研 究 論 文
大 韓 熔 接 學 會 誌
第5卷 第2號 1987年 6月
Journal of the Korean Welding Society
Vol. 5, No. 2, Jun., 1987.

304 스테인레스鋼 熔接部의 應力腐蝕龜裂에 관한 硏究

金 炅 一* · 康 仁 燦**

A Study on Stress Corrosion Cracking of Weld Zone in 304-Stainless Steel

K. I. Kim*, I. C. Kang**

Key Words : Post Weld Heat Treatment(용접 후열처리), Stress Corrosion Cracking(응력부식 균열), Threshold Stress Intensity Factor(경계응력강도계수)

Abstract

The effect of post weld heat treatment (P.W.H.T) on the propagation rate of stress corrosion cracking(S.C.C.) and threshold stress intensity factor ($K_{IS.C.C}$) for stress corrosion cracking of 304 stainless steel has been investigated in boiling 45% $MgCl_2$ solutions with W.O.L. specimens. Specimens were precracked by turning a pair of Cr-Mo steel bolts into a machined slot at the end of the specimen. The fracture surface was examined fractographically by Scanning Electron Microscope(S.E.M.)

1. 緖 論

Austenite系 Stainless鋼의 연구에 대해서는 Hoyt와 Hodge[1]에 의해 1940年부터 시작하여 현재까지 機構의 解明 또는 방지대책의 확립에 많은 연구가 행하여져 왔지만 지금까지 명확한 究明이 되지 않고 있는 실정이다. 공업이 발달하면서 용접기술의 향상과 더불어 각종 plant가 대형화되고 사용 환경도 더욱 가혹하게 됨에 따라 응력부식균열 사고는 증가하고 있다. 이러한 피해를 방지하기 위해서 材料因子와 環境因子를 사용하여 1958年부터 V.G Hines와 A.J Forty[2]에 의해서 電氣化學的인 面에서 많은 硏究發表가 있었으나 본 硏究에서는 近來에 發達한 破壞力學의 函數인 應力擴大係數(Stress intersity factor) K를 적용하여 45% $MgCl_2$ 沸騰 용액분위기에서 Austenite系 Stainless鋼인 SUS 304를 선택하여 열처리에 따른 Crack成長速度 및 $K_{IS.C.C}$를 구하는데 목적이 있다. 아울러 기계적 성질 및 조직의 변화를 관찰하고 또한 應力腐蝕龜裂의 行路와 破斷樣相을 電子顯微鏡으로 검토하였다.

2. 試驗片 및 實驗方法

試驗片은 板두께 10*mm*인 Austenite系 Stainless鋼

* 三星重工業 綜合技術硏究所
** 仁荷大 金屬工學科 敎授

SUS 304로 化學成分 및 機械的 性質은 Table. 1 및 Table. 2와 같다.

Table. 1 Chemical Composition of the Base Metal

C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S
0.06	18	8	1.1	0.5	0.03	0.006

Table. 2 Mechanical properties of the Base Metal

Tensile	Yield	Elongation	Impact
$65kg/mm^2$	$31kg/mm^2$	50%	$7kgm/cm^2$

熔接部의 Design 은 A.W.S.DI. 1-80의 규정에 의하였고 Fig.1과 같이 기계 가공을 한 후 Submerged Arc 熔接을 하였다.

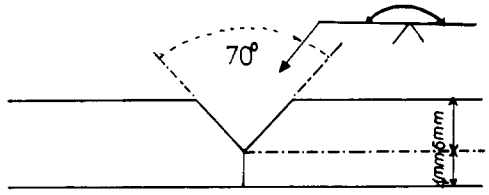


Fig.1 Groove Welded Joint

이때 사용한 熔接棒의 化學成分은 Table. 3과 같으며 熔接條件은 Table. 4와 같다. 또한 熱應力때문에 發生하는 熔接龜裂과 精度와 強度를 저하시켜 脆性

Table. 3 Chemical Composition of the Welding Wire

C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S
0.06	19	9	1.90	0.59	0.02	0.007

Table. 4 Welding Condition

Pass	Method	Speed	Wire		A	V
			Name	Size		
1	S.A.W	270 *m/min*	us 308	4.0φ	380	32

破壞를 誘發시키는 熔接 殘留應力을 緩和하여 應力腐蝕龜裂에 미치는 영향을 比較 檢討하기 위해서 응력제거열처리를 Fig.2(a)와 같이 하였으며 또한 입계에 석출한 Cr탄화물을 고용시킬 목적으로 1050°C에서 고용화열처리를 Fig.2(b)와 같이 하였다. 應力腐蝕 雰圍氣는 45% $MgCl_2$溶液을 증류수에 용해한 후

