

Cr-Mo강/오스테나이트계 스테인리스강 용접재의 용접계면에서의 확산거동에 관한 연구

김동배* · 이상을* · 이종훈** · 이상용** · 양성철***

A Study on the Diffusion Behaviors in Weld Interface of Cr-Mo Steel/Austenitic Stainless Steel

D.B.Kim*, S.Y.Lee*, J.H.Lee**, S.Y.Lee** and S.C.Yang***

Key Words : Dissimilar metal weld(이종금속 용접), Weld interface(용접계면), Thermal exposure(고온노출), Carburized/decarburized bands(침탄/탈탄층)

Abstract

Some of the pressurized reactor pressure vessels used in many chemical plants are made of low alloy carbon steel plates internally clad with an austenitic stainless steel for improved anti-corrosion properties. In this study, metallurgical structure of the weld interface of A387 Grade12Class2 low alloy carbon steel clad with A182-F321 austenitic stainless steel after thermal exposure simulation heat treatment was investigated to display a characteristic behavior of dissimilar metal weld interface with thermal exposure during service at high temperature and pressure. EPMA, STEM, vickers-hardness test were performed and the results were correlated with the microstructure. To estimate the depth of the carburized/decarburized bands quantitatively, a model for carbon diffusion was proposed. The validity of the proposed theoretical relationships was confirmed by the directly measured data from the welded parts failed during service.

1. 서 론

고온, 고압의 가혹한 조건에서 사용되는 화학 플랜트의 압력용기나 반응용기의 경우에는 최근 들어 새로운 재료의 개발과 용접 기술의 발달로 용기의 건전성과 경제성을 동시에 만족시킬 수 있도록 우수한 기계적 특성을 갖는 저합금강 용기 내부에 오스테나이트계 스테인리스강을 클래딩하여 내식성을 증대시키는 방법이 사용되고 있다.¹⁻³⁾ 그리고 용기의 노즐은 스테인리스강으로, 용기와 노즐의 이종금속 용접부는 고합금과 저합금의 접합으로 용접 계면을 중심으로 합금원소들의 농도구배가 형성되어 후열처리 및 고온에서 장시간 사용시 상호 확산현상이 발생된다. 이로 인해 용접계면에 매우 경한 탄화물층을 형성하고 경계부를 중심으로 용착금속 부위에서는 δ -ferrite층의 소멸 및 탄소강

테인리스강을 클래딩하여 내식성을 증대시키는 방법이 사용되고 있다.¹⁻³⁾ 그리고 용기의 노즐은 스테인리스강으로, 용기와 노즐의 이종금속 용접부는 고합금과 저합금의 접합으로 용접 계면을 중심으로 합금원소들의 농도구배가 형성되어 후열처리 및 고온에서 장시간 사용시 상호 확산현상이 발생된다. 이로 인해 용접계면에 매우 경한 탄화물층을 형성하고 경계부를 중심으로 용착금속 부위에서는 δ -ferrite층의 소멸 및 탄소강

※ 1998년 10월 27일 접수

* 정회원, 한국항공대학교 항공재료공학과

** 비회원, 한국기계연구원

*** 비회원, 삼화야금사

김동배 : haenim77@hanmail.net

모재 부위에서는 탈탄층이 형성되며 두 접합금속의 열팽창계수 차이에 기인한 열응력의 존재 등 용접금속의 성능변화 및 균열을 초래하게 된다.⁴⁻⁷⁾ 실제 현장에서 사용중에 균열이 발생한 압력용기의 탄소강/스테인리스강 이종금속 용접조직을 관찰 분석한 결과 스테인리스 용착부와 탄소강 모재의 경계부위에 발생한 균열의 원인은 고온에서 장시간 사용되면서 용접부위에서 확산이 일어나 모재 경계부위에 탈탄층 및 침탄층이 형성됨에 기인하는 것으로 보고되고 있다.^{8,9)}

따라서 본 연구에서는 우수한 강도와 내식성을 갖고 있는 오스테나이트계 스테인리스강(A182-F321)과 일반구조용강(A387 Gr.12 Cl.2)을 피복아크용접으로 이종접합을 실시하여 모의시편을 제작하여 고온에서 장시간 유지시킨 후 공랭시키는 고온노출 Simulation을 실시하여 이종접합부의 미세조직 및 미소성분 분석을 통해 고온노출에 의한 물질이동과 그에 따른 미세조직 등의 변화를 확인하여 고온노출로 인한 이종금속 용접부의 특성 변화를 관찰하였다. 또한 모의 시편을 통해 구한 결과의 현장 적용 가능성 여부를 검토하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 시편은 내식성이 우수한 ASTM A182-F321 오스테나이트계 스테인리스강과 조질 처리된 ASTM A387 Gr.12 Cl.2 구조용 저탄소강이

