에 비하여 상당히 銳敏化가 進行된다. 또, 이 效果가 가장 현저하게 나타나는  $T_p$ 溫度는 1080°K이다. 또, 열사이클 A만으로는 (b)圖의 실선으로 나타난 바와같이 銳敏化는 거의

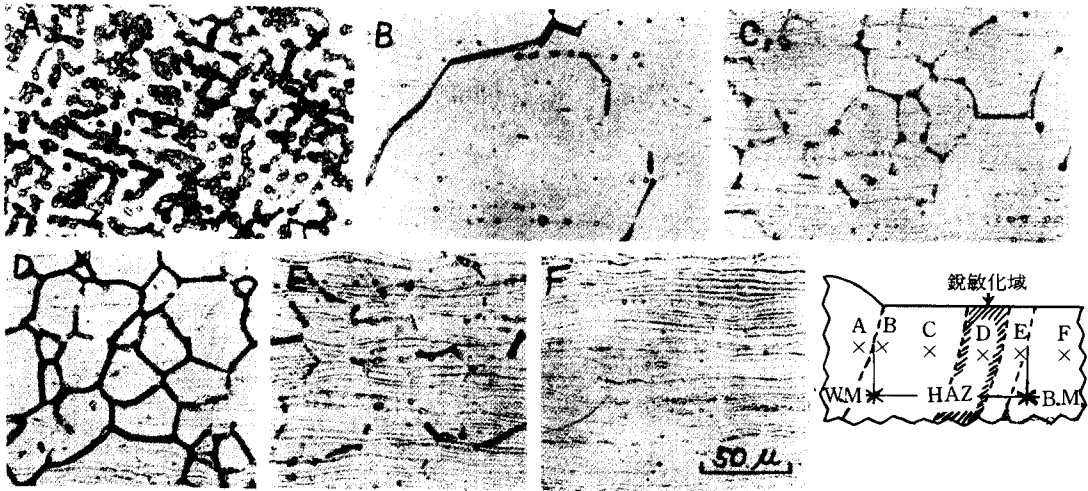


Photo. 5. SUS 304 鋼熔接이음 各部의 組織

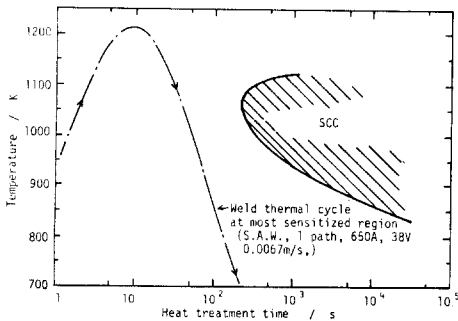


그림 3. 恒溫熱處理에 의한 SCC 敏感域과 용접열 사이클

일어나지 않는다. 이와같은 現象이 나타나는 것은 열사이클 A에서  $Cr_{23}C_6$  炭化物的 核이 急速하게 生成되어 그후의 열사이클 B에서 즉시 成長이 시작되는 것으로 思料되며 피-크溫度에 의한 急速한 核生成이 銳敏化를 促進하게되는 結果이다. 또, 이 核生成速度는  $1080^{\circ}K$ 에서 최고가 된다고 생각된다.

또하나는 熱변형사이클의 效果이다. 熔接後에는 局部的으로 加熱, 冷却되기 때문에 열팽창수축이 주위로부터 拘束되어 熱應力이나 塑性變形이 熱사이클과 同時에 發生한다. 이러한 경우에는 熱사이클 중에 일어나는  $Cr_{23}C_6$  炭化物的 析出이 加速된다. 이

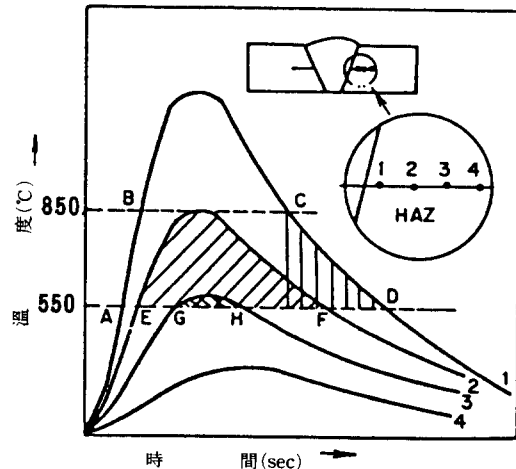


그림 4. 크롬탄화물의 粒界析出을 일으키는 냉각 조건

한 效果를 나타내기 위하여 試驗片에  $3kgf/mm^2$ 의 應力을 부여한 경우와 應力을 가지지않는 경우를 恒溫熱處理한 경우 그 耐蝕性低下差異를 그림7)에 나타낸다. 應力을 加한 경우는 粒界腐蝕은 심해지고 있으며 應力에 의하여  $Cr_{23}C_6$  炭化物的 析出이 加速되고 있음을 시사하여 주고 있다.

IG-SCC의 防止對策으로서는 影熱響部의  $Cr_{23}C_6$  炭化物的 析出에 수반하는 粒界近傍의 固溶Cr결핍역을 生成치 않도록 하면된다. 그러기 위해서는 다음과 같은 方策이 고려될수 있다.

溶接法	棒 또는 와이어가스	층수	전류 (A)	전압 (V)	용접속도 (cm/min)	入熱 (kJ/cm)	開先形狀
1	E B W	—	0.04	150×10 <sup>3</sup>	120	3	
2	水中 MIG	Y 308	1	270	30	16.2	
3	手溶接	D308-16 1.2層 3.2φ 3層 4φ	1 2 3	120 130 150	30~33	20	14.9 
4	T I G	Y 308 (2φ)	1 2 3 4	120 120 110 100	30~33	20	9.9 
5	M I G	Y 308 (1.2φ)	1	270	26	50	8.4 
6	縱向 Electro gas 溶接	와이어 YM-308 (1.6φ) 가스 Ar-O <sub>2</sub> 10% (25l/min)	1	320~460	25~36	8.3	57.8~119.8 (平均88.8) 