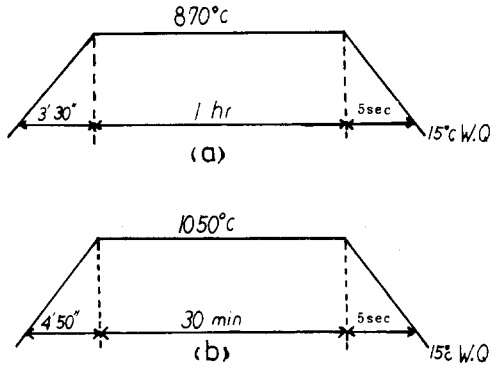


Fig.2 Post Weld Heat Treatment

Hot plate위에서 가열하여 boiling point (154°C)까지 昇溫하여 實驗하였다. PH測定은 HORIBA PH meter를 사용하여 6.8~7.2로 維持하기 위하여 KCl을 소량 첨가하였고 10시간 간격으로 측정하였다. 蒸發에 의한 溶液의 변동은 온도계와 비중계를 사용하여 측정하였으며 24시간마다 溶液을 교환하였다.

잔류응력측정은 J.Mather에 의한 hole drilling 방법을 사용하여 용접선 직각방향으로 측정하였다.

W.O.L. 試驗은 Fig.3과 같이 側溝를 가진 試驗片에서 chevron notch 끝에서 pop-in precrack이 進展

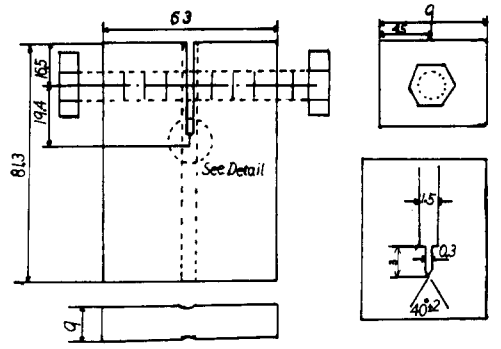


Fig.3 W.O.L Test Specimen (*mm*)

하도록 Torque Wrench를 使用하여 Vice에서 一定하게 荷重을 負荷하여 $MgCl_2$ 溶液에서 Constant Immersion Test를 하였으며 다음 식을 利用[3]하여 荷重을 計算하였으며 Integral Machine에서 나타난 값과 비교하여 보았다.

$$\text{Torque (T)} = d/2 \cdot \frac{W(R+\mu\pi d_2)}{\pi d_2 - \mu R}$$

W : 荷重

d_2 : 나사의 有効徑

R : Pitch

μ : 摩擦係數

龜裂進展의 測定은 1/100mm Scale이 부착된 Traveling Microscope로 荷重 Bolt 中心線에서부터 시작하여 試片兩面에 나타난 Crack-Tip까지의 平均値로 하였고 5시간 간격으로 測定하였다.

K_I값 測定[4]은 龜裂進展에 의한 荷重의 減少를 연속적으로 測定하여 다음식에 의하여 계산하였다.

$$K_I = \frac{Pc_3(a/W)}{\sqrt{BB_N}\sqrt{a}} \qquad P = \frac{E\sqrt{BB_N}\,V}{C_6(a/W)}$$

$$C_3(a/W) = 30.96(a/W) - 195.8(a/W)^2 + 730.6(a/W)^3 - 1186.3\,(a/W)^4 + 754.6(a/W)^5$$

$$C_6(a/W) = exp[3.453 - 8.097(a/W) + 42.314(a/W)^2 - 64.677\,(a/W)^3 + 36.845(a/W)^4]$$

P ; 하중

a ; Crack의 길이

W ; 시험편의 폭

B ; 시험편의 두께

B_N ; 側溝部의 두께

E ; 탄성계수

V ; C.O.D

3. 實驗結果 및 考察

3.1. 組織特性에 對한 K_I 考察

W.O.L 試片을 使用하여 應力腐蝕龜裂을 實驗한 結果 Photo 1~2와 같이 As Weld 狀態에서는 약간의 2次龜裂이 존재하고 進展經路도 直線的은 아니지만 微細하게 屈曲되어 있는 것을 알 수 있다.

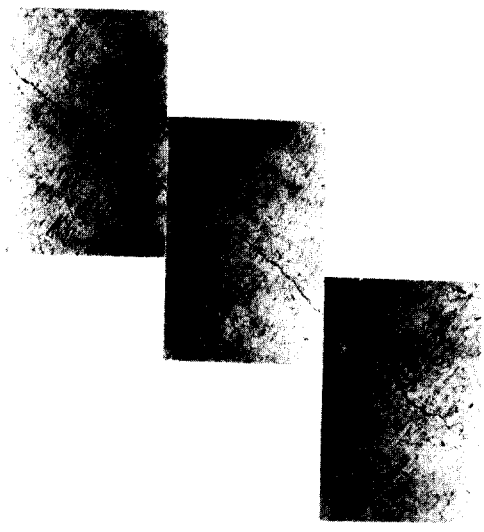


Photo 1. Configuration of the Crack Path 870°C H.A.Z ×200

이것은 S.C.C가 結晶方位의 영향을 強하게 지배받기 때문이라는 Kon, Hisamatsu, Mukai, Murata[5,6]의 연구와 잘 一致된다고 思慮된다. 또 巨視的으로는 熔接部의 S.C.C의 進行方向으로부터 最大主應力에 수직인 방향으로 進展한다고 볼 수 있기 때문에 S.C.C가 開口型(Mode Ⅰ)의 應力에 強하게 의존한다. 그리고 crack의 行路도 intergranular와 transgranular가 混合하여 있는 것을 나타내고 있다.

