

大韓熔接學會誌
第2卷第1號 1984年3月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 2, No. 1, Mar., 1984

스테인레스강 Overlay 용접부의 Disbonding에 관한 연구(2)

— 오스테나이트계 스테인레스강 오버레이 용접金屬의 PWHT에 관한 冶金學的 考察 —

李暎浩* · 尹義博**

Study on the Disbonding of Stainless Steel Overlay Welded Metal(Report 2)

— A Metallurgical Study on PWHT of Overlaid Austenitic Stainless Steel Weld Metals —

by

Y. H. Lee*, E. P. Yoon**

Abstract

Overlaid weld metals of austenitic stainless steel in a pressure vessel of power reactor are usually post-weld heated for a long period of time after welding. The PWHT is considered as a kind of sensitizing and it is important to check the soundness of the weld metal after PWHT, especially about the precipitation of carbides.

The purpose of this report is to obtain information on the relation between the change of microstructure and Post-Weld Heat Treatment in the overlaid weld metals. Metallurgical aspects of the problem on austenitic stainless steel heated at 625°C, 670°C, 720°C and 760°C for 3, 10, 30, 100 and 300 hours have been investigated by means of optical-micrography, micro-hardness measurement, scanning electron microscope and electron-probe micro analysis.

From the results obtained, the following conclusions are drawn:

- 1) The PWHT above 625°C for a long time causes a diffusion of carbon atoms from low alloy steel into stainless steel, and consequently carbon is highly concentrated at the boundary layer of stainless steel.
- 2) C in ferritic steel migrated to austenitic steel and carbides precipitated in austenitic steel along fusion line. At higher temperatures, the ferrite grains coarsened in the decarburized zone.
- 3) In the change of microstructure of stainless steel overlaid weld metal, the width of carbides precipitated zone and decarburized zone increased with increase of PWHT temperature and time.
- 4) At about 625°C to 760°C, chromium carbides, mainly $M_{23}C_6$, precipitate very closely in the carburized layer with remarkable hardening.
- 5) Precipitation of delta ferrite from molten weld metal depends on solidification phenomenon. There

* 忠南大學校, 工大, 정희원

** 漢陽大學校, 工大, 정희원

was a small amount of ferrite near the bond in which the local solidification time was short, comparing with after parts of weld metal. Shape and amount of ferrite were not changed by Post-Weld Heat Treatment after solidification.

1. 序 論

오오스테나이트계 스테인레스강 오우버레이 용접은 化學機器나 壓力容器 등의 材料로서 광범위하게 이용되고 있으며, 특히 水素環境에서 사용되고 있는 디액터나 輕水冷却 原子爐 壓力容器 등에 사용되고 있다. 그러나 熔接後熱處理(Post-Weld Heat Treatment; 이하 PWHT로 表記)와 機器의 가동시에 오우버레이 熔接金屬部가 加熱되는 때는 母材로부터 스테인레스강속에 炭素의 擴散移動이 발생, 機器의 使用 性能上 중요한 문제를 발생한다. 이 炭素擴散解析에 關係서는 第 1考¹⁾에서 論한 바 있다.

이와 같은 壓力容器는 起動, 停止, 緊急停止시 혹은 出力變動 등에 의하여 過渡的 熱荷重을 받아 熱應力の 發生 또는, 高應力部에 있어서는 內壓 하중의 疊첩에 의한 低사이클 피로 現象 등이 豫見된다. 일반적으로 異材熔接部(ferrite 相과 austenite 相)에 있어서는 熔接施工시에 本드부에 生成되는 martensite 狀組織이나 熔接金屬층에 生成되는 偏析帶에 의한 本드부, 熔接金屬의 延性低下²⁾, PWHT 혹은 사용중에 있어서의 浸炭, 脫炭現象³⁾, 本드부에서의 優先的 酸化⁴⁾ 등이 문

제가 되고 있다. 이들에 관한 研究는 종래부터 다수 報告^{5,6)} 되어오고 있다. 그러나 이들의 대부분은 용접 이음부의 機械的 性質에 重點을 둔 것으로서 그 本質이라고 생각되는 冶金學的 檢討는 별로 進척되지 못하고 있다.

本考에서는 오오스테나이트계 스테인레스강 熔接金屬의 境界部, 母材 溶着金屬, 특히 境界 附近에 着目하여 오우버레이 용접부의 PWHT에 의한 組織變化와 그에 관한 冶金學的 形察을 구체적으로 검토하였다.

2. 實驗材料 및 實驗方法

本 實驗에 사용된 母材는 板厚 90mm의 鋼板(410×620mm, 179kg)으로 現在, 壓力容器鋼材로 널리 이용되고 있는 2¼Cr-1 Mo 강을 사용했으며, 오우버레이 熔接材料로서는 오오스테나이트계 스테인레스강인 309L type을 사용했다. 實驗材料의 化學成分과 溶着金屬의 化學組成을 Table 1, Table 2에 나타낸다.

오우버레이 熔接施工 條件과 PWHT 條件은 Table 3에 나타나 있는 바와 같으며, 熔接方法은 水平 電弧 트로 슬래그 熔接(ESW法)을 실시하였다. 熔接部의 PWHT 條件은 現在 各國에서 사용하고 있는 規格의 規

Table 1. 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-1 Mo)	90	0.14	0.04	0.52	0.009	0.012	0.10	2.43	0.06	0.98	—	0.005
Type 309 Strip	75×0.4t	0.13	0.40	2.00	0.016	0.003	11.09	21.13	0.03	0.01	—	—

Table 2. Chemical compositions of overlaid deposited metals.

Materials	Layer	Chemical Compositions (wt. %)											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Nb
309L	1	0.041	0.45	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	10.56	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-1 Mo	B.M	0.16	0.03	0.53	0.007	0.011	9.15	2.45	0.07	1.00	0.01	0.005	0.005

체를 포함하는 625°C~760°C 사이를 각각 3hr~300hr으로 변화시켜 실시하였으며, 일부의 試片에 대해서는 0.3hr, 1hr의 경우도 실시하였다. 試驗片은 PWHT 終了後, 空冷하였다. Photo. 1은 오우버레이 熔接部의 macro 寫眞이다.

Table 3. Welding procedure and PWHT conditions for overlay weld metal.

Process	E. S. W.
Current(A)	1300~1400
Voltage(V)	29~30
Speed(mm/min)	150
Position	flat
Polarity	D. C. R. P.
Preh. & Interpass Temp. (°C)	150~200
Pass Number	10
Overlay Weldmetal Thickness(mm)	12
PWHT Temp. (°C)	625, 670, 690, 720, 760
PWHT Time(hr)	3, 10, 30, 100, 300



Photo. 1. Macrostructure of overlay weld metal.

試片은 Fig.1에 나타낸 바와 같이 오우버레이 용접부를 切斷하여 사용했으며, 현미경조직 및 마이크로 硬度測定을 위한 試片은 Fig.1의 右圖와 같이 熔接境界面

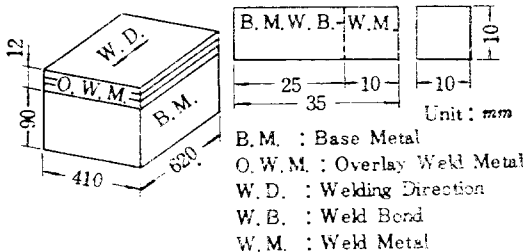


Fig. 1. Shape of test-specimen.