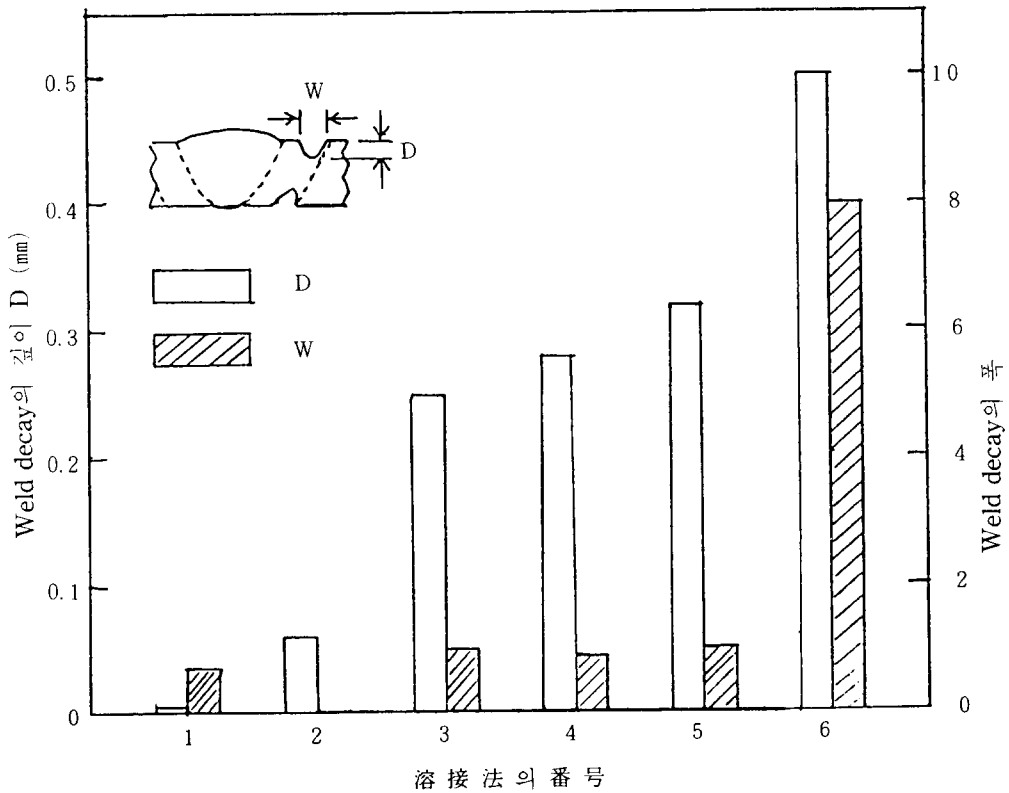


그림 5. 각종용접법에 의한 weld decay의 깊이와 폭

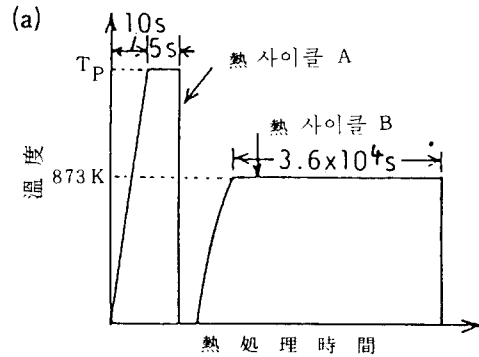
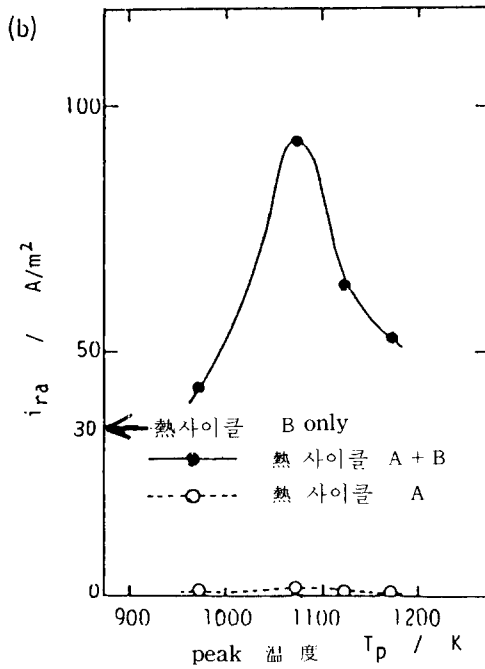


그림 6. 예민화에 미치는 peak cycle의 온도의 영향 (SUS 304강, EPR 시험)

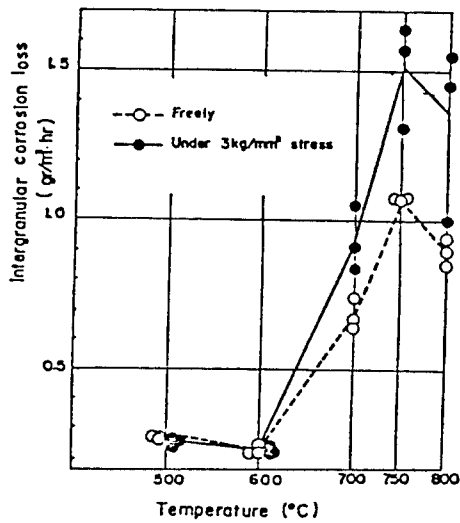


그림 7. 粒界腐蝕에 미치는 가열온도와 응력부가의 영향(SUS 304, 각온도에 30초유지, 65%초산 시험)

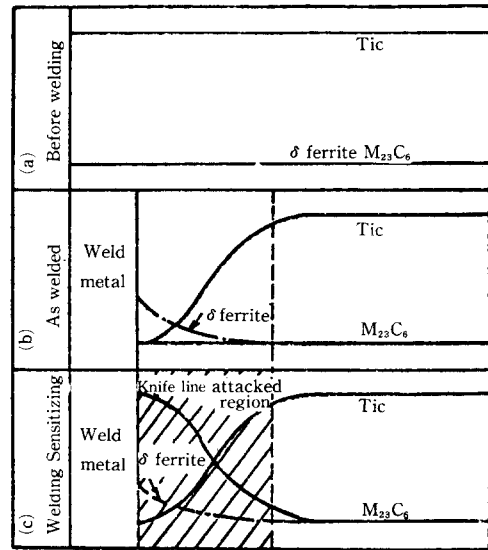


그림 8. SUS 321 스테인레스鋼熔接熱影響部の 安定化消滅과 그후의 熔接銳敏化 또는 熱處理에 의한 銳敏化의 進行

(1) 熔接條件의 選定: 急熱急冷의 熔接法이나 熔接條件을 選定하여 熔接中の  $Cr_{23}C_6$ 의 炭化物析出을 억제한다.