3.2. 殘留應力

殘留應力은 Fig.4와 같이 後熱處理에 관계없이 熱影響部에서 가장 높은 값을 나타내고 있다. 이것은

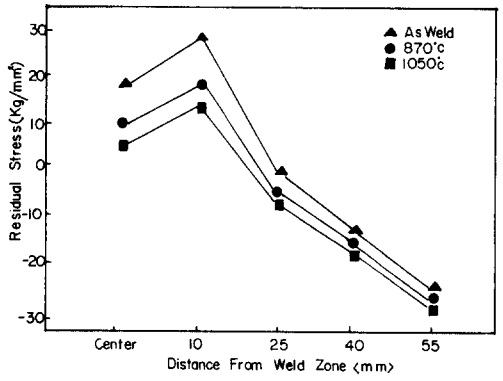
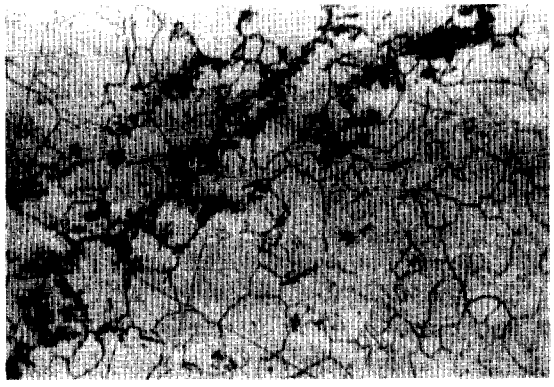


Fig. 4 Residual Stress v.s Distance From Weld Zone

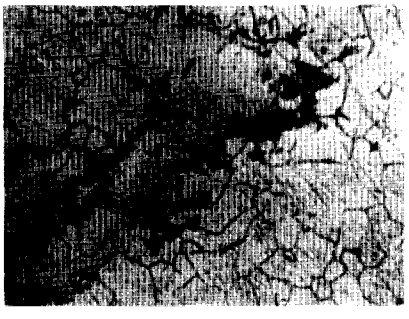
Stainless鋼의 물리적 성질중에서 熱傳導率이 작고 線膨張係數가 큰 성질때문에 발생하는 현상이라고 思慮된다. 또한 後熱處理 溫度가 증가함으로써 가장 높은 값을 나타내는 熱影響部를 기준하였을때 각각 $28kg/mm^2$, $18kg/mm^2$, $13kg/mm^2$의 順으로 감소되었으며 1050°C에서는 약 60%의 감소를 가져왔다. 이러한 現狀으로 因하여 熱處理 溫度가 증가할수록 應力腐蝕龜裂에 있어서 龜裂進展速度는 감소하는 것으로 思慮된다.[8]

3.3. K_I對 龜裂成長速度

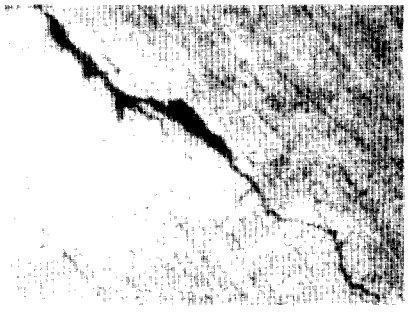
C.O.D를 一定하게 한 W.O.L試片을 사용하여 龜裂進展速度를 측정한 결과 後熱處理(P.W.H.T)의 溫度는 1050°C 固溶化 熱處理를 行한 경우가 다른 어떠한 조건보다도 龜裂進展速度가 低下하는 것을



(a)



(b)



(c)

Photo. 2. Configuration of the Crack Path×200
(a) As, Base (b) As, H.A.Z (c) 1050°C, Fusion

나타내고 있다. 이것은 $M_{23}C_6$가 基地(matrix)에 固溶化되어짐으로써 일어나는 현상으로 思慮[9]되어지며 또한 δ-ferrite가 高溫으로 갈수록 球狀化가 進行되어짐으로써 crack의 傳播速度를 低下시킨다는 설명과 잘 一致한다.[10]