에 수직으로 절단하여 절단면을 연마한 후 사용하였다. 또 오우버레이 熔接部에 대해서는 UT를 실시하여 缺陷이 없는 것을 確認하여 시편으로 사용하였으며, 일부의 試片에 대해서는 EPMA와 EMAX에 의해 熔接 境界부의 C, Ni, Cr 등의 元素分析을 실시하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 熔接 본드부의 組織 및 硬度에 미치는 PWHT 時間의 影響

ferrite계 鋼材(2 1/4 Cr-1 Mo steel)에 오오스테나이트계 스테인레스 熔接棒으로 3층 오우버레이 熔接을 실시한 경우에, PWHT 溫度 760°C에서의 硬度分布 및 顯微鏡組織 寫眞을 Fig. 2 및 Photo. 2에 나타낸다. 腐蝕은 주로 Marble 試藥(HCl; CuSO₄; H₂O)을 사용하였으나 일부의 試料에 대해서는 10% HCl 알칼 溶液과 3% 硝酸 알칼 溶液에 의해 電解腐蝕을 이용하였다. Photo. 1로부터 알 수 있는 바와 같이 as-welded재의 본드부에서는 熔接 부식된 領域은 존재치 않는데 비하여 PWHT를 실시한 경우에는 PWHT 時間이 길어짐에 따라 熔接 용접 境界부가 熔接 부식된 영역이 넓어지고 있음을 알 수 있다. 한편 母材側에서는 Photo. 3에 나타내고 있는 것처럼 脫炭領域이 PWHT 時間의 증가와 더불어 증대하고 있다.

또한, Fig. 2에서 알 수 있는 바와 같이 PWHT 760°C인 경우의 境界部 熔着金屬側의 硬度變化를 熔接 境界部の 극히 좁은 範圍를 제외하고는 거의 PWHT 時間에 影響을 미치지 않고 있으나, 母材側에서는 PWHT 時間이 길수록 硬度는 低下하여 熔接母材를 軟化시키고 있는 현상을 보이고 있다. 熔接境界部 즉, 본드부에서는 境界부의 스테인레스 熔接金屬側에 있어 급격한 硬도의 상승이 PWHT 時間과 함께 증가하고 있으며, 母材側에서는 硬度가 급격히 떨어지고 있다. PWHT 時間이 100hr인 경우의 硬度는 Hv 530까지 상승하고 있으며, 母材側에서는 Hv 120까지 低下하고 있다. PWHT 時間이 300hr인 경우는 100hr인 경우보다 본드부 硬度가 떨어지고 있는데, 이것은 PWHT 時間이 너무 긴 경우 低合金鋼인 페라이트와 오오스테나이트에 대한 炭素의 固溶度의 차이에 의한 것으로 推察된다⁷⁾.

스테인레스 熔接金屬의 硬化層(浸炭層)과 母材側의 脫炭層에 관한 PWHT 時間의 影響은 Fig. 3에 나타낸 바와 같다. 앞서의 境界部 組織寫眞에서 보이는 것처럼 熔接 腐蝕된 부분의 幅은 炭素濃度가 높은 境界 領域의 幅과 일치하기 때문에 이 부분을 浸炭領域의 幅으로 보며, 脫炭領域의 幅은 母材側의 ferrite 單相인 부분을 기준으로 측정하였다.

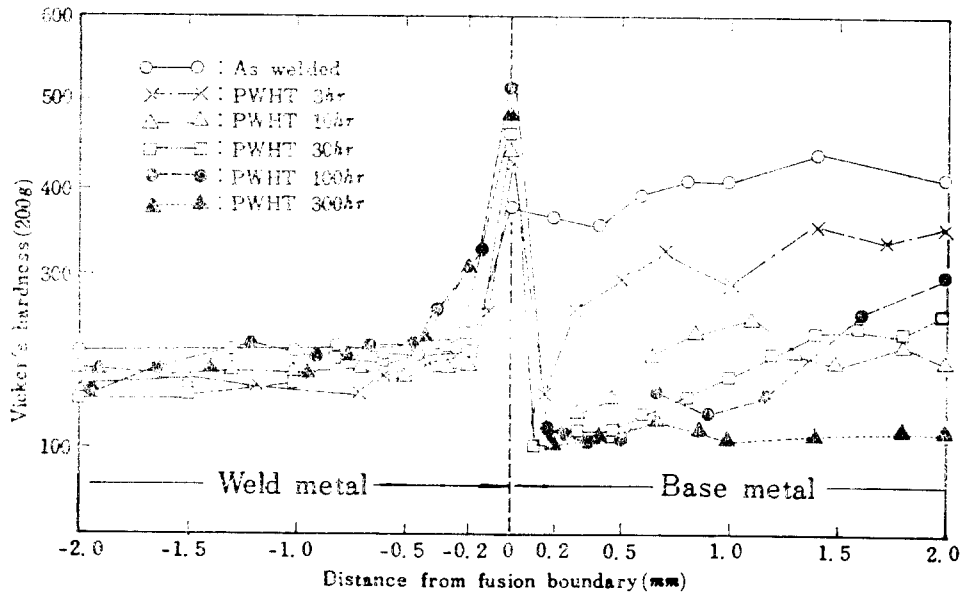


Fig. 2. Effect of PWHT time at 760°C on Vicker's micro-hardness profiles across thickness of overlay weld metal.

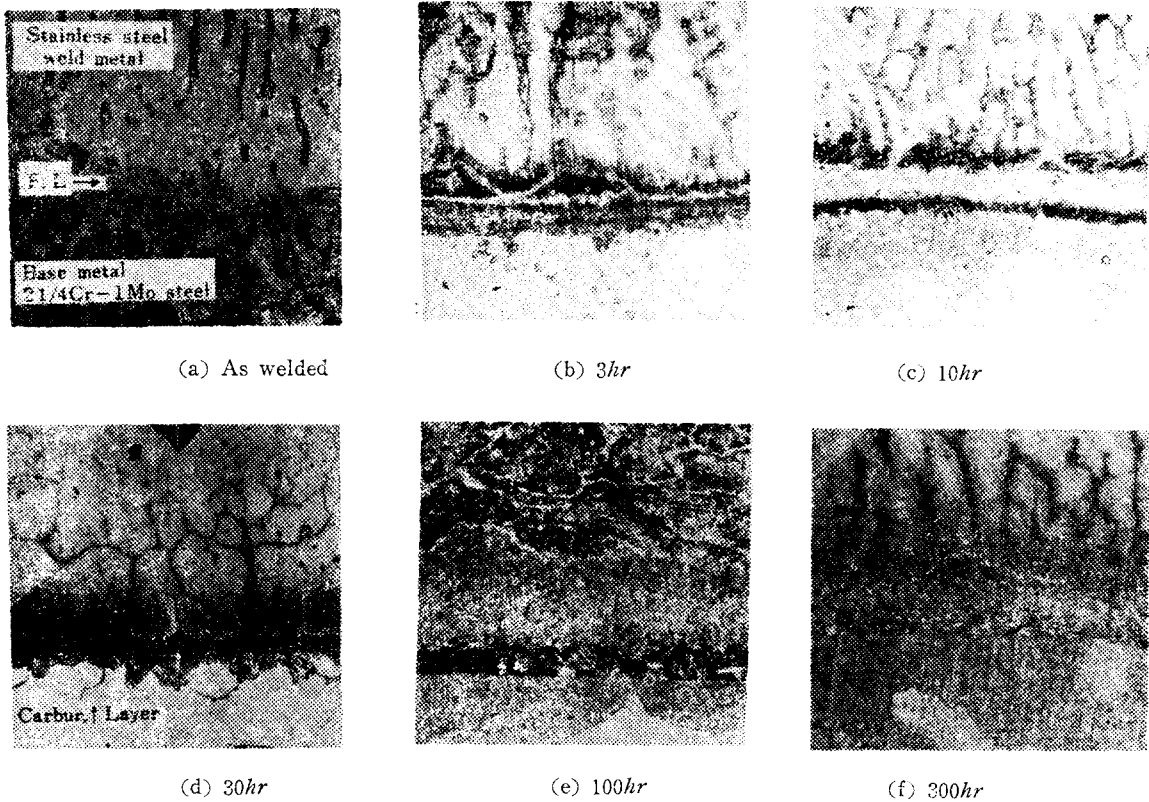


Photo. 2. Micrographs of bonded zone by PWHT at 760°C(×400)

