

論 文

大韓熔接學會誌
第1卷第2號 1983年12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 1, No. 2, Dec., 1983

스테인레스강 Overlay 용접부의 Disbonding 에 관한 연구(1)

—스테인레스강 오우버레이 용접부의 炭素 移動에 관한 理論的 解析과 그 實驗—

李暎浩* · 尹義博**

Study on the Disbonding of Stainless Steel Overlay Welded Metal (report 1)

—Theoretical Analysis for Carbon Migration in Stainless Steel overlay Welded Metal and Its Experiment—

by

Young Ho Lee*, Eui Pak Yoon**

Abstract

Many pressure vessels for hot H_2/H_2S service are made of 2+Cr-1Mo steel with austenitic stainless steel overlay to combat aggressive corrosion due to hydrogen sulfide. Hydrogen dissolves in to materials during operation, and sometimes gives rise to unfore-seeable damages. Appropriate precautions must, therefore, be taken to avoid the hydrogen induced damages in the design, fabrication and operation stage of such reactor vessels. Recently, hydrogeninduced cracking(or Disbonding) was found at the interface between base metal and stainless weld overlay of a desulfurizing reactor.

Since the stainless steel overlay weld metal is subjected to thermal and internal-pressure loads in reactor operation, it is desirable for the overlay weld metal to have high strength and ductility from the stand point of structural safety. In section III of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Post-Weld Heat Treatment(PWHT) of more than one hour per inch at over $1100^\circ F(593^\circ C)$ is required for the weld joints of low alloy pressure vessel steels. This heat treatment to relieve residual stresses in the welded joint during construction of the pressure vessel is considered to cause sensitization of the overlay weld metal.

The present study was carried out to make clear the diffusion of carbon migration by PWHT in dissimilar metal welded joint. The main conclusions reached from this study are as follows:

- 1) The theoretical analysis for diffusion of carbon in stainless steel overlay weld metal does not agree with Fick's 2nd law but the general law of molecular diffusion phenomenon by thermodynamic chemical potential.
- 2) In the stainless steel overlay welded joint, the PWHT at $720^\circ C$ for 10 hours causes a diffusion of carbon atoms from ferritic steel into austenitic steel according to the theoretical analysis for carbon migration and its experiment.
- 3) In case of PWHT at $720^\circ C$ for 10 hours, the micro-hardness of stainless steel weld metal in

* 忠南大學校 工大, 正회원

** 漢陽大學校 工大, 正회원

bonded zone increase very highly in the carburized layer with remarkable hardening than that of weld metal

1. 序 論

高溫 高壓下에서 使用되고 있는 壓力容器는, 주로 ASME Sec. III 또는 Sec. VIII Div. 2에 따라서 設計製作되고 있으며 石油精製, 化學 및 原子力 關係 等에 많이 使用되고 있다. 이들 壓力 容器類의 使用 中에 發生하는 問題點에 對해서는 점차 解決되고 있으며 性能이 뛰어나고 安全性이 높은 용기가 製作 供給되기에 이르렀다.¹⁾

그러나 이들 플랜트에 있어서의 프로세스는 高溫高壓하의 경향으로 가고 있으며 또한 그 裝置도 大型化되기 때문에 容器 材料는 보다 苛酷한 條件 하에서 使用되도록 要求되고 있다. 특히 石油精製, 암모니아 및 메탄올 工業에서는 高溫 高壓의 水素環境에서 使用되고 있어 容器材料의 選定 및 製作에 對해서는 물론, 운전 條件의 kontrol에 對해서도 細心한 注意를 必要로 한다.

이와 같은 壓力 容器材로서는 低合金鋼(2¼Cr-1Mo)이 주로 使用되고 있는데 이들 容器의 內面에는 오오스테나이트系 스테인레스 鋼을 오우버레이 溶接하는 경우가 많다. 이 오우버레이 溶接部는 溶接後 상당히 長時間에 걸쳐 후열처리(PWHT: Post Weld Heat Treatment)를 실시하도록 規定되어 있으며²⁾ 製造工程에 있어서 50 시간에 걸쳐 경우도 있다. 이와 같은 熱處理는 低合金鋼 溶接 이음부의 殘留應力 除去 및 調質化를 위하여 實施하는 것으로서 스테인레스 鋼 오우버레이 溶接部에 對해서 실시하는 것이 아니다. 이 때문에 스테인레스 鋼 오우버레이 溶接部는 靚敏化 處理를 實施한 結果가 되어 오우버레이 溶接金屬의 性能低下를 가져오기 때문에 오우버레이 溶接部의 熱履歷을 받은 후의 용접부 性能을 檢査하는 것은 대단히 重要한 일이다.

最近, 고온 고압의 H₂-H₂S 環境에서 使用되고 있는 스테인레스 鋼 오우버레이 溶接 金屬部에 水素의 原因으로 보이는 一種의 水素誘起 균열(hydrogen induced cracking or disbonding)이 發生되고 있다는 報告³⁻⁵⁾가 나오고 있어 壓力容器的 製造 및 運轉에 있어서 構造物의 安全상 커다란 문제가 되고 있다.