(2) 溶體化熱處理: 熔接後 1050°C에서 열처리한 후 急冷, 熔接中에 析出한  $Cr_{23}C_6$ 炭化物을 分解固溶시킨다.



(3) 材料의 選定: SUS 304L 鋼等低炭素形스테인레스鋼 또는 SUS 32L 鋼이나 SUS 347과 같은 安定化 스테인레스鋼을 使用한다. 安定化熱處理에 의한 TiC (또는 NbC)를 粒內析出시켜 安定化效果를 발휘시킨다. 그러나, 熔接본드부 가까운 熱影響部에서는 熔接中 1100°C이상으로 昇溫, TiC(또는 NbC)가 分解 固溶하여 安定化의 效果를 잃어버린다. 이 때문에 多層熔接時 다음패스의 熱사이클이나 後熱處理等에 의하여 이 본드부 가까운 部分이 銳敏化되어 나이프라인·어택(Knife dine attack)의 原因이 되는일이 있다. 이와같은 위험성이 있는 경우에는 熔接後에 安定化熱處理를 할 必要가 있다.

4. 熔接熱影響部の 低溫銳敏화와 經年劣化

오스테나이트계스테인레스鋼熔接熱影響部에서는 適正한 熔接에 의하여 As-Weld狀態에서는 銳敏化되어 있지않은 熔接이음부에 있어서도 그후 高溫腐蝕環境(예, 原子力發電의 PWR에서는 約 300°C FBR에서는 500°C)에서 使用하면 時間의 경과와 함께 점차 耐蝕성이 低下되어 SCC를 일으킬 危險성이 많다. 이 문제를 低溫銳敏化(Low Temperature Sensitization: LTS)라 하며 最近, 注目視되고 있는 重要한 課題이다.

그림 9<sup>9)</sup>의 빗금친部分은 恒溫熱處理에 의하여 銳敏化를 일으키는 領域이다. 지금, 熱사이클 A 단독 또는 열사이클 B 단독에서는 兩曲線이 빗금친 部分을 가로지르지 않기 때문에 銳敏化를 일으키지 않는다. 그러나 熱사이클 A의 다음, 열사이클 B를 걸고 熱사이클 C에서는 LTS를 일으킨다. 그림 10<sup>9)</sup>에서는 SUS 304鋼 HAZ의 LTS處理前後에 있어 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 炭化物析出量을 나타낸 것으로 炭化物의 尺寸은 커지고 있으

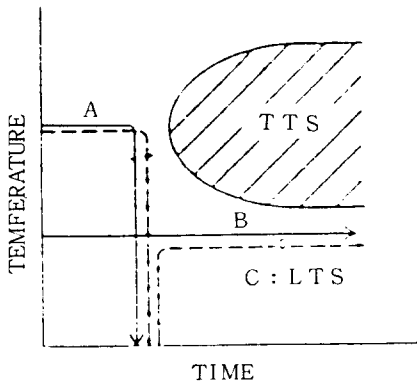


그림 9. LTS(曲線C)와 TTS영역과의 관계

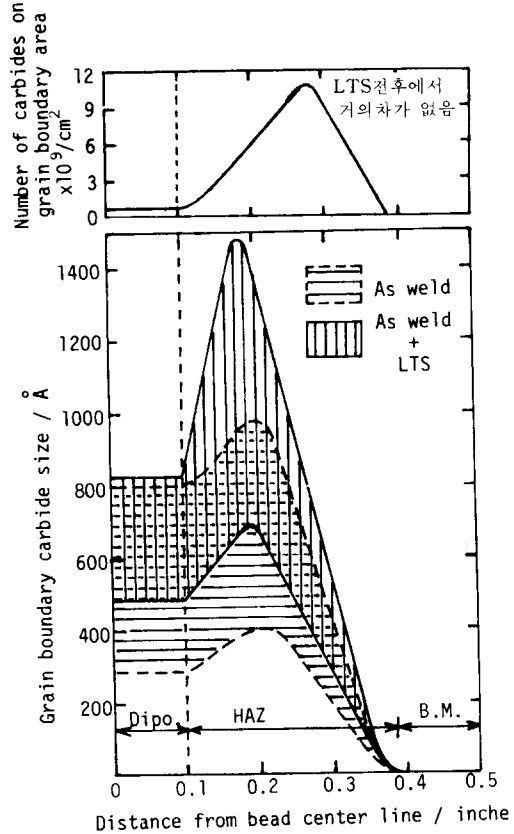


그림 10. 熔接熱影響部の 低溫銳敏化(LTS)에 의한 粒界炭化物의 成長 (LTS: 400°C에서 10日間 熱處理)

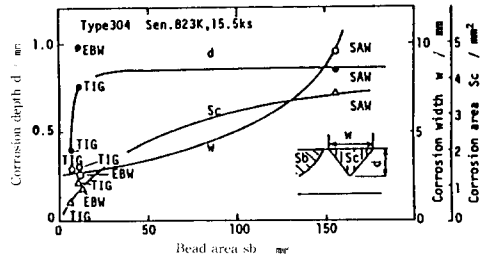


그림 11. 低溫銳敏化熱處理後의 熔接熱影響部の 粒界腐蝕성과 入熱과의 關係

나 그數는 전혀 變化하지 않고있다. 이것은 LTS中에 炭化物은 成長하지만 새로운 炭化物의 核生成은 일어나지 않고 있음을 나타내어 주고 있다. 또 母材部에서는 LTS現象은 전혀 일어나지 않고있다. 이로부터 그림 9의 열사이클 A中에 炭化物의 核의 生成

후속의 열사이클 B중에 成長했다고 생각할 수 있다.

그림 11<sup>10)</sup>은 SUS 304鋼을 各種熔接法으로 熔接한 HAZ의 LTS感受性を 스트라우스(Strauss Test) 試驗에 의한 粒界腐蝕깊이  $d$ 와 幅  $W$  및 단면적  $S_0$ 로서 評價하고 熔接入熱의 代用으로서 비드斷面積  $S_b$ 와 서로 比較하여 나타낸 것이다. 熔接入熱이 작은 HAZ에서는 LTS感受性は 낮다. 그러나 電子빔熔接(EBW)에서는 入熱이 적음에도 불구하고  $d$ 가 대단히

커 LTS에 對해 安全하다고 할 수 없다.