Fig. 5, 6, 7은 As weld 狀態와 後熱處理를 한 試片에서 時間에 따른 crack길이를 측정한 결과이다. 여

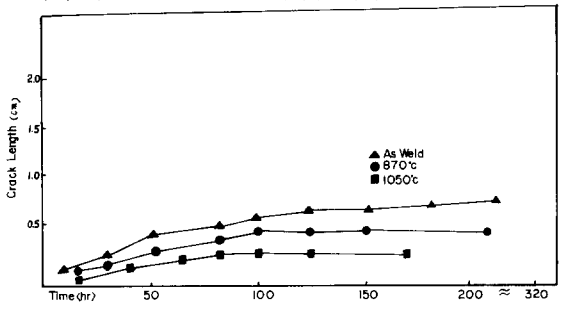


Fig. 5 Crack Length of Fusion in P.W.H.T (Fusion Line)

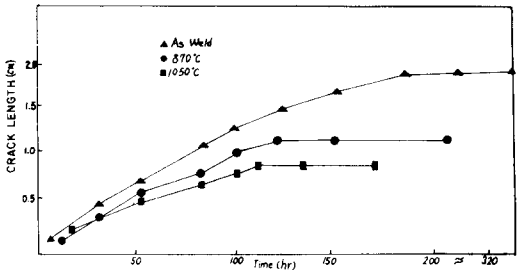


Fig. 6 Crack Length of H.A.Z in P.W.H.T(H.A.Z)

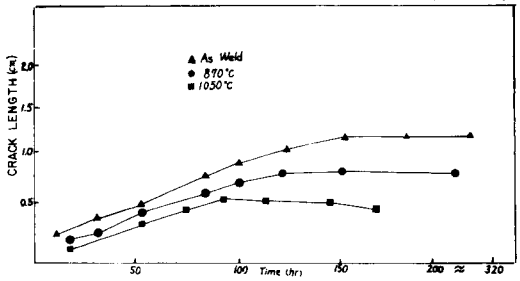


Fig. 7 Crack Length of Base in P.W.H.T(Base metal)

기서 後熱處理 溫度가 증가할수록 crack이 進展하는 길이가 짧아지는 것을 나타내고 있는데 이것은 殘留應力이 적은 것이 더욱더 안정한 상태에 있다는 것을 알 수 있다.

Fig. 8, 9, 10은 각 熱處理狀態에서의 crack길이를 나타냈다. 가장 crack의 進展이 큰 熱影響部를 비교하여 볼때 As Weld 狀態에서는 180시간만에 crack

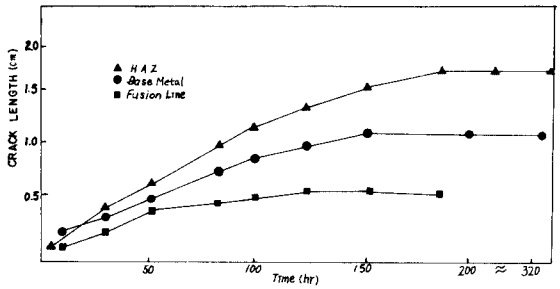


Fig. 8. Crack Length v.s Time of As Weld in Each Zone(As Weld)

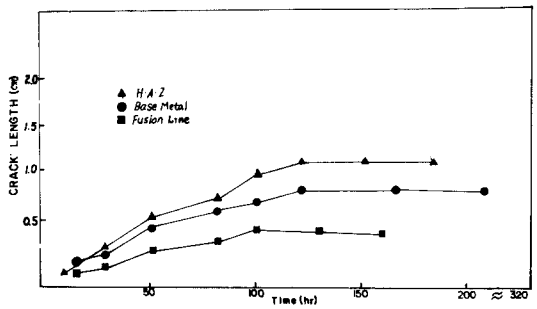


Fig. 9. Crack Length v.s Time of 870°C in Each Zone

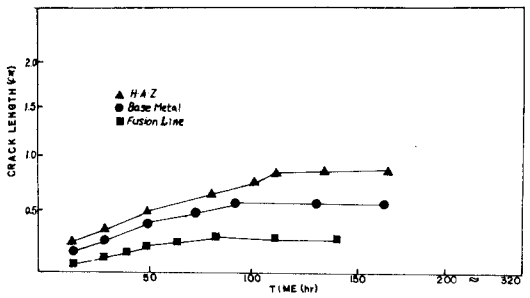


Fig. 10. Crack Length v.s Time of 1050°C in Each Zone

arrest가 나타났으며 crack 길이도 1.83*cm*까지 傳播되었고 870°C에서는 140시간만에 crack arrest가 나타났으며 1.1*cm*까지 進展하였고 固溶化 熱處理인 1050°C에서는 110시간만에 crack이 arrest하였고 길이 또한 0.89*cm* 정도에서 정지하는 것을 알 수 있었다.