본 研究는 이러한 觀點에서 壓力容器 製造時에 있어서의 異種金屬 오우버레이 溶接部의 健全성을 確保하는 要因의 하나로 사료되는 溶接 後熱處理에 着眼하여 오우버레이 溶接部의 組織 및 性能에 미치는 溶接 後熱處

理의 影響을 詳細하게 檢査하고 이 PWHT와 溶接部의 水素 분위기 접촉에 의한 水素脆化 크랙에 關하여 溶接冶金學의 考察을 通하여 총괄 檢査하였다.

溶接部에서의 物質移動은 基本現象의 하나로서 施工上 重要한 문제를 수반한다. 오우버레이 溶接部의 PWHT時의 炭化物 形成에 의한 硬化의 문제라던지 高張力鋼 溶接部의 擴散에 의한 지연균열(delayed crack) 등의 문제이다.

이와 같은 異材 溶接部가 製品으로서 實際 使用되는 경우에 相當히 높은 溫度에서 使用되는 경우가 많다. 이 때의 溫度는 製作時의 加熱 溫度에 비해 일반적으로 낮으나 대단히 長時間 사용된다. 이 때, 가장 뚜렷이 나타나는 現象이 炭素의 移動이다. 일반적으로 페라이트系 鋼側의 炭素가 오오스테나이트系 鋼側에 移動하여 페라이트 鋼側에서는 脫炭이 일어나 페라이트 鋼側의 機械의 性質에 變化를 가져온다.⁶⁾ 또 한편으로 스테인레스 鋼側(오오스테나이트系)에서는 炭化物이 析出하여 이것이 表面까지 미치면 그 耐蝕성을 減少시킨다. 따라서 PWHT와 炭素의 移動 狀況을 把握하는 것은 오우버레이 鋼의 사용상 대단히 重要한 문제이다.

熱處理 條件과 炭素移動의 問題에 對해서는 從來부터 實驗이 實施되어 오고 있으나⁶⁻⁹⁾ 페라이트 鋼인 2¼Cr-1Mo 鋼과 오오스테나이트系인 스테인레스 鋼에 關한 資料는 별로 찾아보기 힘들며 또한, 結果의 相互間의 差 때문에 信賴性의 面에서도 問題가 되고 있다. 지금까지 物質擴散 非定常問題는 Fick의 第2法則을 利用하여 解析하는 경우가 많았다. 확실히 Fick의 第2法則은 熱傳導 方程式과 같은 冪으로서 여러 條件下에 그 解가 얻어지고 있기 때문에 대단히 유용했다. 그러나 物質 移動에 있어 Fick의 法則은 擴散하는 物質의 活量이 變化하지 않는다고 하는 特殊한 경우에만 成立하기 때문에 一般式은 아니다. 物質擴散은 濃度勾配에 의해서 이루어지는 것이 아니고 化學 포텐셜 勾配에 의해서 일어난다.

本考에서는 오오스테나이트와 페라이트가 접하고 있는 경우의 炭素의 擴散解析을 행하고 아울러 PWHT와 成分의 移動狀況에 對해서 擴散의 基礎式을 利用하여 解析의 檢査를 행한 다음 오우버레이 溶接境界部의 炭素移動에 대한 實驗結果와 比較, PWHT와 炭素의 移動範圍에 關한 一般의 結論을 導出하고 擴散物質의 化學 포텐셜 혹은 活量의 概念과 物質擴散에 있어서의 그들의 重要性을 나타냈다.

2. 物質擴散의 一般則

注目하는 系에 있어 化學反應에 의하여 生成物을 發生하거나 빼앗기지 않는다면 系의 物質平衡은 다음 式으로 나타낸다.

$$\iiint \frac{\partial c}{\partial t} dv + \iint_s \vec{j} \cdot \vec{n} ds = 0 \dots\dots\dots(1)$$

(1)式의 左邊 第1項은 系의 物質 蓄積速度이며 제2項은 系 表面으로부터의 物質의 流入量을 나타낸다. 단, \vec{j} 는 物質流速 벡터이다. Gauss 積分定理를 사용하여 (1)式을 바꾸어 쓰면

$$\iiint_v \left(\frac{\partial c}{\partial t} + \nabla \cdot \vec{j} \right) dv = 0 \dots\dots\dots(2)$$

단, $\nabla = \frac{\partial}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}$

이 된다. 따라서 物質 擴散式은

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\nabla \cdot \vec{j} \dots\dots\dots(3)$$

으로 나타내어진다.

포텐셜 場에서 運動하는 粒子에 作用하는 힘은 포텐셜 勾配이며 物質擴散인 경우에 對應하는 포텐셜은 熱力學的 化學 포텐셜, μ 이기 때문에 擴散의 熱力學的 驅動力 \vec{F} 는 (4)式과 같이 表示된다.

$$\vec{F} = -\Delta\mu \dots\dots\dots(4)$$

\vec{F} 와 物質의 擴散速度 \vec{V} 와의 關係는 式 (5)로 나타낸다.

$$\vec{V} = B\vec{F} \dots\dots\dots(5)$$

여기서 B 는 移動度(mobility)이다. 또한 B 는

$$B = D/RT \dots\dots\dots(6)$$

로서 D 는 稀薄 固溶體에서의 擴散係數이며 R 은 氣定數 T 는 絶對溫度이다.