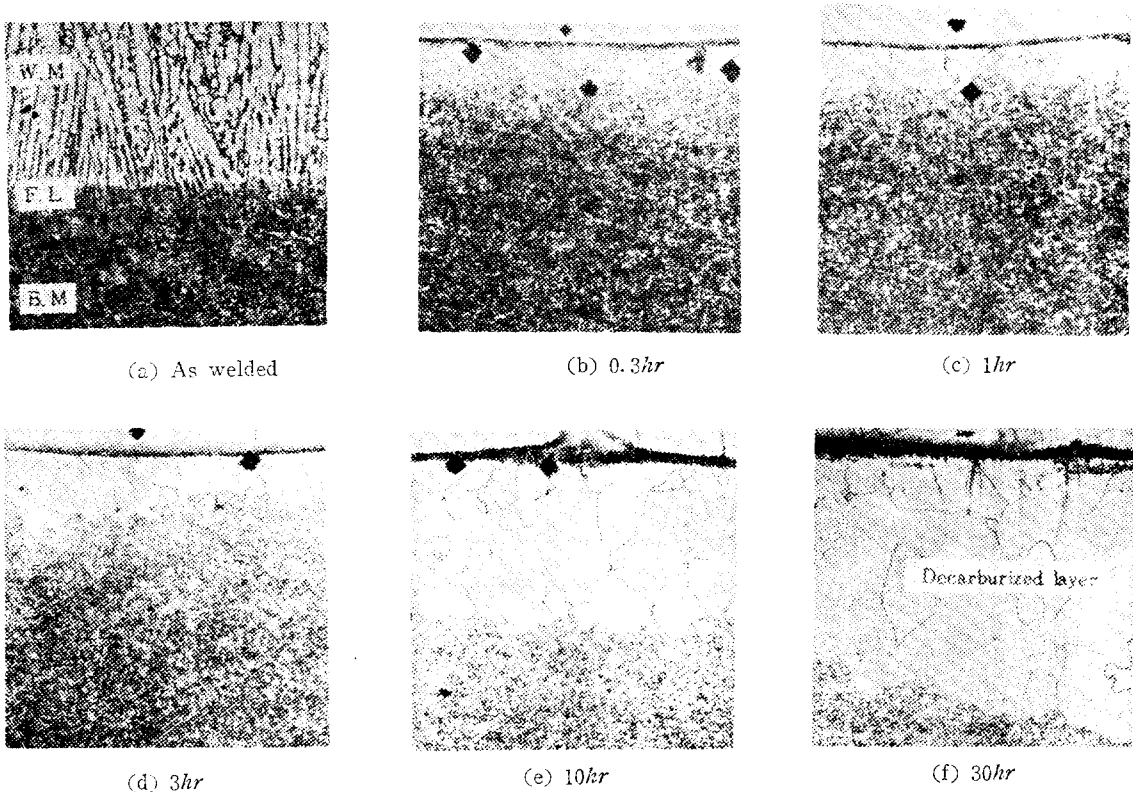


Photo. 3. Growth of decarburized bond in 2 1/4Cr-1 Mo steel in austenitic stainless steel weldment with PWHT time at 760°C(×100)

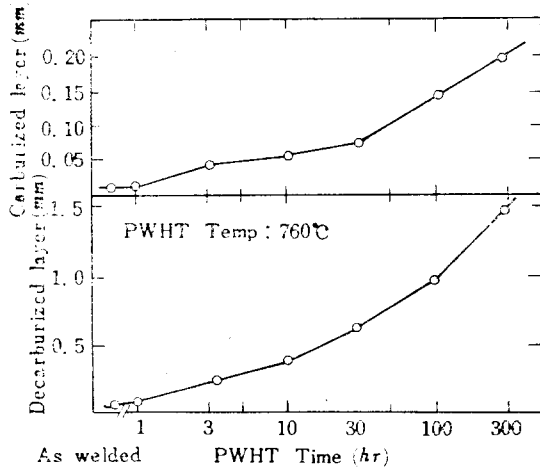


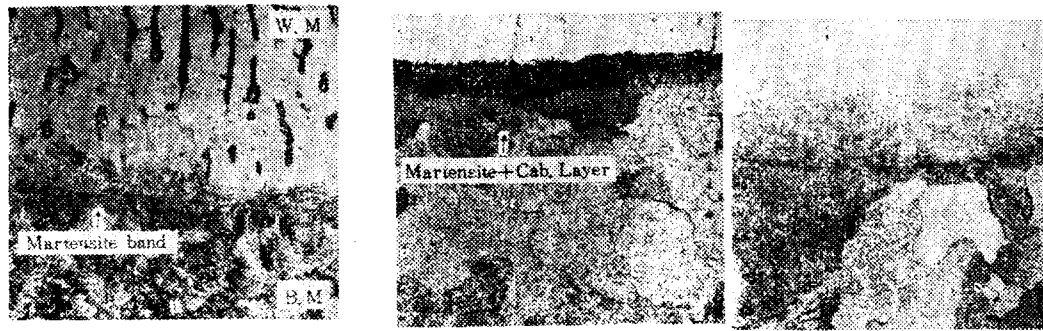
Fig. 3. Effect of PWHT time at 760°C on the width of carburized layer and decarburized layer.

Fig. 3으로부터 알 수 있는 바와 같이 PWHT 온도 760°C인 경우, 脱炭幅은 PWHT 시간의 증가와 함께 直線的으로 증가하고 있으나, 浸炭幅은 熱處理 時間

의 初期段階에서 完만한 증가를 보이다가 PWHT 時間이 10hr 이후에 直線的 증가의 경향을 나타내고 있다. Photo. 4는 PWHT 溫度 670°C에서의 as-welded 제, PWHT제(3hr, 10hr)의 顯微鏡組織을 비교하고 있다. 사진으로부터 알 수 있듯이 熔接時 본드부에 生成된 martensite의 幅과 3hr의 PWHT시의 浸炭幅은 거의 일치하고 있으나, PWHT 時間이 10hr인 경우에는 浸炭幅의 증가가 나타나고 있다. 短時間의 PWHT에서 浸炭幅이 증가하지 않은 理由は 浸炭해오는 炭素가 본드부의 martensite狀組織으로 形成되고, 이 領域에서 炭化物生成 元素인 Cr과 結合한 결과 熔接金屬側に 이행하는 炭素량이 적어진 ため으로 사라된다. 또한 熔接金屬이 오오스테나이트이기 때문에 炭素의 固溶量이 많은 것도 하나의 요인으로 생각된다.

3.2 본드부의 組織 및 變化에 미치는 PWHT 溫度的 影響

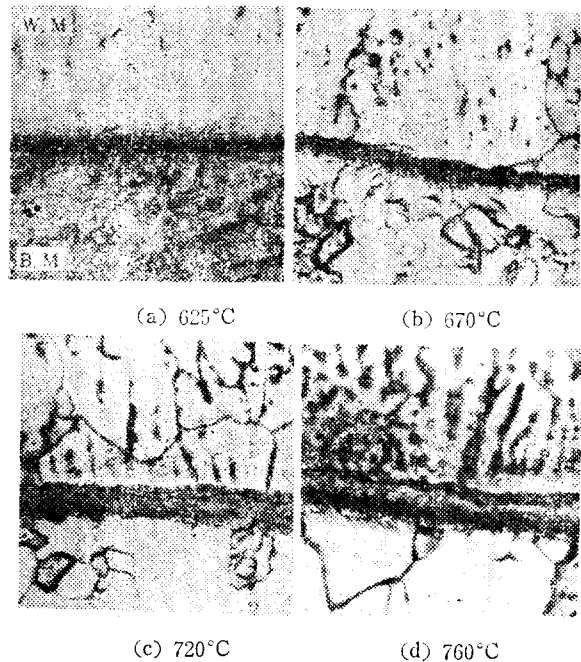
PWHT 溫度를 625°C, 670°C, 720°C, 760°C로 變化시킨 경우의 組織變化 結果를 Fig. 4에 표시하며, PWHT시간이 10hr인 때의 각 溫度에서의 顯微鏡組織의