이와같은 HAZ의 LTS現象은 용접후에 溶體化熱處理를 하지 않는한 完全히 防止할 수 없으며 使用中에 劣化가 진행된다. 따라서 經年劣化程度를 예측하여 危險性を 豫知하는 것이 대단히 重要하다. 그림 12<sup>9)</sup>는 LTS의 溫度와 時間관계를 나타내는 特性으로 經年劣化를 평가하는 實驗式의 確立을 가능하게 하여 주고 있다. 나아가 熔接入熱量의 差異에 의해서도 그림 12의 直線이 어떻게 移動하는가에 對해서도 檢討되어야 할 것이다.

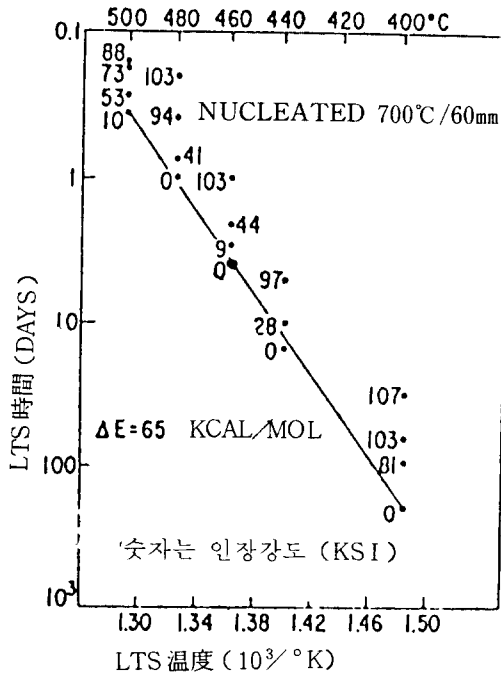


그림 12. AI SI 304 스테인레스鋼의 LTS材의 Strauss Test後의 인장강도

### 5. 熔接金屬의 δ페라이트와 TG·SCC

SUS 308熔接金屬 等에서는 高溫크랙防止 目的으로  $\gamma$ 相에  $\delta$ 페라이트를 數% 함유시키고 있다. 이  $\delta$ 페라이트가 TG·SCC感受性に 影響을 미친다.

그림 13<sup>11)</sup>은 母材와 熔接金屬의 TG·SCC 強度特性을 나타낸 것으로 發生時期는 兩者差異가 없으나 破斷時間은 大差가 보이며 熔接金屬側이 長壽命이다. 即, 母材에 비하여 熔接金屬側이 전과기간이 길다. 이것은 Photo. 6<sup>12)</sup>에 나타낸바와 같이 균열이 페라이트相에 도달하면 거기에서 페라이트相의 溶解가 일어나 잠시동안 進展을 停止한다. 이 溶解反應은 그림 14<sup>13)</sup>에 나타낸바와 같이  $\gamma$ 相과  $\delta$ 相과의 電位差에 기인하는  $\delta$ 相의 電氣化學的 優先溶解에 의한 것이다. 그結果, 그림 15<sup>13)</sup>에 表示한 바와 같이 크랙은  $\delta$ 相을 폭넓게 溶解하면서 貫通하거나  $\gamma$ - $\delta$ 境界를 따라

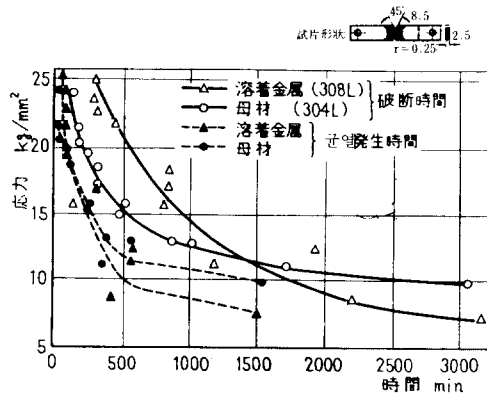


그림 13. 42% MgCl<sub>2</sub> 비등수에 의한 SCC

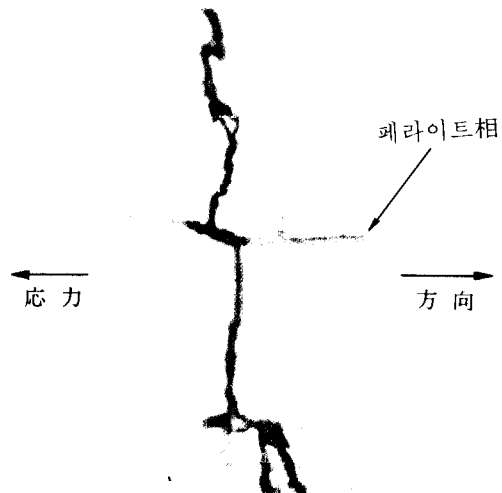


Photo. 6. 페라이트에 의한 균열의 停滯

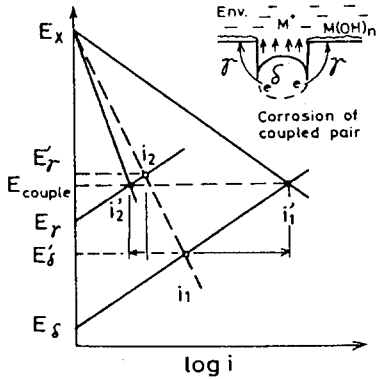


그림 14. Schematic illustration of galvanic corrosion of  $\delta$  ferrite and austenite coupled pair and their polarization

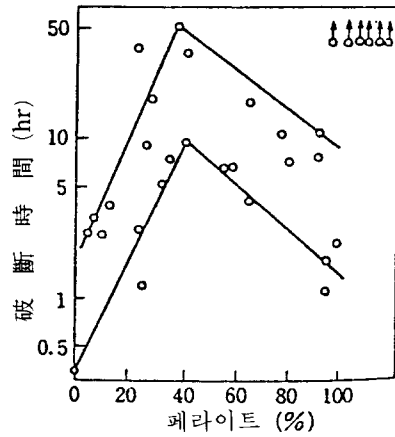


그림 16. SCC과단시간에 미치는 오오스테나이트중의 페라이트양의 영향 (부가응력 : 25kg/mm<sup>2</sup>, 42% MgCl<sub>2</sub> 비등수 용액)