物質流速은 單位 體積當의 物質의 數와 物質 擴散速度의 積으로 나타내어지기 때문에 (4), (5), (6) 式을 使用하여 (7)式으로 나타내어진다.

$$\vec{j} = C\vec{V} = BFC = -\frac{Dc}{RT} \nabla \mu \dots\dots\dots(7)$$

物質流速으로 表示된 擴散 方程式 (3)을 化學 포텐셜로 表示하면 (7)式을 利用하여 (8)式 처럼 나타내어진다.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla \frac{Dc}{RT} \cdot \nabla \mu \dots\dots\dots(8)$$

化學 포텐셜의 定義式은

$$\mu = \mu_0 + RT \ln f_c \dots\dots\dots(9)$$

f : 活量係數,

μ_0 : 純粹狀態($C=0$)에서의 化學 포텐셜이므로

(8)式은 다음과 같이 바꾸어 쓸 수가 있다.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla D \left(1 + C \frac{\nabla \ln f}{\nabla C} \right) \cdot \nabla \cdot C \dots\dots\dots(10)$$

(10)式이 一般的인 物質擴散 方程式이다. 擴散媒質이 均一하고 擴散物質의 濃度가 稀薄하다면 活量係數 勾配가 없기($\nabla f=0$) 때문에 (10)式은 Fick의 第2法則이 된다.

3. 페라이트와 오오스테나이트 共存 狀態에서의 炭素의 擴散

3. 1 炭素의 活量

페라이트와 오오스테나이트의 2相이 共存할 경우의 炭素擴散은 炭素鋼의 A_1 變態點 이상에서의 脫炭 어니 일링 또는 오오스테나이트계 스테인레스 오우버테이 鋼의 PWHT 등에서 實際로 일어나고 있는 現象이다. 이와 같은 2相域에 있어서의 物質擴散은 濃度勾配가 아니고 化學 포텐셜 勾配에 의해서 支配되기 때문에 各 相에 있어서의 擴散物質의 活量을 먼저 알지 않으면 안 된다.

페라이트와 오오스테나이트의 各 相에 있어서의 炭素의 活量은 F_c-C 2元系 平衡狀態圖에서 구해진다. 왜냐하면 平衡狀態는 化學 포텐셜의 平衡으로부터(同一 溫度에서는 活量の 平衡으로부터) 決定되고 있기 때문이다. Fig. 1에 F_c-C 系 平衡狀態圖과 이 圖에 對應하는 725°C에 있어서의 炭素의 活量을 나타낸다.

Fig. 1에서 알 수 있는 바와 같이 725°C인 페라이트 域에서 飽和 溶解度에 있는 炭素濃도와 오오스테나이트 域에서 A_3 變態點에서의 炭素濃도와는 서로 平衡하고 있어 兩者의 活量은 같다.

$$a_c^{\alpha}(S) = a_c^{\gamma}(A_3)$$

단, 여기서 a_c^{α} 와 a_c^{γ} 은 페라이트와 오오스테나이트 域에서의 活量을 나타낸다.

즉,

$$f_c^{\alpha} \cdot C_c^{\alpha}(S) = f_c^{\gamma} \cdot C_c^{\gamma}(A_3) \dots\dots\dots(11)$$

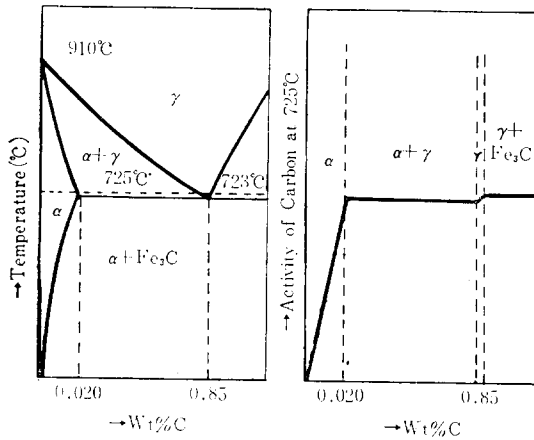


Fig. 1. Equilibrium phase diagram and activity of carbon in Fe-C system.

725°C에 있어서 $C_c^{\alpha}(S) = 0.020\%$ 이며 $C_c^{\gamma}(A_3) = 0.85\%$ 이기 때문에 페라이트와 오오스테나이트에 있어서의 탄소의 활량계수 비는 다음과 같다.

$$f_c^{\alpha} / f_c^{\gamma} = 42.5 \dots\dots\dots(12)$$

이와 같이 상이 변하면 탄소의 활량은 크게 변하기 때문에 페라이트와 오오스테나이트가 공존하는 상태에서 탄소의 확산을 해석하는 경우, (10)식의 활량계수 균형을 무시할 수 없는 것은 당연하다.