(a) As welded (b) 3hr (c) 10hr

Photo. 4. Photo-micro structures of weld bond with PWHT time at 670°C (×400)

이들 Photo. 5에 표시한다. Fig. 4로부터 알 수 있는 바와 같이 720°C, 760°C 등의 高温側은 短時間에서 浸炭이 발생하고 있으며 PWHT 時間의 증가와 함께 거의 直線的으로 증가하고 있으나, 625°C인 경우는 그 浸炭幅이 대단히 완만한 증가 현상을 보이고 있다. 625°C, 3hr의 PWHT를 실시한 경우에는 본드부의 martensite 組織은 완전히 tempering되지 않아 炭化物이 아직析出되지 않은 상태이다. PWHT 時間이 30hr이 되어야 溫度 670°C에서, 3hr PWHT를 실시한 정도의 침탄, 脫炭層을 나타내고 있다. PWHT 溫度가 720°C가 되면 3hr의 PWHT에 있어서도 熔接金屬층에 약간 浸炭이 일어나고 있으며, 10hr인 경우는 상당한 침탄폭을 나타내고 있다. 또, 760°C인 경우는 1時間 정도에서도 熔接金屬층에 상당한 幅의 浸炭을 가져오고 있는데, 이러한 현상은 PWHT 溫度가 높아지면 본드부의 marte-



(a) 625°C (b) 670°C (c) 720°C (d) 760°C

Photo. 5. Growth of carburized band in weld band with PWHT temperature at 10 hours (×4000)

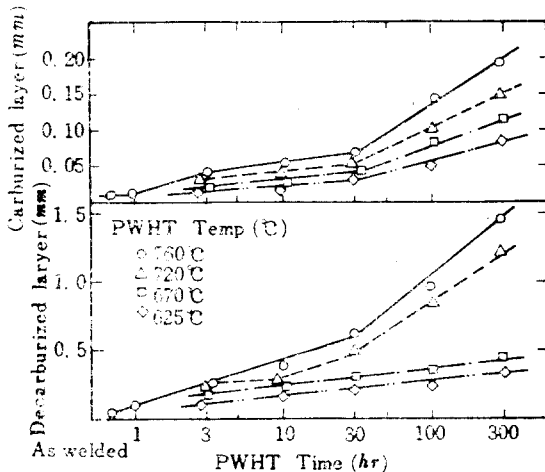


Fig. 4. Effect of PWHT time at various PWHT temperatures on the width of carburized layer and decarburized layer.

nsite는 훨씬 短時間에 tempering 効果를 가져오게 되는데 원인이 있다.

Fig. 5는 이들 浸炭, 脫炭層의 幅을 溫度, 時間의 函數인 Larson-Miller¹⁰⁾의 parameter로 정리한 결과이다. PWHT 溫度가 높을수록 또 PWHT 時間이 길수록 脫炭層과 浸炭層의 幅은 증가함을 보여주고 있다. 熱處理時間, 溫度가 변하여도 實驗結果의 범위내에서는 層幅과 parameter(P)와의 사이에는 거의 直線關係가 成立하여 parameter로서 침탄, 탈탄 現象을 整理할 수 있어 parameter(P)의 有効성이 認定된다.

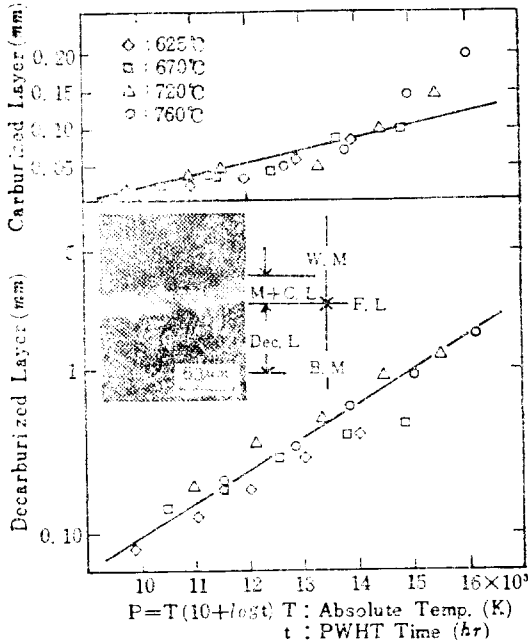


Fig. 5. Relation between width of decarburized layer, carburized layer and Larson-Miller parameter(P)

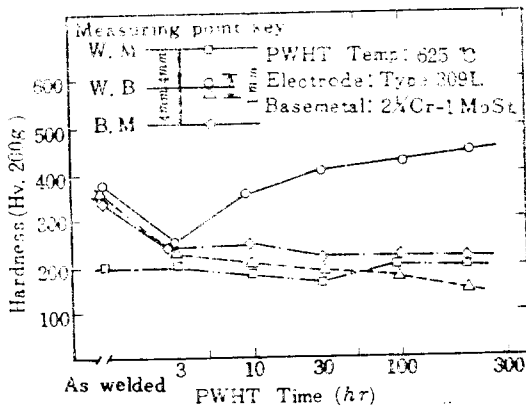


Fig. 6. Effect of PWHT time at 625°C on Vicker's hardness of weld metal, weld bond, HAZ and base metal.

다음 PWHT 溫度變化에 따른 熔接部의 硬度變化를 PWHT 時間에 따라 經리한 結果를 Fig. 6~Fig. 9에 나타냈다. 625°C인 경우, PWHT 時間이 3hr까지는 熔接金屬을 제외한 bond, HAZ부의 硬度는 저하하나 10 hr 이후의 PWHT에 있어서는 別다른 硬度의 變化를 나타내고 있지 않다. 그러나 熔接 본드부의 스테인레스 강속의 硬度는 3 hr 이후 다시 硬度의 증가를 보이고

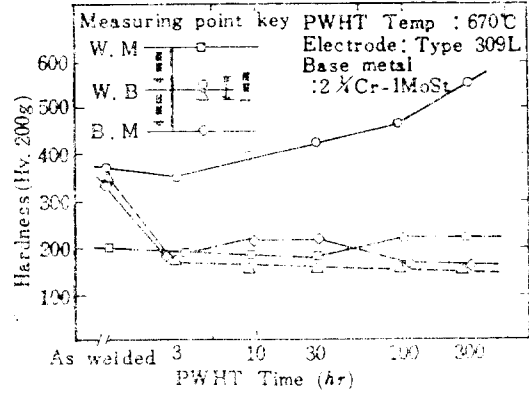


Fig. 7. Effect of PWHT time at 670°C on Vicker's hardness of weld metal, weld bond, HAZ and base metal.

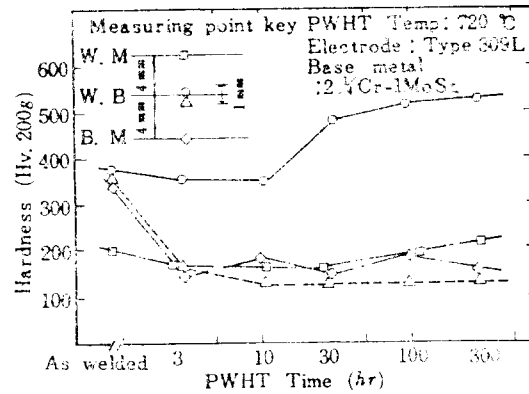


Fig. 8. Effect of PWHT time at 720°C on Vicker's hardness of weld metal, weld bond, HAZ and base metal.