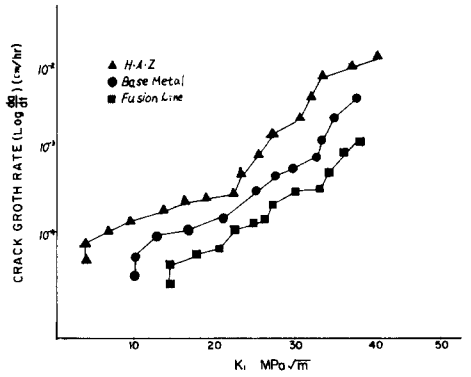


Fig. 11. Crack Growth Rate v.s K_I of As Weld in Each Zone

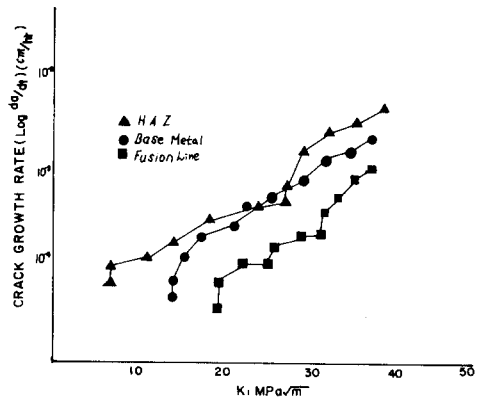


Fig. 12. Crack Growth Rate v.s K_I of 870°C in Each Zone

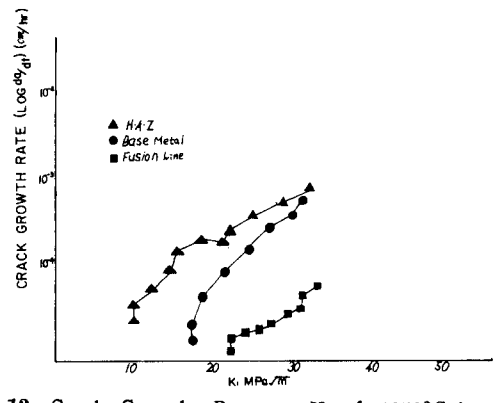


Fig. 13. Crack Growth Rate v.s K_I of 1050°C in Each Zone

Fig. 11, 12, 13에서는 後熱處理에 의한 crack의 成長速度를 나타냈다. 각 열영향부를 비교할때 As-Weld狀態에서는 $8.4\times10^{-2}cm/hr$, 880°C狀態에서는 $22.6\times10^{-3}cm/hr$, 1050°C에서는 $7.1\times10^{-3}cm/hr$의 順으로 減少하였다.

또한 Fig. 14, 15, 16은 破斷된 時間에 있어서 KIS. C.C를 나타냈다. As Weld에서부터 1050°C까지의 變化된 값은 각각 $4.2MPa\sqrt{m}$, $7.8MPa\sqrt{m}$, $10.3\ MPa\sqrt{m}$의 順으로 熱處理 溫度가 증가함에 따라서 KIS. C.C값은 증가하는 것을 알 수 있다.

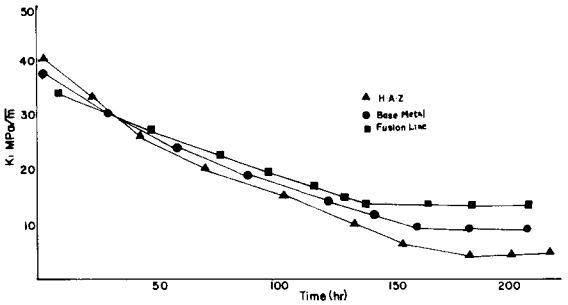


Fig. 14 K_I v.s Fractured Time of As Weld in Each Zone

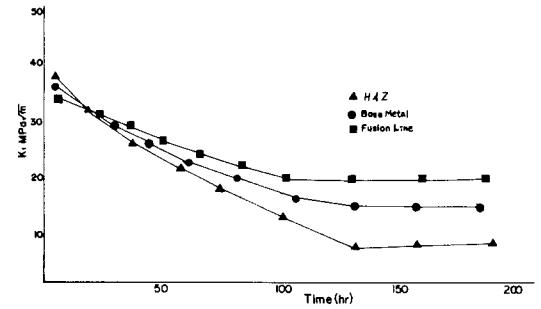


Fig. 15 K_I v.s Fractured Time of 870°C in Each Zone

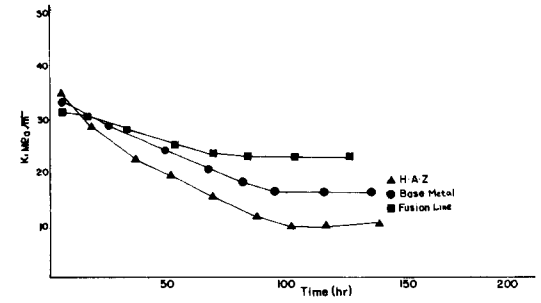


Fig. 16 K_I v.s Fractured Time of 1050°C in Each Zone

3.4. 組 織

As Weld 狀態때의 組織變化는 Photo. 3과 같다. Fusion Line에서는 δ-ferrite가 약간의 角狀模樣을 나타내고 있으며 $Cr_{23}C_6$가 結晶粒界에 부분적으로 分布되어 있다.