탄소의 활량은 상의 차이에 의해서 변화할 뿐만 아니라 탄소농도 그 자체 및 다른 고용 원소의 농도에 의존한다. 확산하는 물질 i 의 활량계수에 미치는 공존 원소 j (i 도 포함)의 영향은 상호작용계수, $e_i^{(j)}$ 로 정의된다.

$$e_i^{(j)} = \partial \log f_i / \partial C_j$$

단, C_j 는 wt. %이다. $e_i^{(j)}$ 가 일정한 경우,

Table 1. Effect of co-existent elements on activity coefficient of Carbon.

Co-existent Elements, j	Auxiliary Coefficient, $e_i^{(j)}$
C	1.79
Ni	0.012
W	-0.003
Mo	-0.009
Ct	-0.024
Nb	-0.060

$$\log f_i = e_i^{(j)} \cdot C_j \dots\dots\dots(13)$$

이다. 탄소의 상호작용계수의 값을 각종 공존 원소에 대해 나타내면 Table 1과 같다.

탄소의 영향은 고체에 있어서의 실험으로부터 얻어진 값이며¹⁰⁾ 다른 원소의 영향은 용액에 있어서의 실험값에 의한 값이다.¹¹⁾ 3 성분계 이상의 상에 대한 영향도 포함한 탄소의 활량계수는 다음 식으로 주어진다.

$$f_c = f_c(\text{相}) \cdot f_c(c) \cdot f_c(Ni) \cdot f_c(Cr) \dots\dots(14)$$

3. 2 오오스테나이트계 스테인레스 오우버레이鋼의 PWHT 때에 있어서의 탄소확산

오오스테나이트계 스테인레스 오우버레이鋼은 2Cr-1Mo鋼(0.14% C, 2.43% Cr-0.98% Mo)인 페라이트鋼을 母材로 하고 309 오오스테나이트계 스테인레스鋼(0.013C, 11.09% Ni-21.1% Cr)을 오우버레이한 경우를 해석한다. 오우버레이 용접後, 760°C×10 hr의 PWHT를 실시한 때의 兩相의 境界附近에서 탄소의 1次元 해석을 하는데, 해석을 용이하게 하기 위하여 오우버레이 용접 전에 탄소의 활량에 영향을 주는 합금 원소(탄소를 포함)의 확산은 일어나지 않았다고 假定한다.

兩相의 境界를 除하고 각 상에서는 Ni, Cr 등의 합금 원소의 농도 균배가 없기 때문에 활량계수 균배는 없으며($\nabla f_c = 0$), PWHT 溫度는 一定(760°C)하기 때문에 확산계수는 定數로 볼 수 있어 fick의 第2法則이 成立된다. 단, 페라이트 상과 오오스테나이트 상에서의 725°C 時의 탄소의 활량계수는 Wert¹²⁾와 Mehl¹³⁾에 의하였다.

$$D_c^{\alpha} = 1.2 \times 10^{-6} \text{cm}^2/\text{sec}(725^\circ\text{C})$$

$$D_c^{\gamma} = 1.8 \times 10^{-8} \text{cm}^2/\text{sec}(725^\circ\text{C}, C = 0.8\%)$$

兩相의 境界에 있어서의 식 (7)의 物質流速 벡터의 定義로부터 化學 勢는 연속이지 않으면 안된다. Fig. 2에 나타낸 座標를 使用하면 境界條件은 다음 식으로 나타내어진다.

$$\mu_c^{\gamma} |_{X_2=0} = \mu_c^{\alpha} |_{X_1=0}$$

$$\text{즉, } f_c^{\gamma} \cdot C_c^{\gamma} |_{X_2=0} = f_c^{\alpha} \cdot C_c^{\alpha} |_{X_1=0} \dots\dots(16)$$

또, 각 상 내에서 뿐만 아니라 境界에 있어서도 物質收支式(fick의 第1法則)을 만족하지 않으면 안된다.

$$-D_c^{\gamma} \cdot \frac{\partial C_c^{\gamma}}{\partial X_2} \Big|_{X_2=0} = D_c^{\alpha} \frac{\partial C_c^{\alpha}}{\partial X_1} \Big|_{X_1=0} \dots\dots(17)$$

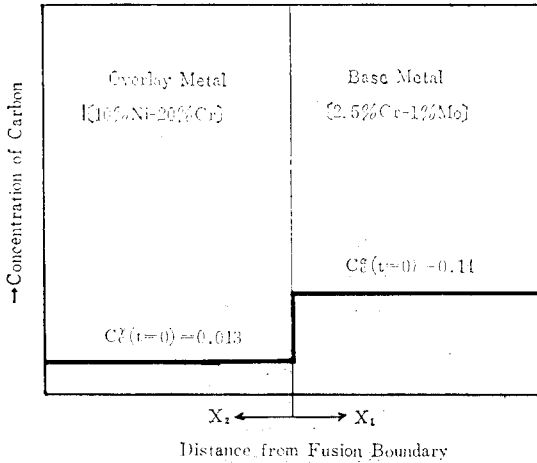


Fig. 2. Initial conditions for Analysis of Carbon diffusion.