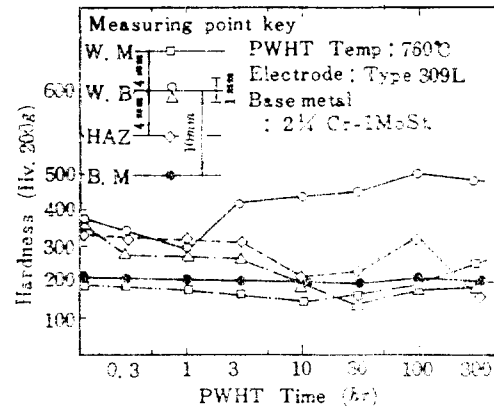


Fig. 9. Effect of PWHT time at 760°C on Vicker's hardness of weld metal, weld bond, HAZ and base metal.

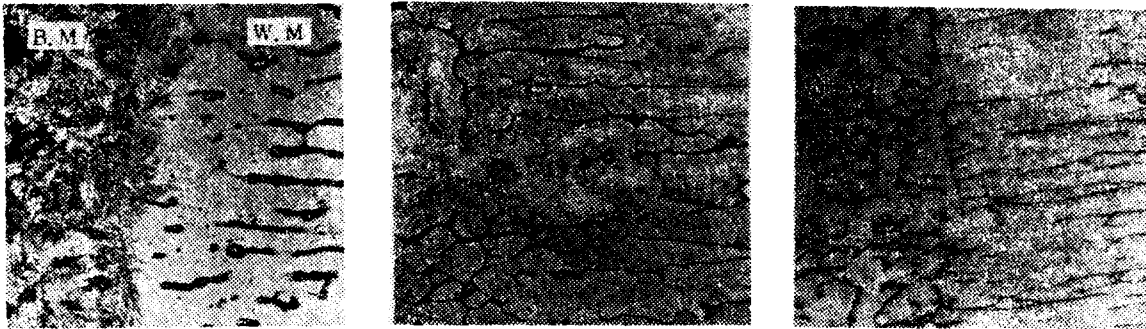
있다. 한편 720°C인 때의 경도 변화는 본드부에 있어서 硬度的 저하가 短時間의 PWHT라 할지라도 나타나지 않고 있으며, 10 hr인 경우 硬도는 급격히 상승하고 있다. 이는 martensite의 tempering 현상이 단시간에 일어남과 동시에 浸炭現象이 현저하여 炭化物的 析出速度가 빠르기 때문이다. HAZ에 있어서도 PWHT 溫度가 높을수록 단시간에 tempering 현상과 脫炭이 일어나기 때문에 熔融境界 近傍의 HAZ 硬도는 as-welded 재에서 Hv. 380 정도였던 값이 3 hr의 PWHT로 약 Hv. 160까지 저하하고 있으며, 그 이후는 거의 일정한 값을 나타내고 있다. 760°C인 경우는 0.3 hr, 1 hr PWHT를 실시한 경우의 硬도變化에 대해서 조사한 것이다. 그 결과, 이와 같은 단시간의 熱處理에 있어서도 본드부의 硬도는 약간 저하하고 있는데, 이는 高溫度의 PWHT에서는 martensite가 쉽게 tempering 현상을 나타내고 있음을 의미한다. 그러나 3 hr 이상이 되면 母材로부터의 浸炭에 의해 炭化물이 단시간에 다량으로 析出되기 때문에 본드부에서의 硬도는 점차 상승하며 00hr의 PWHT에서는 Hv, 530까지 도달하고 있다.

또한 용융 경계선의 HAZ부에서는 as-welded 재인 경우 Hv, 380이던 것이 PWHT 30hr인 경우에 tempering과 脫炭 현상에 의해 Hv, 150 정도까지 저하하고 있다.

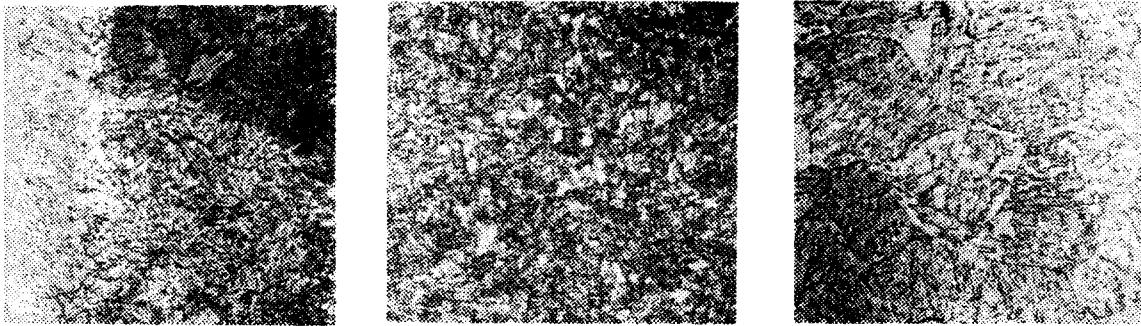
3.3 오우버레이 용접부의 組織 및 C, Cr, Ni 및 三元素 濃度分布

지금까지의 實驗結果에서 보여주듯이 오우버레이 용접부는 PWHT에 의하여 용접境界部の 스테인레스 강측에 硬化層이 生成하게 됨을 알 수 있었다. 그러면 그 相이 비교적 安定化되어 있다고 생각하는 PWHT條件이 760°C, 30hr인 경우의 그 顯微鏡組織을 as-welded 재와 비교하여 본다.

Photo. 6은 as-welded 재의 顯微鏡組織, Photo. 7은 PWHT 760°C×30hr인 경우의 顯微鏡組織을 각각 나타내고 있다. 스테인레스강 오우버레이 용접金屬은 δ-ferrite와 dendrite 狀組織을 나타내고 있으며, 용접 본드부에서는 martensite 組織을 나타내고 있다. 오우버레이 용접金屬 中の δ-ferrite 形狀과 分布는 용접시



(a) Near the bond of 1st layer (b) Near the bond of 2nd layer, abutting on 1st layer (c) Near the bond of 3rd layer, abutting on the 2nd layer



(d) Near the weld bond of base metal(HAZ) (e) Middle of base metal (HAZ) (f) Not heat affected zone of base metal

Photo. 6. Photo-microstructures of overlay welded joint(as welded)

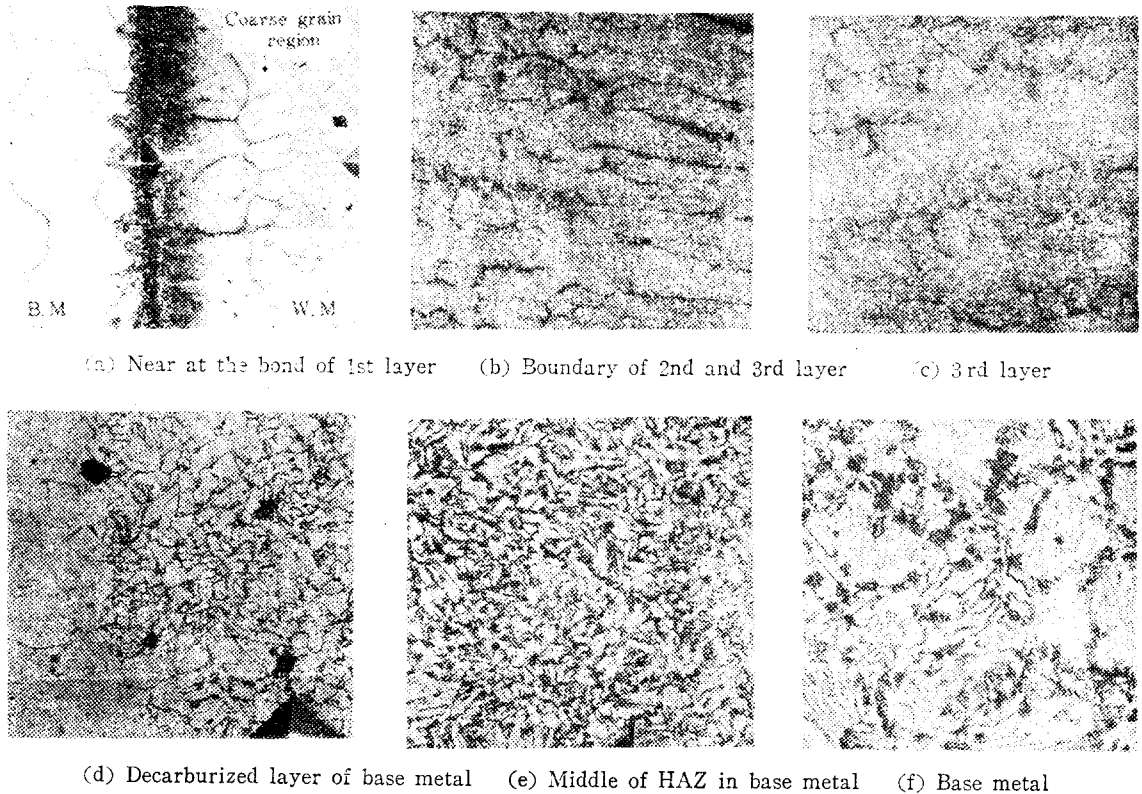


Photo. 7. Photo-microstructures of overlay welded joint(PWHT; 760°C×30hr.)