Bond部에서는 $Cr_{23}C_6$가 넓은 범위에 걸쳐서 많이 나타나고 있는 것은 熱變形을 받음으로 인해 미처 擴散을 하지 못한 것으르 思慮된다. H.A.Z와 Base Metal에서는 結晶粒이 Fusion Line에 비해서 粗大하게 되어 있으며 Cr炭化物이 結晶粒界에 거의 分布되어 있는 것을 볼 수 있다.

Photo.4는 870°C로 熱處理를 하였을 때의 組織變化를 나타냈다. Cr炭化物이 As Weld 狀態에 비하여 擴散되어 分布하여 있음을 나타내고 있다. 특히 H.A.Z.와 Base Metal에서는 As Weld狀態에 비해서 結晶粒이 微細함을 알 수 있다.

Phto.5는 1050°C에서 固溶化 熱處理를 하였을 때의 組織變化를 나타냈다. Fusion Line에서는 $Cr_{23}C_6$가 완전히 均一하게 分布되고 있으며 회색바탕의 δ-ferrite 또한 球狀化가 進行되어져 있음을 나타내고 있다. H.A.Z와 Base Metal에서는 As Weld와 870°C狀態에서 나타난 組織樣相과는 완전히 相異한 四角板相의 Austenite 組織을 보여 주고 있다.

3.5. 破面 觀察

Photo.6은 走査電子顯微鏡에 의한 破面을 나타냈다. Photo.6-A에서는 pop-in precrack과 S.C.C 破面의 相異한 樣相을 보여 주는 것으로써 precrack에서는 fibrous fracture mode를 나타내는 dimple pattern을 나타내고 S.C.C.에 의한 破面에서는 cleavage mode의 一種인 fan-shaped pattern이 나타나고 있다. 이렇게 fan-shaped pattern이 발생하는 원인에 대해서 Harston과 Scully[11]는 高轉位 密度의 우선 溶解에 의해 corrosion tunnel이 생기면서 S.C.C.가 進展하게 되면 이러한 corrosion tunnel의 연결에 의해서 fan-shaped pattern이 形成되어 진다고 하였다.

Photo. 6-B.C.D는 熱處理 溫度가 증가함으로써 나타난 破面의 樣相을 나타냈다. As-Weld 狀態를 나타낸 Photo. 6-B에서는 fan-shaped pattern[12]이 主를 이루고 있으며 870°C狀態인 Photo.6-C에서는 fibrous fracture mode와 fan-shaped pattern이 混合된 狀態인 것을 알 수 있다.