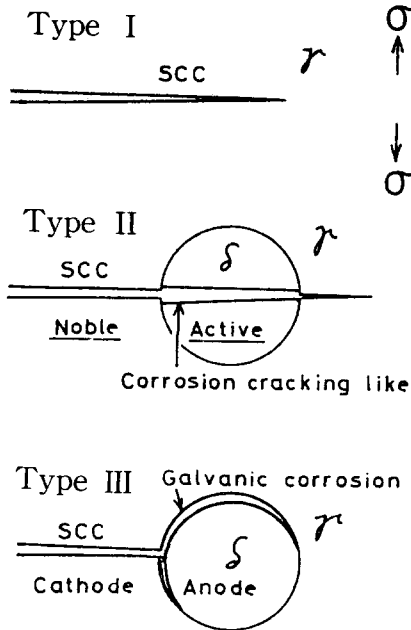


그림 15. Schematic illustration of typical SCC propagation in duplex stainless steel weld metal

$\delta$ 相을 우회하여 進展한다.

이와같은 페라이트相의 SCC 進展阻止效果를 Keying Effect라 부르고 있는데 그림 16<sup>14)</sup>에 나타낸 바와 같이 페라이트相이 40%까지는 페라이트相의 量이 增加할수록 이 效果가 나타나 TG·SCC의 발생을 어렵게 한다. 그러나 페라이트相이 40%이상이면 逆으로 균열이 발생이 용이해진다.

페라이트의 이와같은 效果를 應用한 스테인레스鋼으로서  $\gamma$ - $\alpha$ 2相스테인레스鋼이 있다. 2相스테인레스鋼은 주로 耐孔蝕性스테인레스鋼으로 쓰이고 있지만 耐 TG·SCC鋼으로서도 抵抗性を 나타내고 있다. 이러한 스테인레스鋼에 여러 종류가 있는데 一例로서 SUS 329 J1鋼 (C; 0.016, Ni; 4~5, Cr; 24~25, Mo; 2~3%)의 金屬組織을 Photo. 7<sup>15)</sup>에 나타낸다. 이鋼은 페라이트( $\alpha$ )가 約 80%를 占하여 그림에서 보여주는 바와같이 壓延에 의해  $\gamma$ 相이 層狀으로 分布한다. 이 때문에 SCC에 對한 抵抗性도 A, B, C의 方向으로 그림 17<sup>15)</sup>에 나타낸 바와 같이 크게 달라진다. A方向으로 힘이 負荷될 때 가장 우수한 耐 SCC性を 나타낸다. 이것역시 페라이트의 Keying-effect에 의한 것으로 Photo. 8<sup>15)</sup>에 나타낸바와 같이 鋼의 壓延方向으로 균열이 進展하는 경우에는 層狀組織에 부딪혀 균열이 分岐를 하기 때문에 進展속도가 低下한다.

2相스테인레스鋼의 熔接熱影響部에서는 熔接熱사이클中에  $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態가 일어나 페라이트量이 增加한다.

Rolling direction

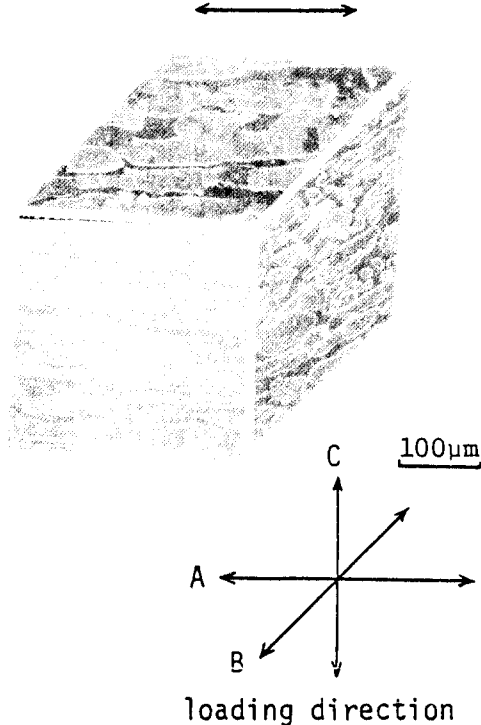


Photo. 7. Structure of SUS 329 J1 stainless steel and loading direction

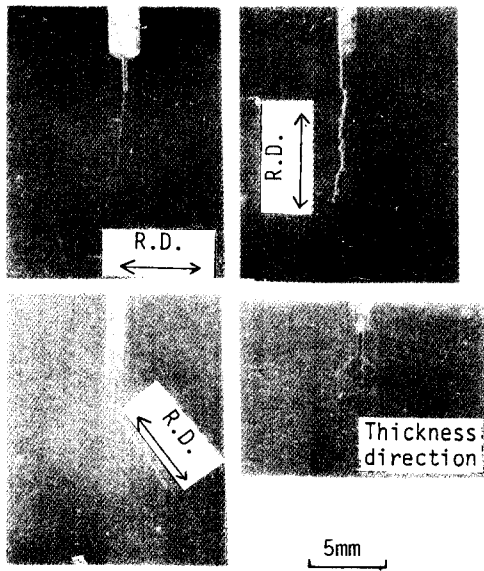


Photo. 8. Relation between rolling direction and crack growth direction

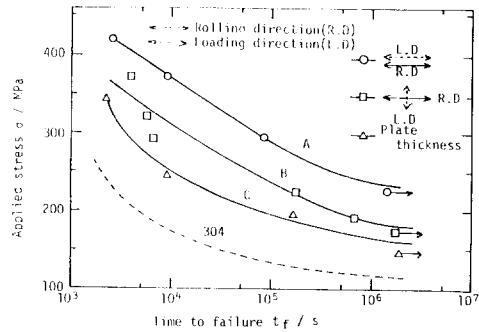


그림 17. Relation between applied stress and time to failure

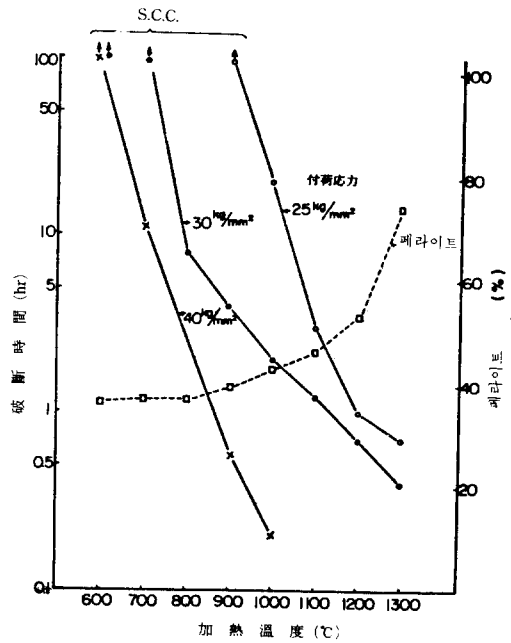


그림 18. 21Cr-5Ni 2相鋼의 SCC에 대한 가열온도의 영향(비등 42%, MgCl<sub>2</sub> 용액)

