研 究 論 文
大 韓 熔 接 學 會 誌
第8卷 第3號 1990年 9月
Journal of the Korean Welding Society
Vol.8, No.3, Sep., 1990

스테인레스강 Overlay용접부의 수소취화 균열감수성에 관한 연구(1)

李 暎 浩 *

Study on the Hydrogen Embrittlement Crack Susceptibility of Stainless Steel Overlaid Weld Metal(Report 1)

Y.H.Lee*

Key Words : Overlaid Weld Metal(오버레이 용접금속), Hydrogen Embrittlement Crack(수소취화균열), Electrolytic Hydrogen Charge(전해수소챠지), Coarse-grained Austenite(오스테나이트 조대입), PWHT(용접후 열처리) Cracking Susceptibility(균열 감수성), Intergranular Corrosion Test(입계 부식시험), Hydrogen Accumulation(수소집적), Sensitization Characteristics(예민화특성)

Abstract

The research is to insure the soundness of the stainless steel overlaid weld metal(21/4 Cr-IMo steel + SUS 309L)for a pressure vessel application.

Detail studies were conducted for the PWHT influence on the microstructure and intergranular corrosion characteristics of the overlaid weld metal as well as initiation of hydrogen embrittlement crack(or Disbonding)when welded metal are exposed to the hydrogen atmosphere.

Hydrogen was experimentally charged to the overlaid weld metal in order to study PWHT effect on the susceptibility of hydrogen embrittlemnt crack.

The results of this research are as follows :

1. At the bond region, austenite grain of the stainless steel side became coarsed and Cr23C6 type carbide was precipitated at the coarsed austenitic grain boundaries. Intergranular Corrosion width(by Strauss test) increased with increasing PWHT temperature and PWHT time.

* 정회원, 충남대학교, 공과대학

2. Crack was observed at the austenitic stainless steel side when hydrogen was electrolytically charged and direction of cracking was propagated along the coarsed austenite grain boundary.

3. Hydrogen embrittlement crack susceptibility was most sensitive with PWHT condition of 690℃-720℃ in temperature and 10-30hr in time, which indicated a close relationship with stainless steel sensitized characteristics.

4. Strauss test results indicated that it is necessary to have carbon diffusion from the base metal (21/4 Cr-1Mo steel) to produce Cr deplete Zone at the austenite grain boundary.

I. 서 론

석유정제 plant등의 중유직접 탈류 반응용기는 고온고압의 H_2-H_2S환경하에서 사용되고있다. 이 때문에 이들 용기의 용접구조 재료는 고강도 및 내수소취화성에 뛰어난 특성을 가지고있는 21/4 Cr-1Mo강을 사용하고 그 내면에 내식성을 고려하여 오스테나이트계 스테인레스강을 overlay용접하는 경우가 많다. 그러나 이들 압력 용기의 사용과정중, 용접금속과 모재의 경계부 근방에서는 용접 본드부에 평행한 스테인레스강측에 수소취화균열(또는 disbonding)이 발생되고 있어 문제로 대두되고 있다[1~4].

이와같은 수소취화균열은 압력용기 가동중에 Overlay 용접금속및 모재에 침입한 수소에 기인하여 운전정지후에 발생하는 일종의 지연균열(delayed cracking)현상으로 보고되고 있다[2,3]. 즉 수소취화균열은 조업중에 발생되는 용기내벽의 오스테나이트계 스테인레스강 용접부의 수소흡장량에 관계가 있으며, 조업을 정지한 때에 모재와 용접금속 경계에 이상수소가 집적하거나 또는 용접후열처리 (PHWT : Post Weld Heat Treatment, 이하 PHWT라 표기함)에 의한 물질이동현상[5]으로 발생한 침탄, 탈탄현상과 용접경계부의 스테인레스강측의 PWHT에 의한 오스테나이트입자의 조대화형성[6]및 가열, 냉각에 의한 응력의 존재등이 균열의 중요한 요인으로 생각되고 있다.

본 연구는 오스테나이트계 스테인레스강 Overlay 용접부의 PWHT에 의한 조직변화에 근거를 두고 수소전해차지법에 의하여 용접경계부의 수소취화균열을 재현시키고 용접경계부에 있어서의 PWHT조건과 수소취화균열감수성과 상호관련성에 대하여 검토하였으며 또한, Strauss 시험법에 의하여 스테인레스강측의 조대입계와 균열과의 관련성을 검토하였다.

2. 실험방법

2.1. 실험재료및 시험편형상

본 실험에 사용된 모재는 판두께 90mm의 강판(410mm×620mm, 180kg)으로 현재 압력용기용 재료로 널리 이용되고 있는 2¼Cr-1Mo강을 사용하였으며 Overlay 용접재료로서는 오스테나이트계 스테인레스강인 Type390L을 사용하였다. 실험재료 및 용착금속의 화학조성을 Table 1및 Table 2에 각각 나타낸다.

용접시공조건과 PWHT조건은 Table 3과 같다. 시편은 PWHT실시후 공냉하였으며 일부의 시편에 대해서는 입계부식특성을 검토하기 위하여

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	Plate Thick Strip Size (mm)	Chemical Compositions (Wt.%)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Al*
Base Metal 2¼Cr-1Mo Steel	90	0.14	0.04	0.52	0.009	0.12	0.10	2.43	0.06	0.98	-	<0.005
SUS 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 weld metals

Materials	Layer	Chemical Compositions(Wt.%)											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Nb
SUS 309L	1	0.041	0.43	1.67	0.017	0.006	9.02	17.44	0.02	0.17	0.05	0.021	0.01
SUS 309L	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
SUS 309L	3	0.018	0.42	1.84	0.018	0.005	10.74	20.35	0.01	0.01	0.06	0.020	
2¼Cr-1Mo Steel	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

Table 3 Welding procedure and PWHT conditions for overlaid weld metal

Process	Electro Slag Welding
Current(A)	1300~1400
Voltage(V)	29~30
Speed(mm/min)	150
Position	Flat
Polarity	D.C.R.P
Preheating, Interpass Temp.(℃)	150~200
Pass Number	10
Overlay Weldmetal Thickness(mm)	12
PWHT Temp.(℃)	625, 670, 690, 720, 760
PWHT Time(hr)	3, 10, 30, 100, 300

690℃, 10hr의 PWHT후에 850℃, 72hr의 조건으로 한번 더 열처리를 실시한 시편도 준비하였다.

Photo. 1은 Overlay 용접부의 Macro사진을 나타내며 음극수소 전해챠지(chathodic hydrogen electrolytic charge)를 위한 시편형상을 Fig.1에 나타낸다.