의 炭化現象에 영향된다. 즉 본드 근방이나 토우부 부분에서는 局部凝固時間(어떤 點이 液相線溫度에서부터 固相線溫度까지 冷却하는데 요하는 時間)이 짧고 δ-ferrite의 晶出도 적으나 凝固가 진행됨에 따라서 晶出하는 δ-ferrite량도 증가한다. Photo. 6에서 알 수 있듯이 오우버레이 용접 금속의 初層, 2層, 3層 어느 경우도 본드 근방에서는 δ-ferrite량이 적음을 알 수 있다. 한편 PWHT를 실시한 경우의 組織變化는 熔接金屬側의 경우 별다른 變化를 나타내고 있지 않으나 본드부에서는 健全한 浸炭層을 形成하고 있으며, matrix의 오오스테나이트 結晶粒이 粗大化하고 있음을 나타내고 있다. 한편 母材側의 組織은 as-welded 재에서 pearlite 組織이었던 것이 PWHT를 실시함에 의하여 熔接境界部에 탄소의 이동에 의한 脫炭域이 形成되고 있으며, HAZ, base metal에서는 組織의 結晶粒界에 炭化物의 析出이 뚜렷이 나타나고 있음을 알 수 있다.

다음에 본드부의 주요 元素의 濃度分布가 PWHT에 의해 어떤 變化를 가져오는가에 대한 검토를 위해 EPMA(Electron Probe Micro Analyzer)를 이용하여 본드 부근을 scanning한 결과의 面分析, 線分析을 Fig.

10과 Photo. 8에 나타낸다. Fig. 10은 690°C×30 hr PWHT 결과를 나타내고, Photo. 8은 as-welded 재와 PWHT 760°C인 경우의 分析結果이다. 이로부터 알 수

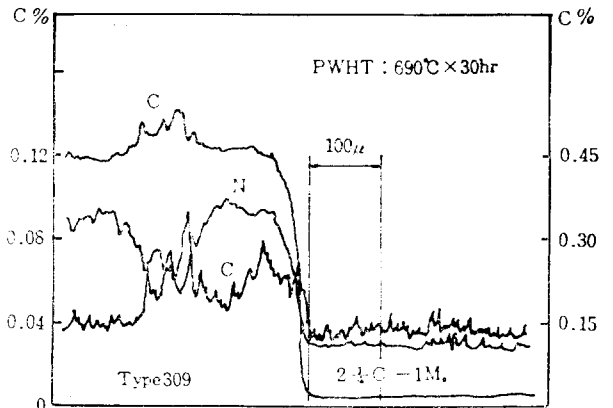
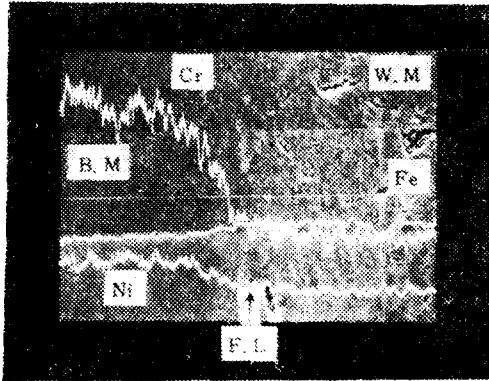
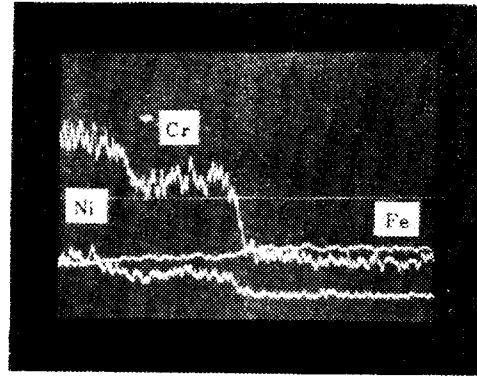


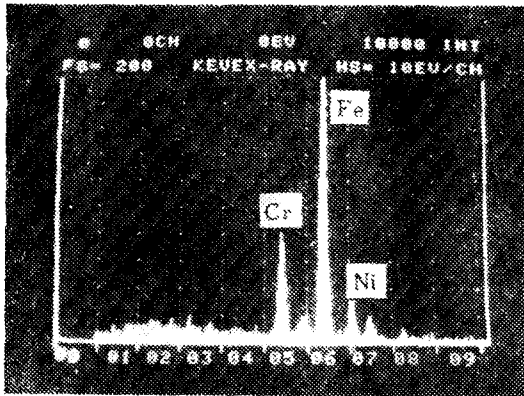
Fig. 10. Chemical composition profile measured by EPMA for overlay/Base metal interface(PWHT; 690°C×30 hr.)



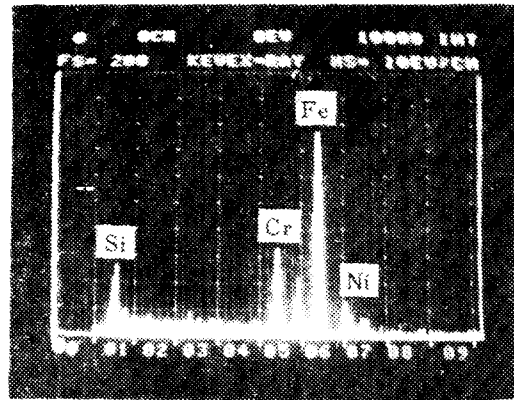
(a) As welded



(b) PWHT(760°C×10hr)



(c) EDX result: as welded



(d) EDX result: 760°C×10hr

Photo. 8. Distribution of Fe, Cr and Ni contents across bonded zone by EPMA(at 760°C)

있듯이 Ni, Cr, Fe는 용접 後熱處理를 실시하여도 as-welded제에 비해 分布狀態는 거의 변화하지 않고 있다. 또, Cr, Ni은 10~20 μ 정도 濃度의 不連續이 되는 遷移域이 보이는데 이 遷移域과 용접 본드부에 生成된 martensite와의 關係에 대해서는 明確치 않다. 한편 탄소는 용접 後熱處理에 의하여 母材側으로부터 오우버레이 金屬側에 移動하여 濃度不均을 發生하고 있으며, 그 폭은 약 200 μ m 정도임을 알 수 있다. 이러한 탄소의 擴散은 PWHT 제의 EPMA 分析에서도 알 수 있듯이 母材와 熔接金屬의 炭化物形成 potential 相違에 의한 소위 up-hill diffusion 現象임은 第1考에서 해석한 결과와 모이다.