Photo.6-D는 固溶化 熱處理한 破面의 樣相으로써 δ-ferrite의 형상이 變化함으로 인해 fan-shaped pa-

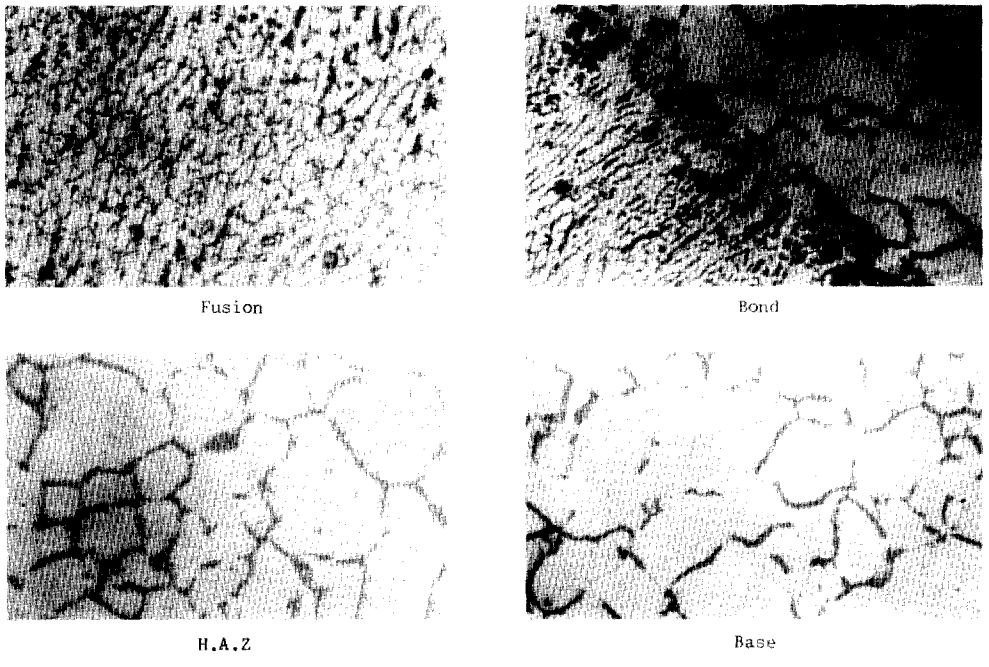


Photo. 3. Microstructure (As weld) X200

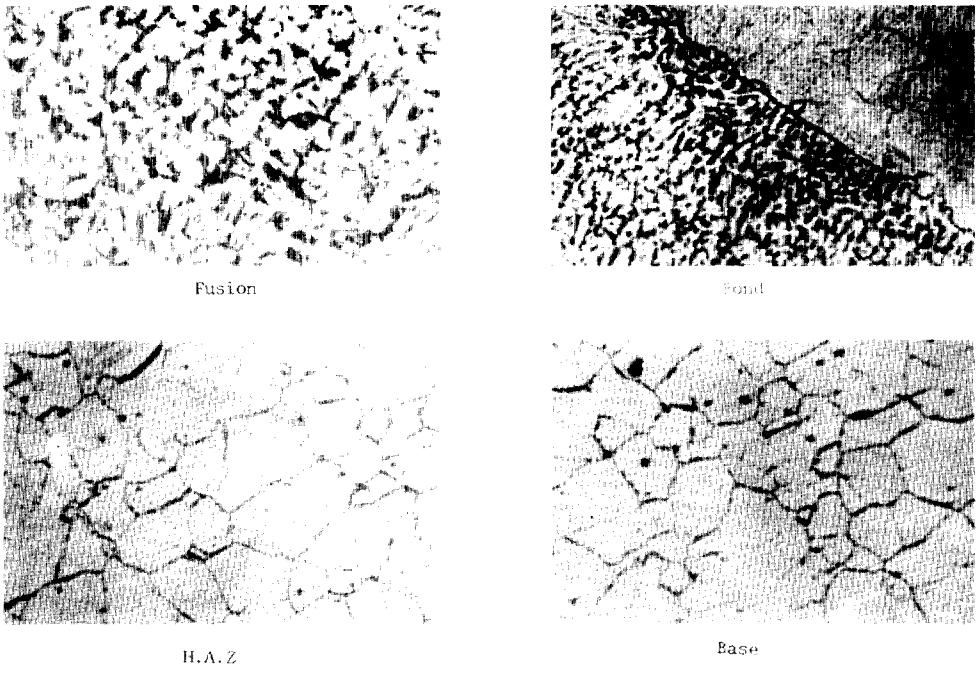


Photo. 4. Microstructure (870°C)X200

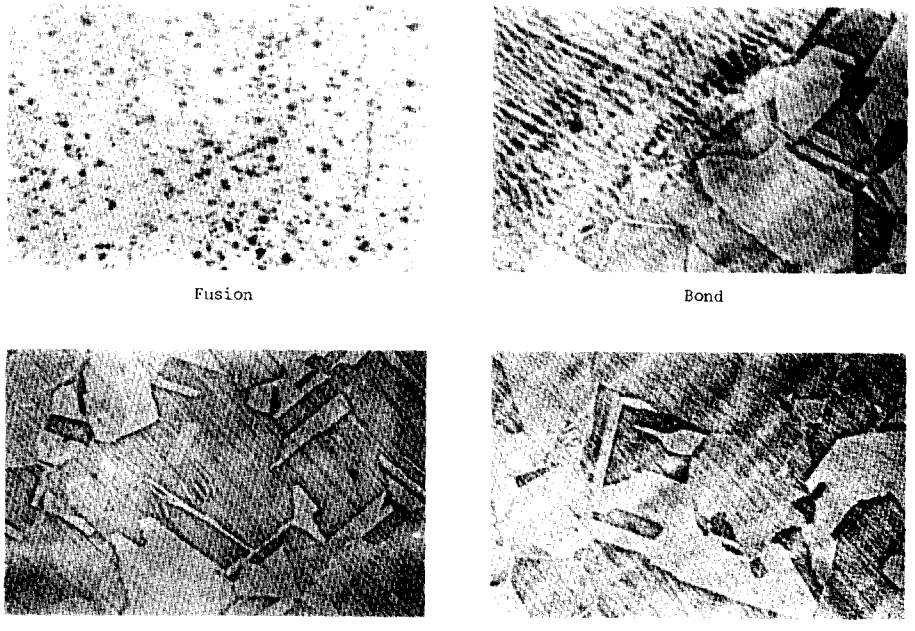


Photo. 5. Microstructure (1050°C)X200

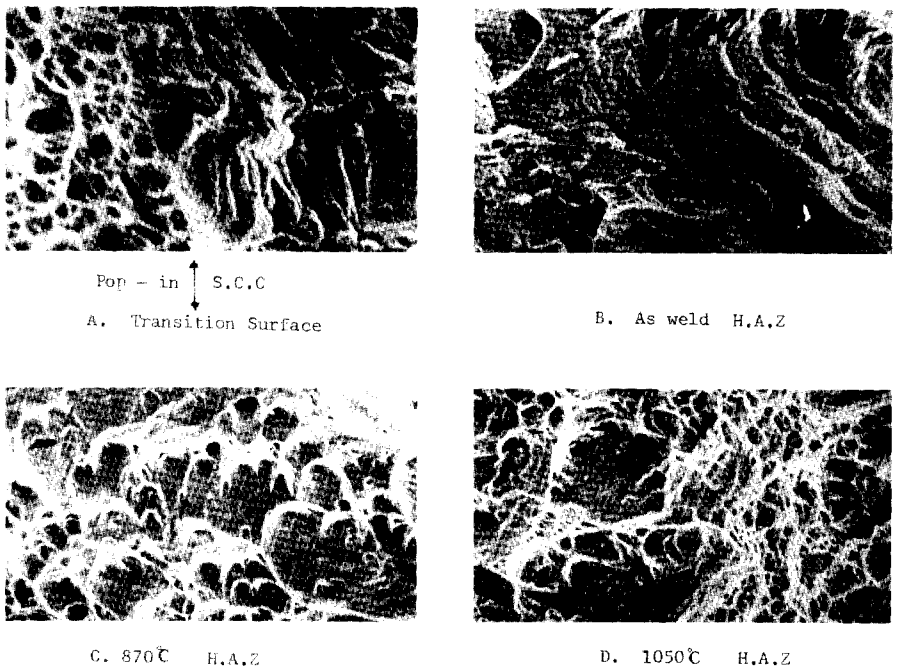


Photo. 6. S.E.M of S.C.C Fracture Surface X1000

ttern으로부터 δ-ferrite相 境界 破面으로 遷移하였다고 思慮된다.[13]

4. 結 論

304 stainless鋼 熔接部에 있어서 後熱處理에 의한 K_I對 龜裂進展速度를 45% 沸騰 $MgCl_2$ 溶液중에서 Wedge-Opening- Loading (W.O.L.) 試片을 使用하여 應力腐蝕龜裂을 실험한 결과 다음과 같았다.

1. P.W.H.T의 溫度는 1050°C에서 固溶化熱處理를 행한 것이 가장 좋은 값을 나타냈다.

2. 龜裂進展速度는 P.W.H.T의 溫度가 증가함에 따라 가장 높은 값을 나타내는 H.A.Z를 기준으로 하였을 때 As Weld에서는 $8.4\times10^{-2}cm/hr$, 870°C에서는 $22.6\times10^{-3}cm/hr$, 1050°C에서는 $7.1\times10^{-3}cm/hr$의 順으로 감소하였다.

3. $K_{IS.C.C}$는 H.A.Z를 기준으로 하였을 때 P.W.H.T의 溫度가 증가함에 따라 각각 $4.2MPa\sqrt{m}$, $7.8MPa\sqrt{m}$, $1.3MPa\sqrt{m}$의 順으로 증가된 값을 나타내었다.

4. 殘留應力은 P.W.H.T의 溫度가 증가함으로써 減少하는 경향을 나타냈고 특히 1050°C에서는 60% 이상의 減少를 하였다.

5. S.C.C의 crack行路는 Intergranular와 Transgranular가 混合되어 있다.

參 考 文 獻

1. J.C. Hodge: Transaction ASM 28(1940) 3.
2. V.G. Hines and A.J. Forty: Corrrosion Science I (1961), 88
3. 日本機械設計(1979)丸電
4. I, S.T. Rolfe and J.M Barson: "Fracture and Fatigue Control in Structure"(1977). 292.