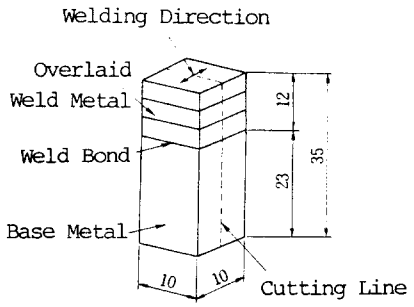


Fig. 1 Dimension of test specimen(mm) (Cathodic charge)

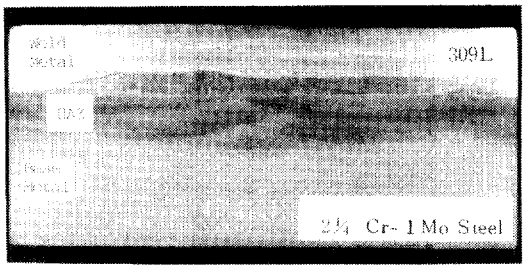


Photo. 1 Macrostructure of overlaid weld metal

2.2. 조직관찰

PWHT종료후 Fig. 1에 나타낸 시험편을 용접경계면에 수직하게 중앙으로 절단하여 중앙단면상에서 경계부의 조직을 관찰하였다. 조직관찰은 절단면을 바프연마한후 Marble액(HCl ; $CuSO_4$; H_2O=20ml : 4gr : 20ml)에 의하여 부식시켰다.

2.3. 입계부식시험

경계부의 용접금속측 조대입계의 입계부식성을 Strauss시험에 의하여 검사하였다. 검사순서는 Fig. 1에 나타낸 시편에 대하여 PWHT를 실시한 후, 용접경계면에 수직으로 중앙을 절단하여 모재를 비등 Acetic acid로 용해 제거한후 용접금속(309L)만을 남게하여 절단면을 바프연마한후 JIS G0575에 의하여 Strauss시험을 실시하였다. 그 다음 Fig. 2에 나타낸 바와 같이 중앙으로 절단하

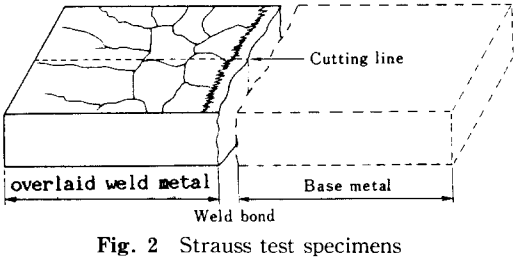


Fig. 2 Strauss test specimens

여 절단면을 다시 바프연마 한후 표면으로 부터의 입계부식깊이를 SEM관찰에 의하여 측정하였다.

2.4. Overlay 용접금속만의 입계부식시험

Fig. 1에 나타낸 시편을 용접경계면에 수직으로 중앙을 절단하여 PWHT를 실시하기전(As-welded상태)에 모재를 용해 제거하고 용접금속만을 남게한후 시편을 각각의 PWHT조건에서 열처리한후 공냉하였다. 조직시험은 2.2항의 방법으로 실시하고 조직시험후 표면을 바프연마한 다음 2.3항의 방법으로 Strauss시험을 실시하여 입계부식성을 검토하였다. 또한 본 시험에서는 SEM관찰에 의한 표면의 조립입계의 침식폭을 측정하여 입계부식성을 평가하였다.

2.5. 수소취화 균열감수성시험

Fig. 1에 나타낸 시편을 PWHT실시후 용접경계면에 수직으로 중앙을 절단하고 절단면을 emery paper로 #1500까지 연마한후 용접경계부로 부터 모재측의 2mm부분까지를 실리콘 고무로 도장하고 이를 Fig. 3에 나타낸 전기회로장치에 의하여 수소챠지시험을 실시하였다. 챠지시의 용액및 음극전해조건을 Table 4에 나타낸다. 실리콘고무로 도장하고 있기 때문에 수소는 모재측(2¼Cr-1Mo강)으로 부터만 차지되며 용접 경계부및 용접금속측에는 용액이 접촉되지 않는다. 일정시간(본 시험에서는 30hr) 수소챠지를 실시한후 시험

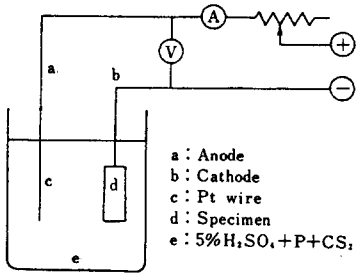


Fig. 3 The electrochemical circuit for the hydrogenation

Table 4 Hydrogen charged conditions

Solution	5%H_2SO_4+P+CS_2, (3*l* : 6gr : 60cc) Room temp.
Current density	40(mA/cm^2)
Charged time	30(hr)

편의 표면을 emery paper로 #1500및 바프연마까지 한 다음 Marble액으로 부식시켜 조직검사를 실시하였으며 일부의 시편에 대해서는 10% Alchol로 전해부식 시킨후 SEM관찰에 의하여 균열의 발생 유무를 조사하였다. 또한, 앞서 표기한 PWHT조건외의 현상을 파악하기 위하여 550℃, 850℃에서 일정시간 PWHT를 실시한 경우에 대해서도 조사하였다.

3. 실험결과및 고찰

3.1. 입계부식시험

Overlay 용접경계부의 용접금속측 조대입계에 수소취화균열을 발생시키는 원인으로서는 PWHT를 실시한 경우 오스테나이트입계에 석출한 크롬탄화물 또는 탄화물의 석출결과 탄화 물 주변에 형성되는 matrix중의 고용 Cr의 결핍[7]이 중요한 인자로 생각되고 있다.

이와같은점을 검토하기 위하여 Strauss시험을 행하였으며 이 시험에서 오스테나이트입계의 Cr 결핍역이 선택적으로 부식된다. Photo. 2에 Strauss시험을 실시한 시편의 표면 조대입계부근의 침식상황을 나타낸다. Strauss시험후 표면으로 부터의 입계 침식폭을 SEM에 의해 측정한 결과는 Fig. 4와 같다. Fig. 4로 부터 알 수 있는 바와 같이 PWHT온도가 높을수록, PWHT시간이 길수록 침식폭은 크게 나타나고 있다. 또한, 690℃, 10hr으로 PWHT를 실시한 후에 다시 850℃, 10hr의 2회 열처리한 경우와 함께 Photo. 3에 나타