결국, 2相擴散 方程式은 다음과 같이 表示된다.

$$\begin{aligned} & \text{r相} \\ \text{微分 方程式: } & \frac{\partial C_c^r}{\partial t} = D_c \frac{\partial^2 C_c^r}{\partial X_1^2} \\ & \alpha \text{相} \\ & \frac{\partial C_c^a}{\partial t} = D_c \frac{\partial^2 C_c^a}{\partial X_2^2} \end{aligned}$$

初期 條件 : $C_c^r(x_2, 0) = C_{r0}$ $C_c^a(x_1, 0) = C_{a0}$
 " I : $C_c^r(\infty, t) = C_{r0}$ $C_c^a(\infty, t) = C_{a0}$
 " II : $f_c^r \cdot C_c^r(0, t) = f_c^a \cdot C_c^a(0, t)$
 境界 條件 III : $-D_c^r \frac{\partial C_c^r(0, t)}{\partial x_2} = D_c^a \cdot \frac{\partial C_c^a(0, t)}{\partial x_1}$

이상의 解析解는 다음과 같이 주어진다.

$$\begin{aligned} C_c^r &= C_{a0} + \frac{(f_c^r/f_c^a) C_{r0} - C_{a0}}{(f_c^r/f_c^a) \sqrt{D_c^r/D_c^a} + 1} \\ & \cdot \operatorname{erfc} \left(\frac{X_1}{2\sqrt{D_c^r \cdot t}} \right) \\ C_c^a &= C_{r0} + \frac{(f_c^a/f_c^r) C_{a0} - C_{r0}}{(f_c^a/f_c^r) \sqrt{D_c^a/D_c^r} + 1} \\ & \cdot \operatorname{erfc} \left(\frac{X_2}{2\sqrt{D_c^a \cdot t}} \right) \dots \dots \dots (18) \end{aligned}$$

여기서, erfc 는 補誤差函數이다.

(18)式의 解로부터 확실하게 알 수 있듯이 2½Cr-1Mo 鋼과 309 스테인레스 鋼의 活量係數 比는 重要한 파라미터이며 각각의 活量係數는 Table 1의 關係로부터 다음과 같이 計算된다.

$$\begin{aligned} 2\frac{1}{2}Cr-1Mo \text{ 鋼: } & f_c^a = f_c^a \cdot f_c^r (2.43\%) \\ & \cdot f_c^{Mo} (0.98\%) = f_c^a \times 0.87 \times 0.98 \\ 309 \text{ 鋼: } & f_c^r = f_c^r \cdot f_c^r (21.1) \cdot f_c^{Ni} (11.09\%) \\ & = f_c^r \times 0.311 \times 1.35 \end{aligned}$$

따라서, 兩 鋼의 活量係數 比는 (12)式을 利用하여 다음과 같이 주어진다.

$$f_c^a/f_c^r = \frac{0.853 f_c^a}{0.420 f_c^r} \cong 86.3 \dots \dots \dots (18)$$

Fe-C 2元素에서 페라이트와 오오스테나이트의 活量係數 比가 42.5였던 것이 이와 같이 增加한 理由는 309 鋼의 Cr 量에 의한 것으로 思料된다.

擴散係數 D 는 溫度에 의하여 變化한다. 一般의 擴散係數 D 는 $D = D_0 e^{-Q/RT}$ 로 나타내며 여기서 D_0 는 振動數因子 (cm^2/sec), Q : 活性化 에너지 ($kcal/mol$), R : 가스 정수 ($kcal/mol$), T : 絕對溫度 (K)를 각각 나타낸다. 相互擴散인 경우, D_c^a/D_c^r (炭素 擴散係數 比)는

$$D_c^a/D_c^r \cong 78.8 \dots \dots \dots (19)$$

이다. (18), (19)를 (18)式에 代입하면 (20) 및 (21)式으로 나타낼 수 있다.

$$C_c^a = 0.14 - 0.13 \operatorname{erfc} \left(\frac{X_1}{2\sqrt{D_c^a \cdot t}} \right) \dots \dots \dots (20)$$

$$C_c^r = 0.013 + 1.13 \operatorname{erfc} \left(\frac{X_2}{2\sqrt{D_c^r \cdot t}} \right) \dots \dots \dots (21)$$

이상의 解析에 의하여 760°C에서 10時間 PWHT를 實施한 경우의 炭素의 濃度分布를 解析解에 따라 플로트한 것이 Fig. 3이다. 熔接境界 附近의 오오스테나이트 相에 있어서 炭素濃도가 높아지고 있으며 그 量에 對應하는 만큼 페라이트 相에서 脱炭이 발생하였음을 나타내고 있다. 이것은 實際, 오오스테나이트계 스테인레스 鋼 오우버레이 熔接部の 兪-힐 확산(up-hill diffusion) 現象¹⁴⁾으로 알려져 있다.