3.4 炭化物 析出에 미치는 PWHT의 影響

오우버레이 熔接金屬에 있어서의 炭化物 析出은 주로 용접 後熱處理에 의하여 나타나게 되는 現象이다. 稻

垣, 中村 等⁹⁾은 PWHT에 의하여 나타나는 析出 炭化物 形狀과 析出位置 등을 대략 5가지로 分類하고 있는데 그것은 ① δ -ferrite의 주변과 1次晶境界 또는 오오스테나이트 粒界, ② matrix 중에 나타나는 點狀炭化物(dot-shaped carbide), ③ 거의 δ -ferrite 相중에 나타나는 塊狀炭化物(massive carbide), ④ 주로 母材로부터의 炭素擴散에 의해 析出한 炭化物(carbide precipitation), ⑤ 共析變態에 의하여 析出된 炭化物, 또는 martensite의 tempering에 의해 生成된 炭化物 등이 라고 報告하고 있다. 본 실험의 범위에서는 주로 母材로부터의 탄소 확산 이동에 의한 炭化物이 주류를 이루고 있으나 共析變態에 의하여 析出된 炭化物도 生成된 경우가 있다.

모재로부터의 탄소 확산에 의한 炭化物 析出은 炭素擴散이 가장 용이한 오오스테나이트 粒界로부터 시작되며, 1次晶境界가 그 다음이고 맨 후에 austenite

matrix 전체에 걸쳐析出을 일으키게 된다. 母材에서 炭素擴散이 어느 정도 현저하게 되면 Photo. 9에 나타낸 바와 같이 본드 근방의 오오스테나이트 粒界에 백색의 筋模樣이 나타나게 된다. 이와 같이 PWHT 時間이 긴 경우에는 이와 같은 組織이 成長하여 共析變態에서 發生된 ferrite와 炭化物임을 알 수 있다. 이 경우의 硬度測定 結果에 의하면 炭化物이 析出된 부분은 Hv 500(하중 200gr)인데 반하여, 共析變態의 부분은 Hv 200 정도의 값을 나타내어 극도로 軟化됨을 알 수

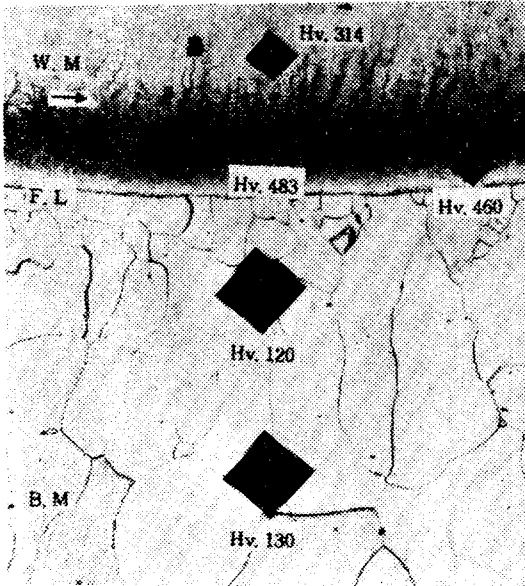


Photo. 9. Eutectoid phase on austenitic grain boundary near base metal with PWHT at 760°C(×400)

있다.

이와 같은 共析變態가 발생한 이유에 대해서 論者 등은 다음과 같이 생각하고 있다. 母材로부터의 炭素擴散 初期에 있어서는 주로 Cr 炭化物의 析出에 의하여 擴散해은 炭素가 消費된다. 그리고 어느 정도로 炭化物이 析出되던 粒界近傍의 오오스테나이트 matrix 중에 固溶하는 Cr 량의 저하 등의 원인에 의하여 오오스테나이트 地中の 炭素固溶량이 점차 증가한다. 다시 어느 加熱 時間을 지나치게 되면 共析變態에 의하여 오오스테나이트 分解를 일으키게 된다고 사료된다. 原子爐壓力 容器 등의 오우버레이 熔接施工時 요구되는 bending 試驗時, PWHT 溫度가 높고 PWHT 時間이 장시간인 경우에 본드 근방의 미소크랙이 발생하여 문제가 되는 일이 많다. 논자 등은 이들 크랙의 一因으로서 오오스테나이트 粒界에 발생한 共析相變態를 고려할 필요가 있다고 생각한다.

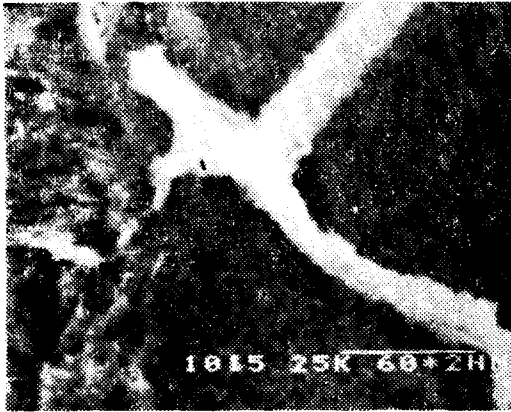
Photo. 10과 Photo. 11에 PWHT 溫度, 時間 변화에 있어서의 炭化物 析出狀況을 SEM(Scanning Electron Microscope)에 의하여 整理한 결과를 보이고 있다. 그림에서 명백하게 보여주듯이 PWHT 溫度가 높아지거나 PWHT 時間이 길어짐에 따라 오오스테나이트 粒界에 다량의 炭化物이 析出되고 있다. 이와 같은 炭化物의 同定 結果⁹⁾에 따르면 $M_{23}C_6$ 型의 炭化物 또는 M_6C 型 炭化物로 同定되고 있는데, 이 組織은 $C_{23}C_6$ 型의 炭化物로 形成되어 있다고 믿어진다. 이와 같은 炭化物의 析出은 PWHT의 長時間化에 따라 粒界에 다량으로 析出하고 있어 PWHT에 의한 스테인레스강 熔接金屬의 銳敏化 特性에 밀접한 관련이 있음을 입증해 주고 있다.



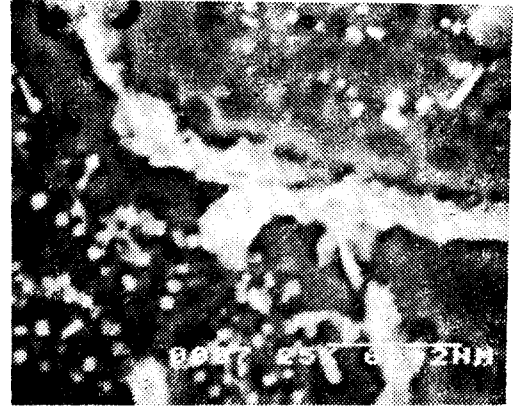
(a) as welded



(b) 3hr

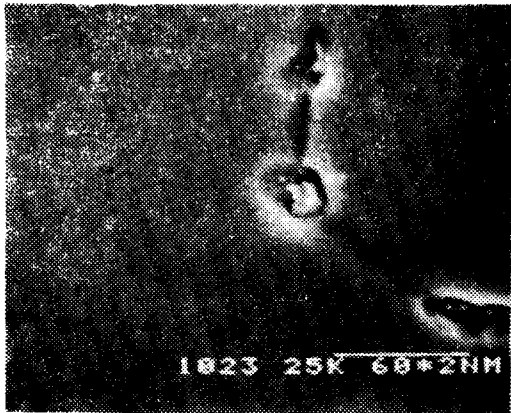


(c) 10hr



(d) 100hr

Photo. 10. Scanning electron micrographs of carbide precipitation in overlay weld metal with PWHT at 760°C.



(a) 625°C



(b) 670°C



(c) 720°C



(d) 760°C

Photo. 11. Scanning electron micrographs of carbide precipitation in overlay weld metal with PWHT at 10 hours.

3.5 綜合的 考察

이상의 결과로부터 PWHT를 실시한 경우의 스테인레스강 오우버레이 熔接金屬의 冶金學的 學動은 다음과 같이 요약된다.

1) 2% Cr-1 Mo강 接合部에서는 625°C~760°C에서 annealing에 의해 軟化가 일어나며, 이에 의한 ferrite강측의 炭素가 오오스테나이트계 스테인레스강측에 擴散移動하여 脫炭이 촉진된다.