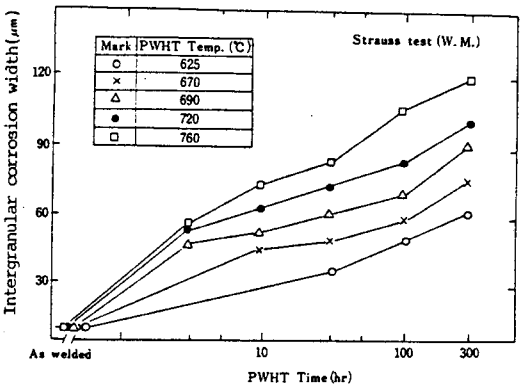
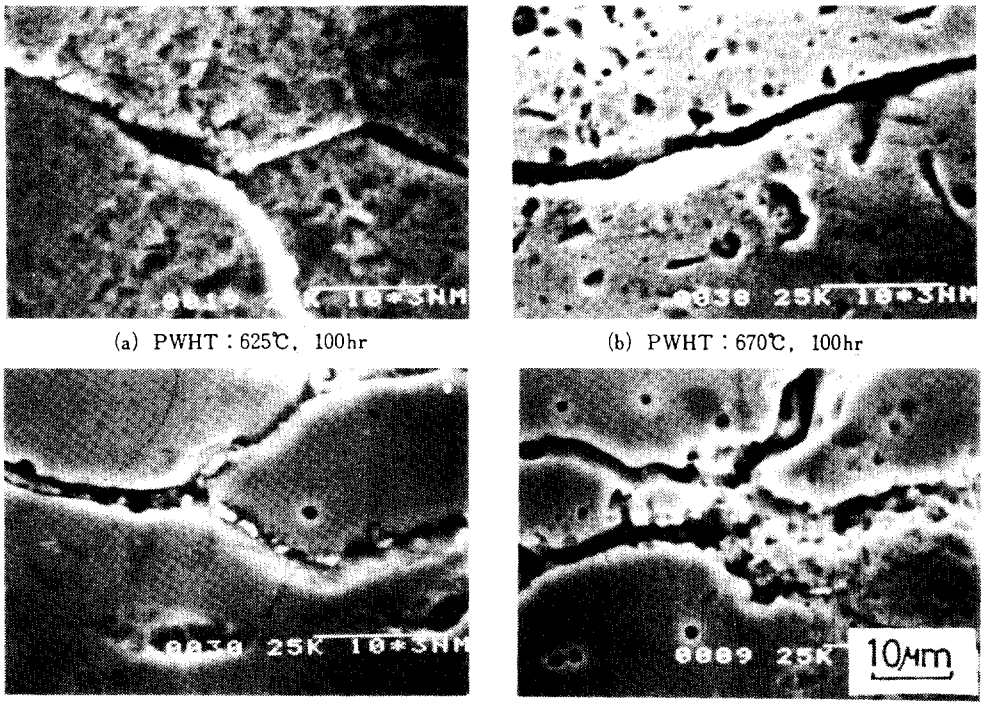


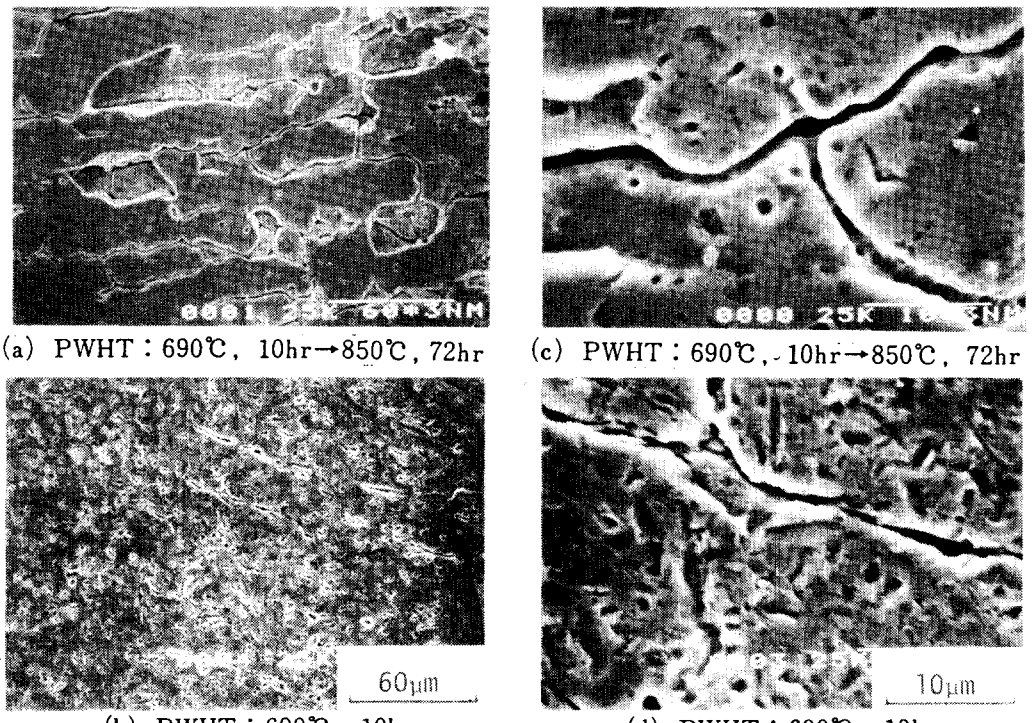
Fig. 4 Effect of PWHT on corrosion depth around grain boundary under Strauss test



(a) PWHT : 625℃, 100hr (b) PWHT : 670℃, 100hr

(c) PWHT : 720℃, 100hr (d) PWHT : 760℃, 100hr

Photo. 2 Corrosion states of specimen surface after Strauss test



(a) PWHT : 690℃, 10hr→850℃, 72hr (c) PWHT : 690℃, 10hr→850℃, 72hr

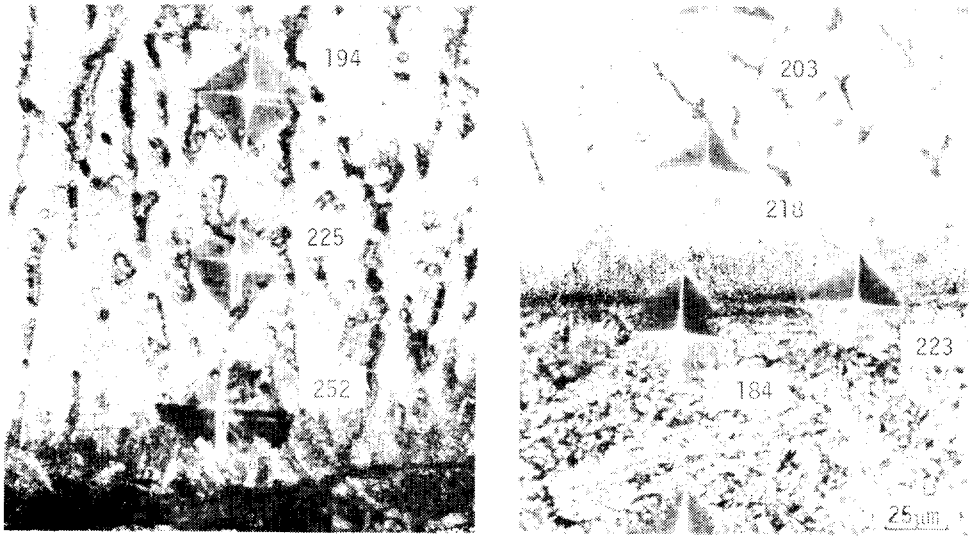
(b) PWHT : 690℃, 10hr (d) PWHT : 690℃, 10hr

Photo. 3 Relation between corrosion states and PWHT times of specimen surface after Strauss test

낸다. 여기서부터 알수 있는 바와 같이 2회 열처리를 실시한 쪽의 침식이 훨씬 심하게 나타나고 있음을 알 수 있다. 이 결과에 대한 고찰은 Overlay용접금속만의 입계부식시험결과에서 같이 고찰한다.