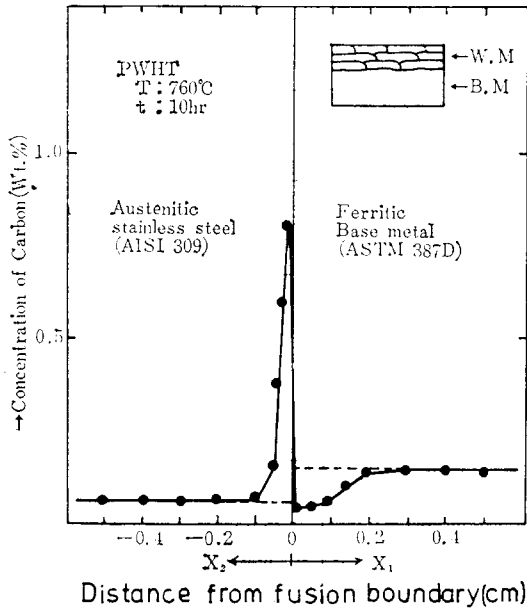


Fig. 3. Distribution of carbon concentration after PWHT (at 760°C × 10 hr).

4. 實驗材料 및 方法

母材는 低合金鋼(2¼Cr-1Mo鋼)을, 熔接材料는 오스테나이트系 스테인레스 鋼(309L)을 使用하였다. 化學組成 및 熔接金屬의 化學組成을 Table 2, 3에 각각 나타낸다.

實驗方法是 母材鋼板(90 t × 410 × 620 mm, 179 kg)에

Table 2. Chemical compositions of materials used.

Materials	Plate Thick Elect. Size (mm)	Chemical Compositions (wt %)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Al
Base Metal 2¼Cr-1Mo	90	0.14	0.04	0.52	0.009	0.012	0.10	2.43	0.06	0.98	—	<0.005
Type 309 Strip	75 × 0.4 t	0.13	0.40	2.00	0.016	0.003	11.09	21.13	0.03	0.01	—	—

Table 3. Chemical compositions of overlaid weld metals.

Materials	Layer	Chemical compositions (wt. %)											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Nb
309L	1	0.041	0.43	1.67	0.17	0.006	9.02	17.44	0.02	0.17	0.05	0.021	0.01
"	2	0.023	0.46	1.83	0.018	0.005	10.50	19.75	0.01	0.04	0.06	0.023	0.01
"	3	0.018	0.42	1.84	0.018	0.005	10.74	20.35	0.01	0.01	0.06	0.020	0.01
2¼Cr-1Mo	B.M	0.16	0.03	0.53	0.007	0.011	0.15	2.45	0.07	1.00	0.01	0.005	0.005

309L type 熔接棒을 3層 오우버레이(10 pass)를 行하였다. 熔接方法是 水平 ESW 法(electro slag welding)을 채용하였다. 擴散을 위한 PWHT 條件은 760°C에서 각각 3, 10 hr의 後熱處理를 實施하였으며, PWHT 終了後 試片을 空冷하였다. 또한 試片의 切削은 Fig. 4와 같이 하였으며, 이어 切削한 試片을 境界面에 수직으로 切斷하고 切斷面을 研磨, 境界面 近傍의 硬度를 測定하였다. 또 一部の 試片에 대해서는 EPMA에 의하여 熔接境界部の 炭素 濃度分析을 實施하였다. 아울러 Cr, Ni 등에 대해서도 元素分析을 行하였다.

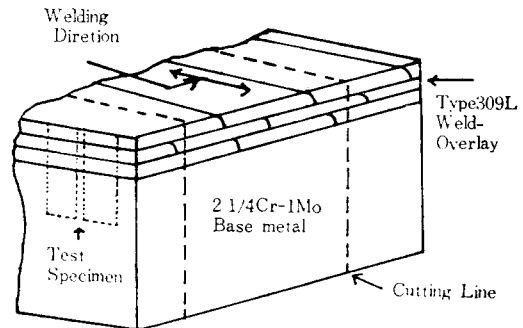
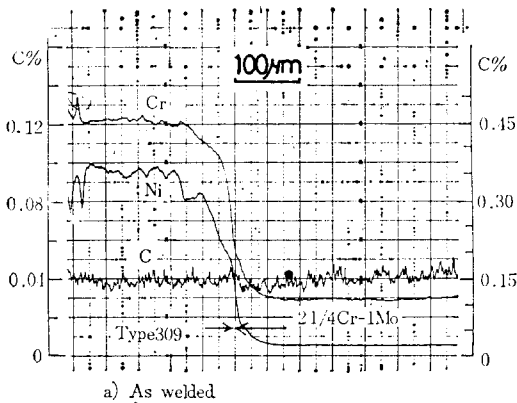


Fig. 4. Location of test specimens used for EPMA and hardness measurement.