2) 熔融層은 스테인레스강과 低合金鋼의 中間組成을 가지는 martensite로 추정되며, PWHT에 의하여 tempering 軟化되고 동시에 炭化物을 석출한다.

3) 스테인레스강 素材의 境界層을 제외한 領域에서는 熔接時 받은 塑性變形을 가지는 오오스테나이트 粒界에서 PWHT에 의해 炭化物이 析出되는데, 이와 같은 변화는 오오스테나이트계 스테인레스강에 있어 通常의 冷間加工 및 장시간 annealing에 의한 材質軟化¹⁰⁾와 같은 현상이다.

한편 스테인레스강 境界層에서는 PWHT에 의해 浸炭을 일으키는데, 스테인레스강의 오오스테나이트 중에 있어서의 炭素의 擴散速度는 低合金鋼의 ferrite 중에 있어서보다도 작다.¹¹⁾ 또 스테인레스강에는 Cr이 다량으로 함유되어 있기 때문에 ferrite강측에서 이동한 C는 스테인레스강 境界部에 濃縮되며, 600°C~760°C를 중심으로 Cr₂₃C₆ 炭化物의 치밀한 析出層을 形成하여 硬度도 as-welded 제에 비하여 훨씬 높은 Hv 530 정도에 달한다.

4) 이상의 諸現象은 擴散과 析出을 함께 하는 機構이기 때문에 각 溫度에 있어서의 加熱時間이 길수록 현상은 低溫側으로 이동한다. 예를 들면 炭化物 析出에 의한 硬化의 최대치는 3 hr PWHT의 760°C에서 30 hr PWHT의 670°C에 이행한다.

5) 18-8 스테인레스강의 PWHT에서 析出하는 炭化物은 Cr₂₃C₆가 정설이다. 일반적으로 Cr₇C₃은 炭化物 析出의 初期 또는 炭化物 反應에 의하여 準安定炭化物으로 析出되는 경우가 있으나 Cr 강중에 있어서의 炭化物相은 Cr/C비가 크게 되기 때문에 Cr₇C₃→Cr₂₃C₆와 같이 변화한다.¹²⁾

6) δ-ferrite를 포함하는 오오스테나이트계 스테인레스강 熔接金屬에서는 PWHT 條件에 의해서 경우에 따라서는 σ(sigma)相으로 變態한다고 알려져 있다. 본 實驗에서도 EPMA 分析結果로부터 σ相이 局部的으로 析出되고 있어 PWHT時의 σ相 析出 可能性은 충분히 고려되어야 한다.

4. 結 論

本考에서는 오오스테나이트계 스테인레스강 오우버레이 熔接部에 대해서 PWHT에 관한 冶金學的 考察을 실시한 결과 다음과 같은 結論을 얻었다.

1) 625°C~760°C의 PWHT에 의하여 ferrite계 鋼側으로부터 오오스테나이트계 鋼側에 炭素의 이동이 일어나며, ferrite측에서 脫炭이 오오스테나이트측에서는 浸炭現象이 일어난다.

2) 스테인레스강 오우버레이 熔接部의 組織變化는 PWHT 溫度가 높을수록, PWHT 時間이 길수록 脫炭과 浸炭層이 증대한다.

3) PWHT 溫度가 높은 경우(720°C, 760°C)는 단시간에서도 脫炭 및 浸炭이 발생하여 熔接 본드부의 熔接金屬側은 matrix의 오오스테나이트 結晶粒이 현저하게 粗大化 한다.

4) PWHT에 의한 본드부의 硬度變化는 625°C, 670°C인 경우 비교적 장시간의 PWHT에 의하여 硬化하지만 720°C, 760°C인 경우는 단시간에서도 硬化層을 形成한다.

5) PWHT에 의하여 接合部의 스테인레스강측의 오오스테나이트 粒界에 M₂₃C₆ 型的 炭化物이 析出하는데, 이와 같은 析出은 PWHT 溫度, 時間이 증대할수록 다량의 炭化物을 析出하고 있다.

6) PWHT에 의하여 발생한 가장 현저한 冶金的 變化는 炭化物 析出이다. 이는 주로 母材로부터의 炭素擴散에 의한 炭化物과 PWHT가 高溫, 長時間(100hr or 300hr)인 경우에 일어나는 共析變態에 의해 析出된 炭化物이다.

後 記

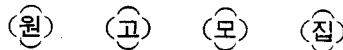
本 研究는 大阪大學 工學部 溶接工學科 向井研究室에서 實施되었으며, 本 研究의 完成까지 始終 貴重한 助言을 주신 向井喜彦教授, 松野 博先生, 村田 雅人博士, 西村新博士에게 깊은 感謝를 드리며, 溶接工學科 教授 그리고 向井研究室의 여러분들에게도 깊은 感謝의 뜻을 표한다. 아울러 實驗用鋼材의 全面的 協助을 해준 日本製鋼(株) 關係者 여러분에게 깊은 感謝를 표한다.

參 考 文 獻

- 1) 李暎浩, 尹義博, 스테인레스강 Overlay 용접부의 Disbonding에 관한 연구(1), 大韓熔接學會誌,

Vol. 1, No. 2, (1983).

- 2) 井川, 新成夫, γ 系, α 系 異材継手の熔接ボンドに関する研究, 溶接學會誌, Vol. 23, No. 2, pp. 46~57
- 3) R. J. Christoffel and R. M. Curran, *Carbon Migration in Welded Joints at Elevated Temperatures*, Welding Research Supplement, (1956), pp. 457s~467s
- 4) O. R. Carpenter and N. C. Jessen, *Some Factors Controlling the Ductility of 25 Cr-20 Ni Weld deposits*, Welding Jour, Vol. 26, No. 12, (1947), pp. 727s~740s
- 5) M. C. T. Bystran, *Some Guidance on Welding Dissimilar Alloy Steels*, British Welding Journal, Vol. 5, No. 10, (1957), pp. 475~480
- 6) M. Watanabe and I. Watanabe, *Brittleness at Bonded Part of Deposit metal by Austenitic Stainless Steel Electrode to the Ferritic Steel Mother Metal*, IIW, Doc. No. X-511-69
- 7) 薄田寛, 作本嘉郎, 爆着ステンレス鋼の接着強度の研究, メタルと火薬, No. 3, (1969), pp. 25~58
- 8) F. R. Darson and J. Miller, *A time-temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses*, Trans. A. S. M. E, Vol. 74, (1952), pp. 765
- 9) 稲垣道夫, 中村治方他, オーステイト系ステンレス鋼肉盛溶接金屬の 後熱處理に関する冶金學的 考察, 溶接學會誌, Vol. 40, No. 6, (1971), pp. 83~92
- 10) B. Cina, *The Metastability of Austenite in 18 / 8 Cr-Ni Alloy*, J. Iron and Steel Inst, 179, (1955), pp. 230~239
- 11) 邦武立郎; 鐵および鋼中の炭素の擴散—實驗的 研究を主として, 日本金屬學會誌, Vol. 9, No. 3, (1964), pp. 466~476
- 12) 成田貴一, 鋼中の炭化物について (1), 日本金屬學會會報, Vol. 7, No. 2, (1968), pp. 742~754
- 13) 立川逸郎, 小田明, 爆着オーステイト系ステンレスクラッド鋼の加熱に関する冶金的研究, Vol. 41, No. 6, (1972), pp. 67~78



당 학회지는 여러분의 정성으로 이루어집니다. 알찬 학회지로 성장할 수 있도록 귀중한 체험과 연구를 담아 보내 주시기 바랍니다. 원고 작성은 본 학회지 끝에 있는 투고 규정을 준수하여 주십시오.

채택된 원고는 당 학회지에 게재되며 저자에게는 별쇄본 50부를 증정합니다.

• 모집 분야: 기술보고·강좌 및 논문

• 원고: 수시 접수

• 보내실 곳: 300-32 충남 대덕 연구단지 사서함 6호

대한용접학회

전화 (042) 822-7401 (교) 228, 256