3.2. Overlay 용접금속만의 입계부식시험

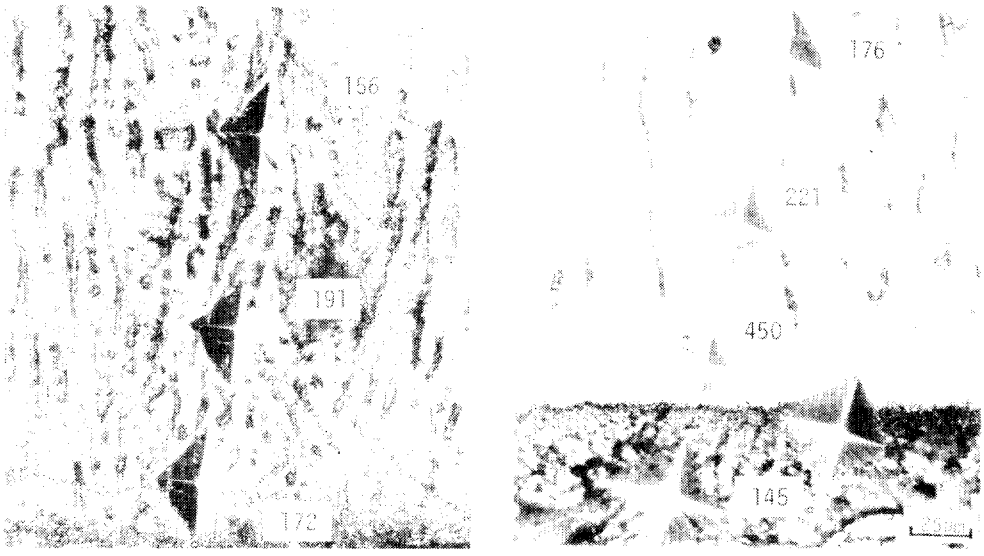
모재를 먼저 용해제거하여 용접금속측(309L)만을 남게한후 PWHT를 실시한 경우의 조직을 Photo.4에 나타내며 비교를 위하여 모재를 제거하기 이전의 조직사진도 함께 나타낸다. 또 이 경우의 경도측정 결과를 Fig.5에 나타낸다. Fig.5로부터 알 수 있는 바와같이 Overlay 용접금속만을 PWHT한 경우의 경도는 PWHT시간에 거의 영향을 받고있지 않으며 이미 검토한[6] 모재를 제거하기 이전의 시편을 PWHT한 경우에 비하여



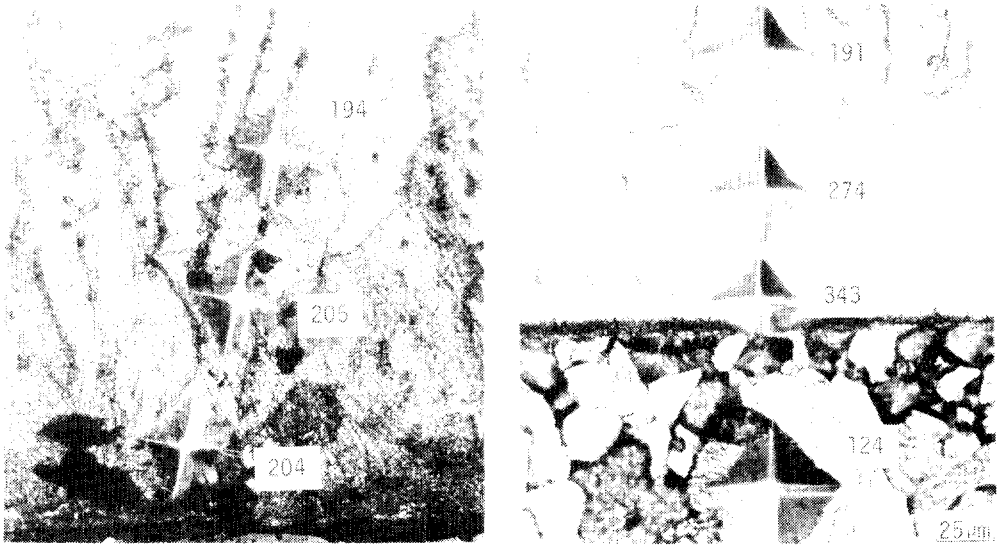
(a) PWHT : 625℃, 10hr

(b) PWHT : 670℃, 10hr

Photo. 4 Microstructures around the fusion boundary of PWHT materials and base metal-removed out weld metal(left side photo.) in HNO_3 solution



(c) PWHT : 690℃, 10hr



(d) PWHT : 720℃, 10hr

Photo. 4 Continued

용접 경계부의 경도는 별다른 상승을 나타내지 않고있다.

Photo. 5에는 PWHT 온도를 670℃, 690℃, 720℃, 760℃에서 각각 30hr, 100hr후 열처리를 실시한 경우에 대하여 나타내고 있다. 사진에서 알수있는 바와 같이 760℃, 720℃에서 후 열처리를 실시한 경우보다 690℃, 670℃에서 실시한 경우가 그 침식폭이 더욱 넓게 나타나고 있음을 알 수있다.

이상의 결과를 PWHT에 의한 모재로부터 스테인레스강측으로의 탄소이동과 Strauss시험에 의한 입계부식성을 종합하여 비교하면 스테인레스강 Overlay용접부에 PWHT를 실시한 경우에는 Fig. 4에서 이미 나타낸바와 같이 PWHT온도가