그 결과, 母材와 同等한 性能을 發揮한다. 그림 18<sup>16)</sup>은 21Cr-5Ni 2相 스테인레스鋼을 HAZ各部の 溫度에 해당하는 溫度에서 열처리한 경우의 페라이트량과 TG·SCC感受性を 나타낸다. 加 熱 溫 度가 900°C 以上 高 溫이 될 경우 페라이트량이 增 大하며 그 결과 SCC感受성이 높게 된다. 이것은 2相 스테인레스鋼熔接部の 問題點이다.

6. 熔接殘留應力과 應力腐蝕균열

表 2<sup>17)</sup>은 2相스테인레스鋼製裝置의 應力腐蝕균열 事故 113件的 原因이었던 應力의 種別에 對한 調査 結果이다. 加工에 의해 發生한 殘留應力과 熔接에 의해 發生한 殘留應力이 原因이었던 事故는 합하여 約 80%에 도달하고 있어 잔류응력이 SCC에 對한 要 因임을 알 수 있다.

SCC에는 各種의 形態가 있으나 그림 19<sup>18)</sup>에 나타 낸바와 같이 A群에 속하는 것은(SCC의 發生限界應力:  $\sigma_{th}/(\text{降伏點: } \sigma_Y) \approx 1$ 의 關係가 있다. 이것은 SCC의 發生이 降伏現象에 의해 支配되고 있음을 示唆하여 주고 있다. 한편, 熔接殘留應力( $\sigma_r$ )은 降伏點이 그보다 약간 높은 값을 갖는다는 것이 熱彈塑性學的으로 解明되어 있다.<sup>19)</sup> 따라서 熔接部에서는  $\sigma_{th} \leq \sigma_r$ 이 되며 SCC를 일으키는데 必要한 殘留應力이 常存한다. 따라서 應力의 觀點에서 SCC를 防止하기 위한 對策으로서는 熔接잔류응력을 완화하기 위한 方法에 對하여 PWHT, 內壓過變形法, 管内面의 水冷熔接<sup>20)</sup> 등을 適用하지 않으면 안된다.

腐蝕環境과 接하는 板表面에서는 잔류응력은 2次

표 2. 스테인레스강장치의 SCC원인 (응력구분별전수: 橫田)

응력의 종류	건 수	비율(%)
가공잔류 응력	55	48.7
용접잔류 응력(라이닝시공도 포함)	35	31.0
조업시의 열응력	17	15.0
조업시의 작동응력	4	3.5
기기취부시의 구속에 의한 잔류 응력	2	1.5
합	계	113 100.0

元分布를 하고 있다.  $\sigma_{th}$ 가 降伏現象으로 支配되기 때문에 2次元應力場의  $\sigma_{th}$ 는 그림 20<sup>21)</sup>에 나타낸 바와 같이 變形에너지說(미제스의 항복조건)에 기인하는 相當應力  $\sigma_{eq}$ 가 單軸引張의  $\sigma_{th}$ 를 일으키는 조건에서 일어난다.

$$\sigma_{eq} = \sigma_{th}$$

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot [(\sigma_x - \sigma_Y)^2 + (\sigma_Y - \sigma_Z)^2 + (\sigma_Z - \sigma_x)^2 + \sigma(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)]^{1/2}$$

Photo. 9<sup>22)</sup>는 丸棒에 一定한 비틀림 모멘트를 加하여 SCC試驗을 行한것의 表面균열인데 最大主應力

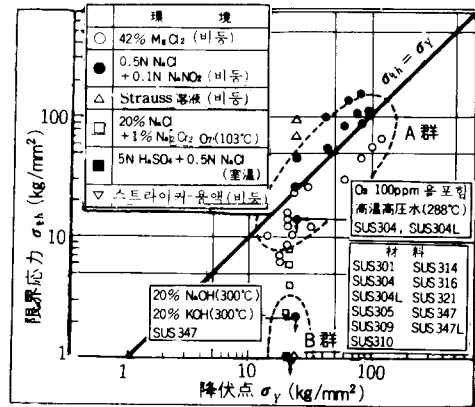


그림 19. SCC의 Type와  $\sigma_{th}-\sigma_y$  특성

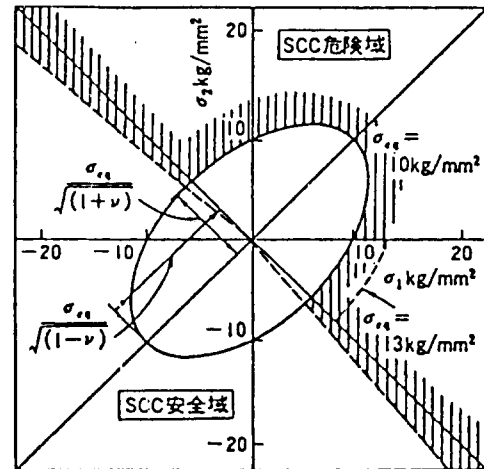


그림 20. 主應力座標로 나타낸 잔류응력을 가진 용접부재의 SCC 안전역과 위험역



Photo. 9. 丸棒의 正하중 단순비틀림에 있어서의 최대주응력 방향과 균열방향과의 관계 (SUS 304 스테인레스강, 42% MgCl<sub>2</sub>비등 수용액중)

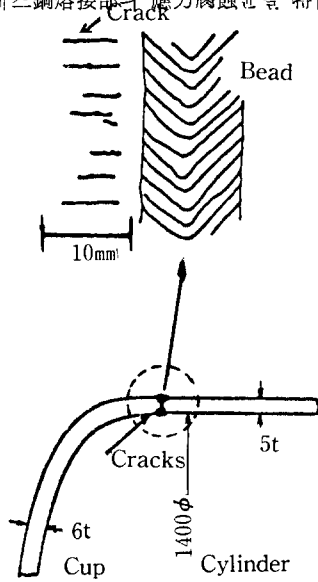


그림 21. SUS 304鋼製容器的 胴과 鏡과의 溶接部の SCC事故

에 直交하는 方向으로 進전한다. 溶接殘留應力에 의한 균열진전방향도 마찬가지로 같은 最大主應力에 直交하는 方向이다.