Ⅱ, "Effect of Alloying Elements on propagation rate of S.C.C and $K_{IS.C.C}$ of Austenite stainless steels in Boiling in $MgCl_3$ solutions" 日本金屬學會誌 (1980) Vol. 44 p800-808
5. KON, HISAMATSU: "Effect of Misorientation on Intergranular Corrosion and Intergranular-stress corrosion cracking of Type 304 steel with Coarse Columnar Crystals: Iron and Steel (1982) Vol. 7
6. Mukai, Murata:"An Application of Fracture Mechanics to stress corrosion cracking in welded joint, Report(1)" 溶接學會誌 (1979) Vol. 48.
7. A.J Bursle, K.R.L Thompson and.L.H. Keys: "Int" Congress on Metallic corrosion (1975) Sydney.
8. Kaji:"Stress Corrosion(1975) Sydney. 8. Kaji: "Stress Corrosion Cracking of Welded Joints of Austenitic Stainless steel: 防食技術 (1978) Vol. 27.
9. Watanabe, Mukai: "Study on stress corrosion cracking of Austenitic stainless steels (Report 2),, (1961) 溶接學會誌
10. J.W. Floners, F.H. Beck and M.G. Fontana: Corrosion Vol. 19(1963)1865.
11. J.C. Harston and J.C. Scully: Corrosion, 25 (1969) 493.
12. Murata, Yoshihiko: "Fractographics study of stress corrosion cracking of SUS-304 stainless steel in Various Environment: 日本金屬學會誌 (1980) Vol. 7
13. Y. Mukai, M. Murata: Application of Fracture mechanics to stress corrosion cracking of stainless steel. (1979) 溶接學會誌