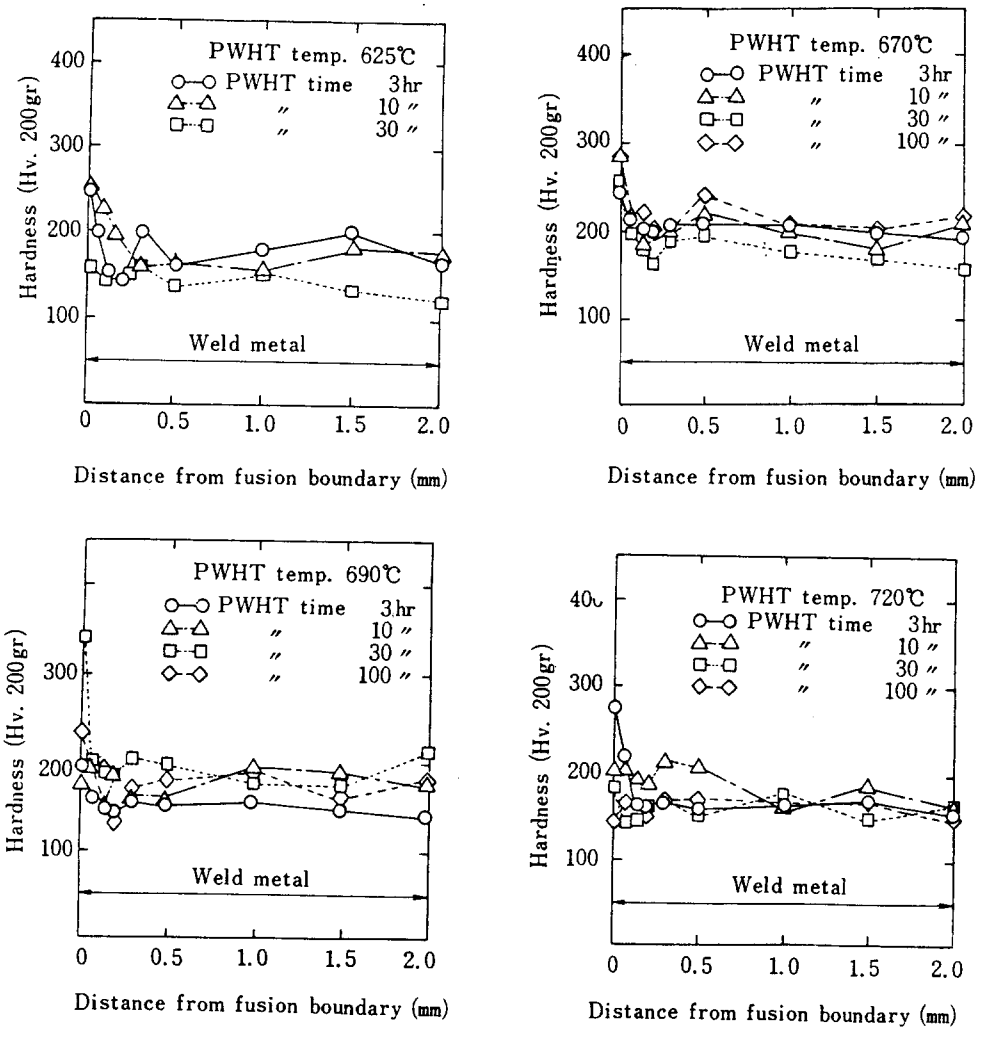


Fig. 5 Hardness distribution around the fusion boundary of base metal-removed out weld metal in HNO_3 solution

높고 시간이 길수록 침식정도가 크다. 그러나 모재를 제거한 시편에 PWHT를 실시한 경우에는 반대로 PWHT온도가 고온인 760℃경우에 있어서 보다도 오히려 670℃, 690℃에서의 침식정도가 더 크게 나타난다. 이는 스테인레스강 특유의 입계부식성을 나타내고 있는 것으로 생각된다. 전자의 이유로서는 고온, 장시간에서 PWHT를 실시함에 따라 모재로부터의 탄소이동에 따라 용접경계부에서의 스테인레스강측 조대입역의 탄소농도는 상승한다. 이는 이미 보고한[5] EPMA분석결과로 부터 명백하다. 따라서 보다 많은 Cr탄화물이 오스테나이트입계에 석출하고 그 결과 탄화물 주변의 matrix중에 보다 많은 고용 Cr이 결핍하기때문으로 생각된다. 이에 대하여 후자의 경우는 아무리 고온, 장시간동안 PWHT를 실시하여도 탄소의 공급원이 모재가 없기 때문에 탄소만이 탄화물로서 석출하게되며 그 결과, 주변 matrix중의 고용 Cr이 그 많큼의 탄화물 밖에 결핍되지 않아 결국 스테인레스강 특유의 입계부식성을 나타내고 있다고 사료된다.

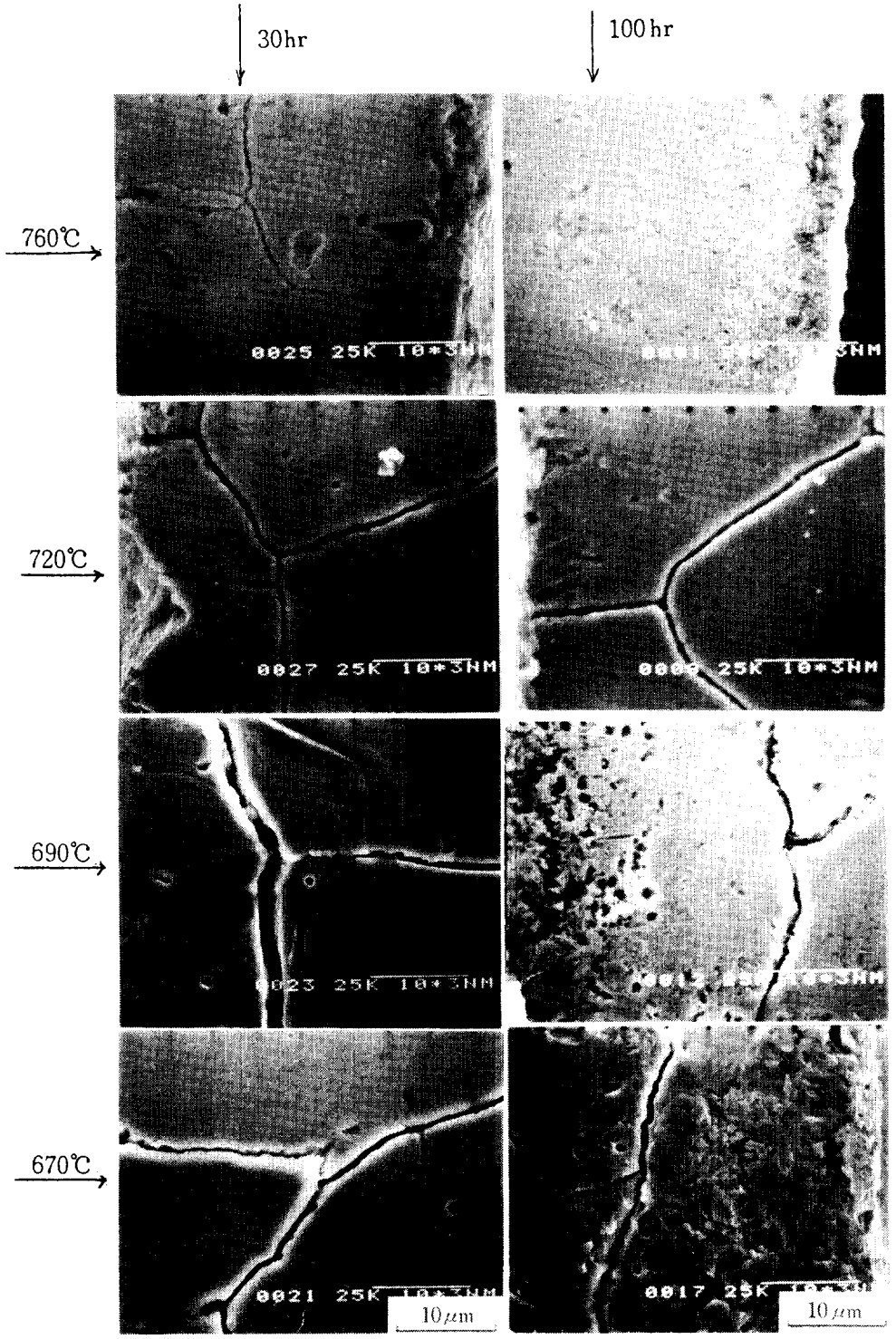
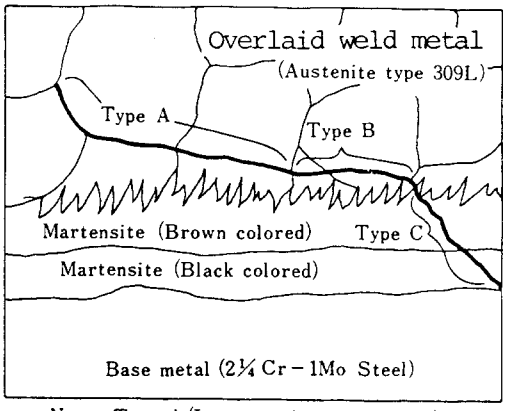


Photo. 5 Relation between corrosion states and PWHT conditions of specimen surface after Strauss test

3.3. 수소취화 균열감수성시험

PWHT를 실시한 스테인레스강 Overlay용접부에 음극전해챠지에 의하여 모재측으로부터 수소를 챠지함에 의하여 무부하조건에서도 용접경계부의 스테인레스강측에 균열이 발생한다.