SUS鋼製容器的 胴과 鏡의 溶接部에서는 그림 21<sup>23)</sup>에 나타낸 바와같이 鏡側의 HAZ에만 SCC크랙이 발생함을 가꿈 볼 수 있는데 이것은 整形時에 胴에 비해 鏡이 強한 加工을 받기 때문에 硬化하여 降伏點이

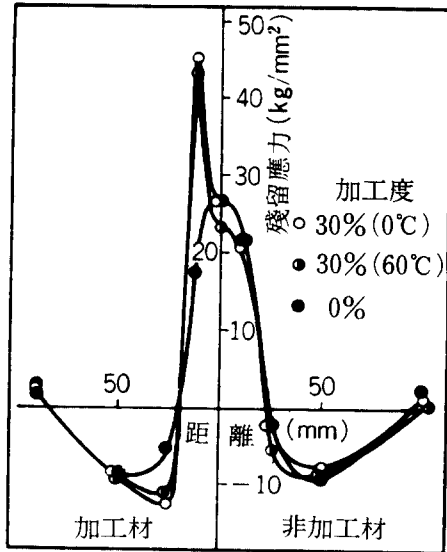


Photo. 10. 304 鋼溶接板의 42% MgCl<sub>2</sub>비등수 중에서의 SCC

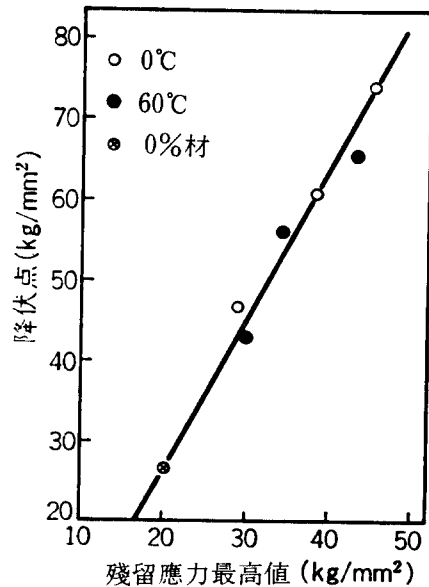
上昇한다. 이와같은 鏡과 그렇지 않은 胴과를 溶接하면 鏡側 HAZ의 殘留應力이 높아져 SCC를 일으키게 된다.

이러한 現象을 확인하기 위하여 그림 22<sup>24)</sup>는 冷間引張加工한 板材와 引張加工하지 않는 非加工材를 맞대기 溶接하여 溶接線方向의 殘留應力 分布를 調査한 것이다. 加工材側의 HAZ에 最高引張應力이 존재하여 그 값은 (b)도에 나타낸바와 같이 그 位置의 降伏點과 比例關係에 있다. 이와같은 殘留應力 分布를 하고 있는 板을 腐蝕液에 浸漬하면 Photo.10<sup>24)</sup>에 나타낸 바와 같이 殘留應力이 높은 加工材側의 HAZ만이 SCC를 發生한다.

冷間加工과 같이 板이 硬化하는 製造프로세스後의 溶接에 있어서는 殘留應力에 대하여 特別한 主意가 必要하다.



(a) 잔류응력 분포



(b) 잔류응력과 항복점과의 관계

그림 22. SUS 304 스테인레스강과 그 加工材와의 맞대기 용접판의 잔류응력 분포

## 7. 結 言

應力腐蝕균열의 研究은 1886년에 W. C. Robert<sup>25)</sup>가 FeCl<sub>3</sub>溶液中에서 Au—Cu—Ag合金의 균열現象을 밝힌이래 오늘까지 끊임없이 연구가 계속되고 있다. 그사이, 世界 一次大戰中の 藥劑 SCC과손사고를 비롯, 原子力發電플랜트 등에서 많은 事故를 발생하고 있어 오랜時間을 경과한 오늘에 와서도 아직 未解決된 部分이 많다. 특히 이러한 사고는 熔接部에서 發生하는 확률이 大端히 높다. 이러한 事故를 줄여가기 위하여 보다많은 熔接關係의 研究者가 應力腐蝕균열의 問題에 깊은 관심을 갖기를 希望한다.