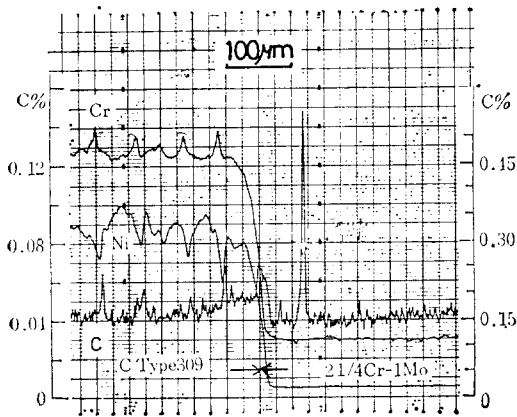
5. 實驗結果 및 考察

5. 1 炭素 濃度分布

EPMA에 의하여 熔接境界部の 線分析 結果를 Fig 5, ~6에 나타낸다. 760°C의 PWHT를 實施한 경우, 熔接한 그대로인 경우에 비하여 PWHT 3 hr인 경우, 炭



a) As welded



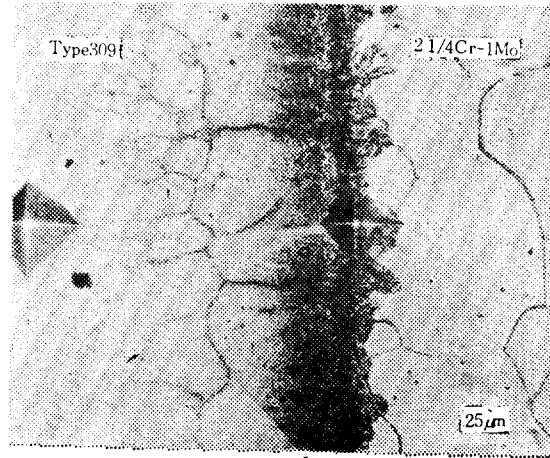
b) PWHT (760°C x 3hr)

Fig. 5. Chemical composition profile measured by EPMA for overlay/base metal interface(As welded, PWHT; 760°C x 3hr).

素는 약간 스테인레스 용접金屬側に 擴散하고 있음을 알 수 있으며 이 때 스테인레스 용접金屬側に 形成된 침탄 폭은 약 100 µm 程度이나 PWHT 시간이 10 hr 인 경우는 Fig. 6에 나타나고 있는 것처럼 浸炭層의 幅도 150 µm에 달하고 있음을 알 수 있고, 특히 용접境界部에서는 C가 현저하게 高濃度化하고 있다. 이는 앞서 해석한 결과와 잘 一致하고 있다. Cr, Ni의 濃度分布에 대해서는 次報에 검토할 예정이다.

5. 2 용접境界부의 硬度分布

Fig. 7에 As-welded와 PWHT 時間이 각각 3, 10 hr 인 경우의 境界部の 硬度分布를 나타내고 있다. As-welded材에 있어서는 용접金屬側에서 硬度가 낮으며 母材側에서 높은 硬度分布를 나타내고 있으나 PHWT



Carbide Layer ↑

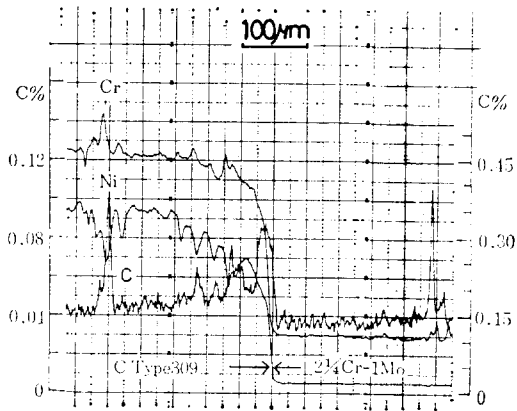


Fig. 6. Micro structure and chemical composition profile measured by EPMA for Overlay/Base metal interface (PWHT; 760°C x 10 hr).

를 實施함에 따라서 母材側の 硬度가 낮아짐과 더불어 오우버레이 용접金屬側, 특히 境界部로부터 100~150 µm 범위에서 硬度가 높아지고 있다. 이와같이 PWHT에 따르는 境界部 근방의 硬度分布의 변화는 X線 마이크로-에너지라이저(micro-analyzer)에 의한 炭素의 線分析에 의해 검증된 母材 中の 炭素가 오우버레이 용접金屬側に 侵入하여 일어나는 現象을 잘 뒷받침해 주고 있다.

6. 結 論

本考에서는 高溫高壓 하의 壓力容器材로 사용되는 低合金鋼(ferrite系)과 스테인레스 鋼(austenite系)이 접

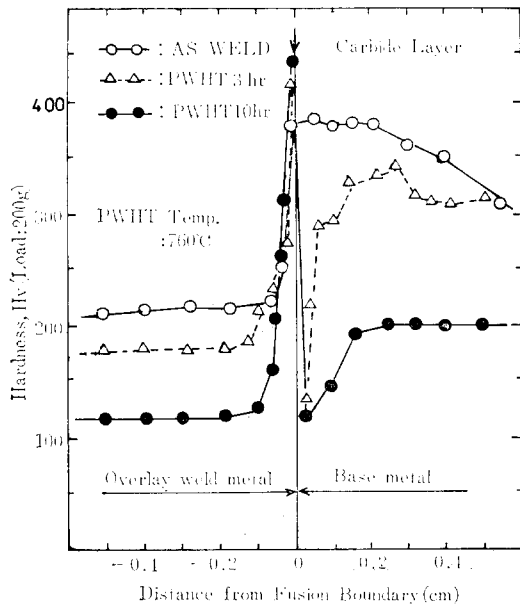


Fig. 7. Micro-hardness profile across overlay /Base metal interface at PWHT temp. (760°C).