Photo. 6에 전해챠지에 의한 수소취화균열의 일예를 나타낸다. 균열은 용접경계부의 스테인레스 용접금속측 조대입계를 따라서 발생하고 있다. Overlay용접부의 균열은 일반적으로 Fig. 6에 나타낸 바와 같이 조대입계를 통하여 type A와 입내를 통하여 type B및 martensite층을 통하는 type C로 분류된다고 보고[8]되고 있다. 본 실험에 있어서는 type A및 B가 대부분이었으며 type C는 나타나지 않았다. Table 5는 스테인레스강 Overlay용접부의 수소취화균열시험 결과이



Note: Type A (Intergranular crack: IGc)
Type B (Transgranular crack: TGc)
Type C (Martensite+Carbide layer)

Fig. 6 Schematic view of hydrogen embrittlement crack

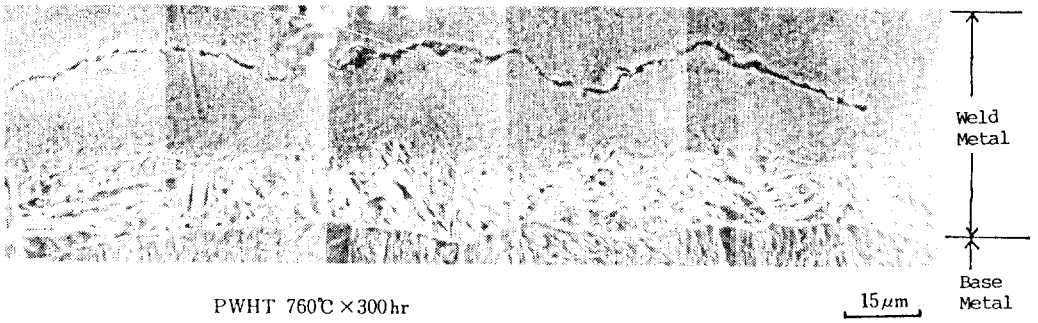


Photo. 6 Typical hydrogen embrittlement crack undre non load

Table 5. Crack morphology of hydrogen charged materials after several PWHT

Temp.(℃) \ Time(hr)	3	10	30	100	300
800	×	×	×	×	×
	–	–	–	–	–
760	×	○	◎	○	○
	–	ICc	IGc+TGc	IGc	IGc
720	×	◎	○	◎	○
	–	IGc	IGc+TGc	IGc	IGc+TGc
690	×	○	◎	○	○
	–	IGc	IGc	IGc	IGc
670	×	○	◎	○	○
	–	IGc	IGc+TGc	IGc	IGc
625	×	×	○	○	○
	–	–	IGc+TGc	IGc	IGc
550	×	×	×	×	×
	–	–	–	–	–

Note : ○ : Crack, ◎ : Many cracks, × : No crack, IGc : Intergranular crack, TGc : Transgranular crack

다. Table 5중의 IGc는 type A를 TGc는 type B를 나타내고 있다.

Fig. 7은 균열방생에 대한 PWHT의 임계조건을 나타내고 있으며 동시에 발생한 균열길이의 합계를 시편전장에 대한 백분율로 나타내고 있다. Table 5와 Fig. 7로 부터 알수있는 바와 같이 균열은 670℃-760℃범위에서 가장 많이 발생하고 있으며 PWHT시간이 최소 10hr이상의 장시간에서 나타나고 있음을 알 수 있다.

한편, Fig. 4의 결과로부터 Fig. 8에 나타낸 바와 같이 PWHT시간과 온도를 parameter로 하여 등침식깊이 곡선을 추정하였다. Fig. 8에 Fig. 7의 수소취화균열 한계곡선을 점선으로 Overlap하여 비교하면, 저온측에서는 서로 유사한 경향을 나타내고 있어 탄화물의 입계석출이 균열과 관련하고 있음을 시사하여 주고 있으나 고온측에서는 반드시 그렇지도 않다. 예를들면, 760℃에서는 그 이하의 온도인 경우에 비하여 Strauss시험에 의한 침식이 넓게 나타나고 있으나 균열은 오히려 발생하기 어려운 경향을 나타내어 주고 있다. 즉, 입계석출 이외의 요인이 균열에 관계하고 있음을 입증하고 있다.

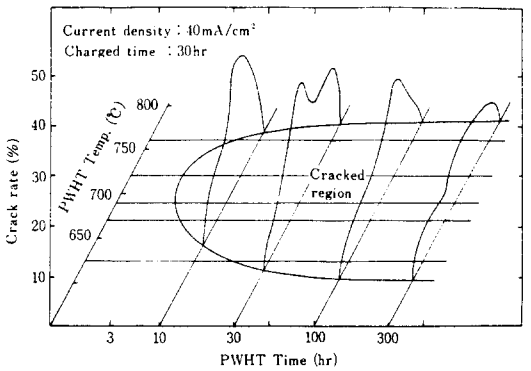


Fig. 7 Relation between PWHT condition and crack rate

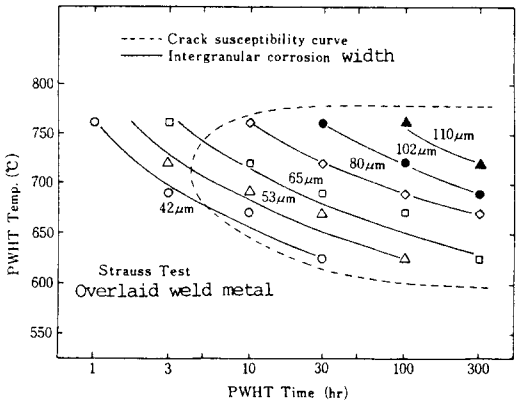
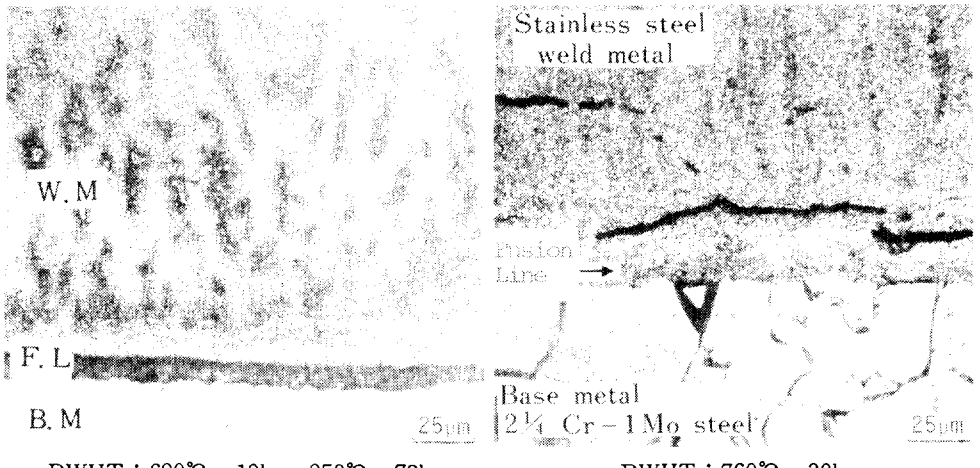