## 참 고 문 헌

1. 化學工學協會, 化學裝置材料委員會, 化學工業, 48(1984), 3, p. 158~199.
2. 藤田衛, 山本勝美, 스텐스의 鋼溶接部の 代表的 腐食事例について 溶接學會論文集, Vol. 3, No. 1, (1985), p. 218~223.
3. 向井喜彦, 村田雅人, 高温水中における SUS 304 鋼의 應力腐食割れ에 關する 基礎的 研究 材料, Vol. 34, No. 381, (1985), p. 697~702.
4. 向井喜彦, 小林利吉, 今榮圓芳, 櫻井辰三, SUS 304 스텐스 鋼의 各種 溶接法에 による 溶接 繼手의 耐食性 及 殘留 應力 分布의 比較, 溶接技術, (1978, 11月號), p. 75~82.
5. 兵崎正信, 池原實雄, 스텐스 鋼의 웨일드 디케이의 評價方法에 關하여의 提案, 溶接學會誌, Vol. 45, No. 4(1976), p. 281.
6. 向井喜彦, 村田雅人, 玉置尚弘, 風岡博己, 高温水中における SUS304 銳敏化 鋼의 SCC 感受性 及 其에 關하여의 溶接 再現 熱 사이클의 影響, 溶接學會論文集, Vol. 3, No. 2, (1985), p. 422~428.
7. 上崎孝一, 紅露孝哉, 稻田貞役, 益本功, SUS 304 스텐스 鋼의 耐食性에 關하여의 熱 사이클 及 應力의 影響, 溶接學會全國 大會講演概要, 第 36集, (1985, 4月), p. 42~43.
8. 井川博, 新成夫, 中尾嘉邦, 他, 溶接學會誌 Vol. 44, No. 10, (1975), p. 826~833.
9. M. J. Povich and P. Rao: Low Temperature Sensitization of Welded Type 304 Stainless Steel, Corrosion—NACE, Vol. 34(1978), p. 269~275.
10. 向井喜彦, 村田雅人, 中島和彦, 各種 溶接 熱 影響部에 關하여의 低溫 銳敏化 特性(第1報), 溶接學會全國 大會講演概要集, 第36集, (1985年4月), p. 42~43.
11. 渡邊正紀, 向井喜彦, 横山博臣, 岡義宣, 오스테나이트系 不銹鋼의 應力腐食割れ에 關する 研究(第2報), 溶接學會誌, Vol. 33, No. 10(1964), p. 908~917.
12. 向井喜彦, 金屬材料의 應力腐食割れ(11), 발카어 리뷰어(日本 발카어 工業株式會社發行), Vol. 16, No. 2, (1972) p. 12.
13. 向井喜彦, 村田雅人, 溶接 金屬部에 關하여의 應力腐食割れ 感受性에 關하여의 δ페라이트의 影響, 溶接學會誌, Vol. 50, No. 1(1981), p. 53~60.
14. 水野, 鈴木, 金屬學會會報, Vol. 8, (1969), p. 718.
15. 向井喜彦, 村田雅人, 高濃度 鹽化物 溶液中에 關하여의 二相 스텐스 鋼 及 其의 溶接 繼手部의 應力腐食割れ 特性, 二相 스텐스 鋼 及 其의 溶接 繼手의 環境 強度 評價(第1報), 溶接學會論文集, 投稿中.
16. M. Watanabe, T. Suzuki, G. Shinoda, Proc. of 6th Int. Conf. on X-ray optics and microanalysis(1972), p. 713~717.
17. 日本冶金工業, NAS 鋼技術資料, No. III-12-2B, p. 164.
18. 向井喜彦, 村田雅人, 오스테나이트系 스텐스 鋼의 應力腐食割れ 機構에 對하여의 破面 解析的 檢討, 溶接學會誌, Vol. 47, No. 8(1978), p. 488~493.
19. 佐藤邦彦, 松井繁朋, 町田隆, 高張力 鋼溶接部에 關하여의 熱 應力 發生 過程 及 殘留 應力, 溶接學會誌, Vol. 35, No. 9, (1966), p. 780~789.
20. 佐々良一, 桐原誠信, 今井勝之, SUS 304 鋼管 溶接部의 殘留 應力 及 其의 銳敏化 輕減, 溶接學會全國 大會講演概要集, 第19集, 1976年 10月, p. 228~229.
21. 白井正博, 篠原考順, 竹本幹男, 溶接後 水冷法에 による 오스테나이트系 스텐스 鋼의 應力腐食割れの 防止, 一應力腐食割れ에 關하여의 溶接 殘留 二軸 應力의 評價法一, 防食技術, Vol. 32 (1983), p. 83~90.
22. 向井喜彦, 金屬材料의 應力腐食割れ(9), 발카어 리뷰어, (日本 발카어 工業株式會社發行), Vol. 15, No. 9, (1971), p. 15.
23. 松尾光恭, 他, 溶接學會, 北陸支部 學術講演會豫稿集.
24. 渡邊正紀, 向井喜彦, 松尾光恭, 他, SUS 304의

溶接熱影響部に部おけるSCC 特性におよぼす冷間加工の影響, 溶接學會全國大會講演概要, 第21集(1977年, 10月), p.170~171.

25. W. C. Robert, Proc. Roy. Inst., 11, (1884~1886), p.395.

### 《용접용어 해설》

**노치효과** : 노치가 존재 함으로서 재료의 강도나 연성 등이 變化하는 현상, 예를 들면 연강 인장시험편에서 노치가 없는 평활시험편이면 연성파괴를 나타내나 노치 시험편일 경우 연성이 없어지는 경우가 있다. 이것은 연성에 미치는 노치효과 때문이다. 노치는 높은 응력 또는 변형률 집중을 일으킬 가능성이 있는 기하학적 형상이며 재료의 피로강도에도 영향을 미친다.

圓周방향으로 V형의 노치가 존재하는 둥그러운 棒을 인장하면 노치底部에 응력集中이 일어나고 노치底部의 최대응력  $\sigma_{max}$ 는 斷面の 평균응력  $\sigma_n$ 보다 크다. 응력集中의 정도는  $\alpha = \sigma_{max} / \sigma_n$ 으로 나타내며,  $\alpha$ 를 形狀係數(Shape Factor)라고 한다. 응력집중이 존재하면, 공칭응력으로 나타내는 疲勞強度는 응력집중이 없는 경우의 피로강도에 비교하여 낮아진다. 예를 들면 맞대음 용접이음부(비이드의 보강부 높이를 연삭하지 않은 경우)에 있어서는 토우(Toe)부가 노치로 되어 보강부를 깨끗이 연삭하여 평활하게 한 시험편의 경우보다 낮은 피로강도를 나타낸다. 피로한도도 마찬가지로 저하한다. 이와같이 응력집중의 의해 피로한도가 저하하는 정도를 나타내기 위하여는  $\beta = (\text{평활재의 피로한도}) / (\text{노치재의 피로한도})$ 로 표시되는  $\beta$ 값을 이용하여 이것을 노치계수(Notch Factor)라고 한다.

형상계수  $\alpha$ 와 노치계수  $\beta$ 는 일반적으로 1보다 큰 값이며, 또한  $\beta$ 는  $\alpha$ 보다 일반적으로 작다.  $\alpha$ 값은 형상만에 의해 결정되나  $\beta$ 는 형상과 材料에 따라 변화하며, 탄소강에서는 인장강도가 높을 수록 크게 되어  $\alpha$ 에 가깝게 접근한다. 또한 同一材料, 同一한 기하학적 형상일 때는, 응력집중부의 표면으로 부터 斷面の 内部로 향하여 최대응력의 勾配가 작을 수록  $\beta$ 값은 커진다. 따라서, 相似形에서 크기가 클 수록 노치계수는 크게되고, 피로강도는 低下한다. 언더 컷(Under cut), 기공 용입부족 등의 용접결함도 노치효과를 나타낸다.