하고 있는 경우의 탄소의 확산解析을 행하였다. 동시에 PWHT와 成分의 移動狀況에 擴散의 基礎式을 이용하여 解析的 檢討를 행한 후, 오우버레이 熔接境界部の 炭素移動에 대한 實驗 結果와 比較하였다. 그리하여 PWHT와 炭素의 移動에 관한 일반적 結論을 導出した 結果, 다음과 같은 結論을 얻었다.

1) 오오스테나이트系 스테인레스강 오우버레이 熔接部에 PWHT를 實施한 경우에 發生하는 炭素의 up-hill diffusion 現象을 解析하였다.

2) 오오스테나이트와 페라이트가 共存한 狀態의 炭素의 擴散은 Fick의 第2法則에 따르지 않고, 化學 포텐셜 勾配를 擴散의 驅動力으로 하는 一般적 物質擴散則에 따름을 나타내었다.

3) 2¼Cr-1Mo 鋼에 오오스테나이트系 스테인레스 鋼을 오우버레이 熔接한 경우, PWHT를 實施함에 따라서 용접 境界部에서는 스테인레스 鋼側에 높은 硬度值를 나타내며 母材側에서 낮은 硬度值를 나타낸다.

4) 熔接 境界部の 炭素 濃度를 EPMA에 의해 分析한 結果, 炭素濃度の 理論的 解析値와 잘 對應하고 있으며, 境界部の 硬度分布와도 잘 對應하고 있다.

끝으로 本 研究은 大阪大學 工學部 熔接工學科 向井 研究室에서 實施되었으며 本 研究의 完成까지 始終 貴重한 助言을 해 주신 向井喜彦 教授, 松野博 先生, 村

田雅人 博士, 西村新 博士에게 깊은 感謝를 드리며, 大阪大學 熔接工學科 教授님들께도 아울러 깊은 感謝를 드린다. 또한 實驗用 鋼材의 提供에 全面的 協助를 해 준 日本製鋼(株)의 關係분들에게 깊은 感謝를 드린다.

參考 文 獻

- 1) 佐伯ほか, “最近における壓力容器の設計製作技術” 日本製鋼所技報, No. 38, (1978), p. 5.
- 2) 成田園郎, “溶接後熱處理の動向と内外規格”, 溶接技術, No. 11, (1982), p. 15~19.
- 3) Watanabe, J. and Ohnishi, K., “Factors influencing hydrogen induced disbonding of stainless overlay weld metal of pressure vessels for high temperature hydrogen service”, Presented at ASME/MPC conference, (June 25, 1981), Denver, Colorado.
- 4) 李暎浩, 向井喜彦, “ステンレス鋼肉盛溶接部の組織變化と水素脆化におよぼすPWHTの影響”, 溶接學會全國大會講演概要, 第33集, (1983), p. 96~97.
- 5) 内藤, 渡邊, 大西ほか, “ステンレス鋼オーバーレイを施した壓力容器の水素ぜい化に關する研究(第1報~第3報)”, 壓力技術, Vol. 18, No. 5, (1980), p. 31~55.
- 6) 渡邊 寬, “ステンレスクラッド鋼溶接継手部の機械的性質に關する研究”, 日立製作所技報, (1961), 1, p. 1~262.
- 7) H. Thielsch, “Stainless-steel weld deposits on mild and alloy steels”, *Welding Jour.*, Vol. 31. (1952), p. 37s~64s.
- 8) R. J. Christoffel and R. M. Curran, “Carbon migration in welded joints at elevated temperatures”, *Welding Jour.*, Vol. 35, (1956), p. 457s~468s.
- 9) R. W. Emerson and W. R. Hutchinson, “Welded Joints between Dissimilar metals in Hightemperature Service”, *Welding Jour.*, Vol. 31, (1952), p. 126s-141s.
- 10) R. P. Smith, “Diffusivity of Carbon in by the steady State Method”, *Acta Met.*, Vol. 1, (1953), p. 578~587
- 11) 日本鐵鋼協會編, 鐵鋼便覽, (1961), p. 45.
- 12) C. A. Wert, *Physical Review*, Vol. 79, (1950), p. 601.
- 13) R. F. Mehl, *AIME*, Vol. 188, (1950), p. 533.
- 14) 鈴木 克己, “ステンレス肉盛溶接ボンド部の硬化について”, 溶接學會秋期講演, 第22集, (1972).