Fig. 8 Isotrpic corrosion depth curve

이상과 같은 점을 더욱 검토하기 위하여 2회 후열처리한 시편에 대하여 조사한 결과, Fig. 7에서 이미 나타낸것과 같이 수소취화균열이 확실하게 발생되고있는 PWHT조건 즉, 690℃, 10hr으로 PWHT한후, 수소취화균열을 발생하지 않는 온도 즉, 850℃, 72hr에서 다시 한번 열처리한후 시편에 대하여 40mA/cm의 전류밀도로서 음극전해차지에 의한 수소취화균열시험을 실시하였다. 그 결과를 Photo. 7에 나타낸다. 그림으로부터 알 수



PWHT : 690℃, 10hr→850℃, 72hr　　PWHT : 760℃, 30hr

Photo. 7 Morphology of hydrogen embrittlement crack undre different PWHT conditions

있는 바와 같이 1회의 PWHT를 실시한 경우에 나타나고 있는 균열은 2회의 PWHT를 실시함에 의해 균열이 발생되지 않고 있다. 앞의 Photo. 3에 이미 나타낸 바와 같이 Strauss시험에 있어서는 690℃, 10hr에서 PWHT를 실시한 경우보다 2회 열처리를 실시한 경우가 부식정도가 현저하다. 즉, 오스테나이트계 스테인레스강에 나타나는 스테인레스강 특유의 내식성회복 효과[20]는 Overlay 용접부에서는 기대할 수 없다.

4. 수소취화균열감수성에 관한 종합적 고찰

4. 1. 수소취화균열의 발생과 전파특성

이상과 같은 여러실험 결과로부터 수소취화균열은 용접경계부의 탄화물층에 Vermicular상으로 발생하고 있으며 이 균열은 오스테나이트입계를 따라 전파하고 있음을 알 수 있었다. Fig. 9에는 균열의 발생상황을 도식적으로 나타내었다. 모재와 용접금속간에 형성되는 천이층은 이미 보고된[5,6]바와 같이 탄소가 모재로부터 Overlay금속측을 향하여 연속적으로 이동하며 이 부분은 오스테나이트조대화가 형성된다. 이와같은 조대입은 모재의 prior austenite입으로부터 epitiaxial성장을 이루고 있으며 이는 응고에 의하여 형성된 평활계면과 유사한 형태이다.

이와 같이 수소취화균열(hydrogen embrittlement crack 또는 disbonding)은 일반적으로 조대한 결정입이 존재하면 발생하기 쉽다. 그러나 as-welded상태에서는 발생하기 어렵다[9]. 다음, Fig. 9에 나타낸 바와 같이 용접부의 잔류응력제거를 위하여 PWHT가 실시되는데 이 경우에는 경계부 모재측으로부터의 탄소확산이동에 의하여 $Cr_{23}C_6$탄화물이 석출된다. 이와같이 PWHT는 열처리온도가 낮을수록 열처리시간이 짧을수록 수소취화균열은 발생되기 어렵다[3,9,10].

K. Ohnishi[3]등은 고온고압 Autoclave법에 의하여 스테인레스강측으로부터 수소를 첨가한후 노냉한 시점에서 5-10hr경과후에 균열이 발생하고 있음을 확인하고 있다. 실제의 반응 용기에 있어서는 가동후의 정기검사(shut down한 경우)시 시간의 경과와 함께 균열이 발생하고 있다. 이것은 Overlay용접금속에 침입한 수소가 용접금속과 모재에 확산한 후 경계부에서 수소집적을 형성하여 균열을 발생한것으로 사료된다. Fick's의 확산식을 이용하여 계산으로 구한 결과의 용접경계부 수소농도는 220ppm[11], 261ppm[10], 100ppm[12]등으로 보고 되고 있다. 이와같은 균열은 이미 검토한 바와 같이 탄화물층 혹은 조대입계로 부터 발생하며 Fig. 9에 나타낸 바와 같이 오스테나이트입계를 따라 전파한다.

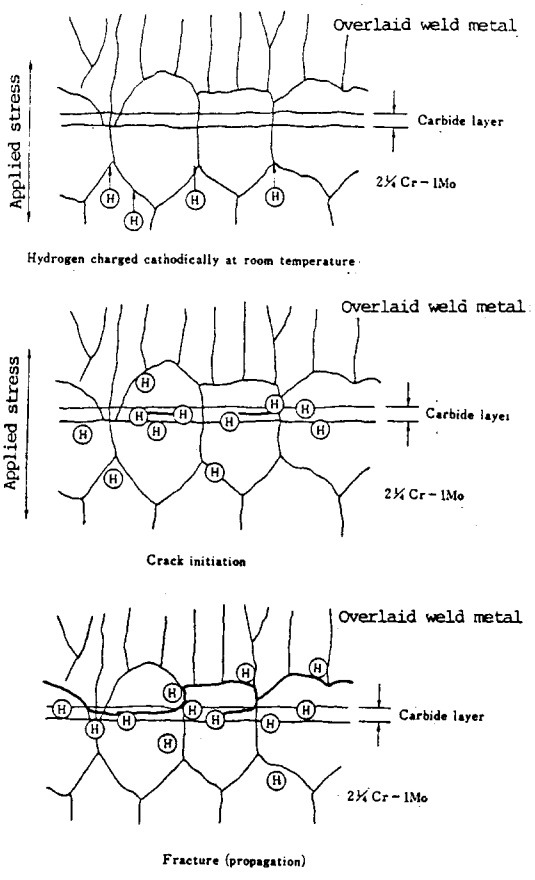


Fig. 9 Schematic representation of crack profile on overlaid weld metal

4. 2. 수소취화균열의 요인

수소취화균열의 발생과 전파특성에 대해서는 앞에서 상세하게 검토하였으며 이들의 결과를 종합하여 보면 균열의 발생요인은 1) 조대오스테나이트입, 2) 탄화물층, 3) 수소의 집적, 4) 잔류응력 등으로 요약될 수 있다. 1)의 조대오스테나이트입

은 그 생성은 명확하지는 않지만 응고조직에서의 평활계면과 매우 유사하다. 또한, Cr 및 Ni양은 경계부에 가까울 수록 모재에서의 그들의 양과 가까워져 Overlay용접금속의 평균조성보다 약간 낮게됨을 추정할 수가 있다. 따라서 Ovelay용접금속의 분석치는 경계부의 분석치와 다르며 경계부의 조직은 Schaeffler diagram으로부터 추정되는 조직과 양간 다르다고 생각된다[14]. 나아가서 용접후 열처리에 의해 경계부 스테인레스강측에는 탄화물이 형성되며 이는 $Cr_{23}C_6$인 점으로부터 그 주변은 Cr결핍역이 형성되어 α'-martensite[14~16]가 생성되고 이 생성은 스테인레스강에서는 소성변형을 수반한 경우와 수소가 침입하여 일어나는 수소취화에 의한 경우가 있다. 한편, 스테인레스강 Overlay용접시, 용접부의 수직방향(Z방향)잔류응력이 14-21kg/mm²라는 보고[3,13]는 수소취화균열발생에 대한 또 하나의 요인으로 생각되고 있다. 따라서 앞에 서술한 3)의 수소집적및 4)의 잔류응력등에 의하여 α'-martensite가 더욱 생성되는 것으로 사료된다.

수소취화감수성은 예민화처리에 의하여 석출한 입계탄화물의 양에 관계한다. 즉, 탄화물층에 있어서는 오스테나이트입계면에 있어서의 면적율이 증가할수록 탄화물양이 많아진다고 알려져 있으며[16] 예민화처리에 의한 수소취화균열방생율에 있어 Ni 당량의 상한치가 변화하는 것은 탄화물의 입계석출및 그에 수반하는 수소취화감수성의 증가를 나타내는것으로 사료된다.

따라서 입계석출물은 수소와 인장응력의 작용에 의한 탄화물주변에서의 micro-crack발생에 영향을 미치며 탄화물 주변이 수소의 trapping-site가 되어 균열이 발생되는 것으로 사료된다.

5. 결 론

본 연구에서는 2¼Cr-1Mo강에 오스테나이트계 스테인레스강(309L)을 Overlay용접하여 용접부에 PWHT를 실시하고 음극전해차지법에 의하여 용접부에 수소를 침입시켜 수소취화균열을 재현시키고 조직관찰및 부식시험을 실시하여 균열의 발생과 전파및 수소취화 감성에 대하여 검토한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

1) Strauss시험에 의한 용접부의 입계부식은 PWHT온도가 높을수록, PWHT시간이 길수록 심하게 나타나고 있으며 탄화물석출에 의한 입계근방에 Cr결핍역을 나타내었다.

2) 모재를 용해제거하여 스테인레스 Overlay용접금속만을 PWHT한 경우 Strauss시험에서의 입계부식은 극히 경미하여 PWHT에 의한 입계의 Cr결핍역 생성을 위해서는 모재측으로부터의 탄소의 이동이 필요조건임이 입증되었다.

3) Overlay용접금속에 대하여 PWHT를 실시한 경우의 경도는 PWHT온도와 시간에 거의 무관하며 모재를 제거하기 이전의 시편에 대하 PWHT실시 경우에 비하여 용접경계부의 경도는 별다른 상승을 나타내지 않았다.

4) Overlay용접부에 PWHT를 실시하고 수소를 흡입시키면 PWHT조건에 따라 용접경계부근방의 오스테나이트 조대입계를 따라 균열이 발생한다. 균열은 690℃-720℃, 10-30hr의 PWHT조건에서 가장 심하며 600℃이하와 800℃이상에서는 발생하지 않았다.

5) 수소취화균열은 용접경계부의 용접금속측 오스테나이트 조대입역과 탄화물층에서 발생하고 있으며 입계와 탄화물층을 따라 전파하고 있다.

6) 수소취화균열감수성은 스테인레스강의 예민화특성과 밀접한 관계를 가지고 있으며 예민화정도가 높을수록 균열감수성이 증대하는 경향을 나타내었다.

참고문헌

1) 佐伯他：最近における壓力容器の設計 製作技術, 日本製鋼技報, No.38, (1978), pp.5-17.

2) 渡辺, 大西, 千葉：高溫高壓水素による壓力容器の損傷と對策, 高壓ガス, Vol.13, No.11, (1976), pp.30-41.

3) 內藤, 渡辺, 大西他：ステンレス鋼オーバレイを施した壓力容器の水素脆化に關する研究(第2報), JHPI, Vol. 18(1980), pp. 39-46.

4) K.Ohnishi et al.: Hydrogen induced disbonding of stainless steel overlay weld, PVRC, Meeting, Newyork, September, (1980).

5) 李暎浩, 尹義博：스테인레스강 Overlay 용접부의 Disbonding에 관한 연구(Ⅰ), 大韓熔接學會誌, Vol. 1, No. 2, (1983), pp. 45-52.

6) 李映浩, 尹義博 : 스테인레스강 Overlay 용접부의 Disbonding에 관한 연구(II), 大韓熔接學會誌, Vol. 2, No. 1, (1984), pp. 4-17.
7) 遲澤浩一郎 : ステンレス鋼の 粒界腐食, 防食技術, Vol.22, No.7, (1973), pp. 267-273.
8) 松田, 中川 : 電解水素チヤージ法によるデイスボンデイングの擧動, 日本熔接學會, 特殊材料研究委員會資料, (1983).
9) 藤井, 狹間, 掘田他沒 : 肉盛金屬の はく離割れに關する安全性評價, 第89回 日本熔接治金委員會資料, (1982), pp. 1-23.
10) 安田, 中野, 西山他 : 壓力容器肉盛熔接部に發生する割れについて-化學反應容器ステインレス鋼オーバレイ部の剝離割れ, 第89回 日本熔接治金委員會資料, (1982), pp. 1-23.
11) 木下, 能戶, 服部他 : 境界遷移層の水素集積と剝離割れの 條件, 日本熔接治金委員會資料, (1982), pp. 1-12.
12) 酒井, 淺見, 他 : ステンレス鋼オーバレイ部の水素による剝離割れに影響を及ぼす因子, 第89回 日本熔接學會治金委員會資料, (1982), pp. 1-30.
13) 李暎浩 : 스테인레스鋼 Overlay 용접부의 Disbonding에 관한 硏究, 漢陽大學校, 博士學位論文, (1984).
14) 河島芳夫 : オーステナイト系 ステンレス鋼オーバレイ熔接部における 水素割れの解析, 日本大阪大學, 熔接工學科, 修士論文, (1983).
15) 平山, 小切間 : Fe-Cr-Ni系 ステンレス鋼の Martensite 變態に 對する化学組成の影響, 日本金屬學會誌, Vol. 34, No.9 (1970), pp. 507-509.
16) 野村, 長谷川 : オーステナイトステンレス鋼の水素 損傷におよぼす金屬組織の影響, 鐵と鋼, Vol. 64, No.2, (1978), pp.288-296.
17) J.Watanabe, K.Ohnishi, et al.: Hydrogen induced disboning of stainless weld overlay found in hydro-desulfurizing reactor, ASTM/MPC., Conference, June 25, Denver, Colorado, (1981).
18) E.C. Bain et. el: Nature and prevention of intergranular corrosion of austenitie stainless steel, Trans. ASST, Vol. 21, No.6, (1933), pp.481-509.
19) D.A. Vermilyea et. al: Discussion of intergranular corrosion of austenitic stainless steel, Metal, Trams., Vol. 1, No. 4, (1970), pp.1076-1077.
20) 西本和俊他 : 安定形 オーステナイトステンレス鋼における炭化物の擧動とナイフラインアタック現象, 日本熔接學會誌, Vol. 44, No. 8～10, (1975).