다. 두께 40mm의 판재를 스테인리스강용 용접봉을 사용하여 피복아크용접으로 X-홈을 가공하여 맞대기 용접하였으며, 용접조건과 모재 및 용접봉의 성분 조성, 시편형상은 각각 Table 1과 Table 2 및 Fig. 1에 각각 나타내었다. 용접한 판재는 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 약 10mm 두께로 절단하여 690℃에서 1시간 유지시켜 공랭시키는 후열처리를 하였다. 이와 같은 시편을 600℃, 650℃, 700℃에서 각각 50, 100, 200, 300시간 유지시킨 후 공냉하는 고온노출 열처리를 하였다. 열처리후 용접부위를 적당한 크기로 절단하여 연마와 에칭 후 광학 현미경과 SEM을 이용하여 미세조직 관찰을 그리고 EPMA로 미소성분분석을 하였다. 이 때 에칭액은 탄소강 부위는 3~5% 나이탈 용액으로, 스테인리스 용착부위는 질산 20ml, 염산 40ml 그리고 글리세린 40ml의 혼합 글리세리아 에칭액으로 부식하였다. 미소성분분석은 경계부위로부터

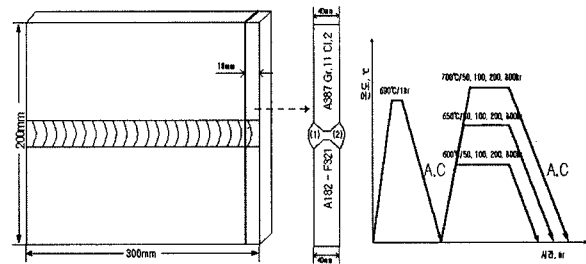


Fig. 1 Schematic diagram of welding specimen and heat treatment cycle

Table 1 Welding conditions

Process	Current type	Amp.	AWS Class	Electrode Size	Interpass temp.	Travel speed
SMAW	DCRP	110~130	E309cb-16	4.0 ϕ	Max. 230℃	30~31cm/min

Table 2 Chemical compositions of materials used

ASTM spec. Element(wt%)	A182-F321	A387 Gr.12 Cl.2	Welding electrode (E309cb-16)
C	0.08 이하	0.04~0.17	0.08 이하
Mn	2.00 이하	0.35~0.73	0.5~2.5
P	0.04	0.035	0.04
S	0.03	0.035	0.03
Si	1.00 이하	0.13~0.45	0.9
Cr	17.0 이상(18)	0.74~1.21	22.0~25.0
Mo	...	0.40~0.65	0.75
Ni	9.0~12.0	...	12.0~14.0
Nb+Ta	0.7~1.0

약 10~20 μ m 떨어진 스테인리스 용착부로 부터 경계 band에 수직방향으로 탄소강 모재까지 10 μ m 간격으로 정량분석하였다.

용접부위의 경도는 micro vickers 경도계를 이용하여 2N의 하중으로 탄소강과 스테인리스 용접경계부를 중심으로 탄소강 모재와 스테인리스 용착부에 걸쳐 300 μ m 간격으로 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 실제 현장 용접구조물과 모의용접 시편의 조직특성

실제 현장에서 350~400 $^{\circ}$ C의 온도에서 약 10000 시간 사용된 균열이 발생한 용접구조물의 균열부위 미세조직을 Fig. 2의 (a)와 (b)에 나타내었다. 균열은 스테인리스 용착금속내인 중앙부위와 스테인리스 용착부와 탄소강 모재간 용접 경계부의 두 부위에서 각각 발생되었다. 이때 용접부 중앙부위에서 발생한 균열은 SEM 및 OM 관찰 결과 용접과정에서 발생한 고온균열로 확인되었고, 경계부위에서 발생한 균열은 모재와 용접부의 경계부위에서 사용중 고온노출에 의해 탄화물층의 형성, 모재 열영향부의 탈탄층의 형성 등의 일련의 확산과정을 거쳐 최종적으로 두 금속의 열팽창계수 차이에 기인하는 Creep에 의한 것으로 확인되었다.⁹⁾ Fig. 2 (a)에서 보는 바와 같이 경계부의 균열은 모재쪽의 탈탄부위에서 발생되어 경계부위를 따라 진전되고 있다. Fig. 3의 (a)~(f)는 용접제작하여 고온노출시킨 모의 시편의 미세조직으로 (a)는 용접 직후의 그리고 (b)는 600 $^{\circ}$ C에서 300시간 고온노출시킨 후의 탄소강과 스테인리스 용접경계부의 광학현미경 사진이고 (c)는 용접직후 그리고 (d), (e), (f)는 각각 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C, 700 $^{\circ}$ C에서 300시간 고온노출시킨 모의 시편의 탄소강과 스테인리스 용접경계부위의 전자현미경 사진이다. 용접 직후의 시편에는 모재와 용접부의 계면부위에 Black band가 없으나 고온노출시킨 결과 경계부에 band가 형성되었고, band를 중심으로 모재부에는 탈탄층이 형성 되었다. 또한 그

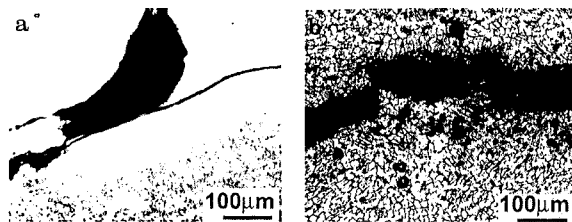


Fig. 2 Optical micrograph of failed reactor

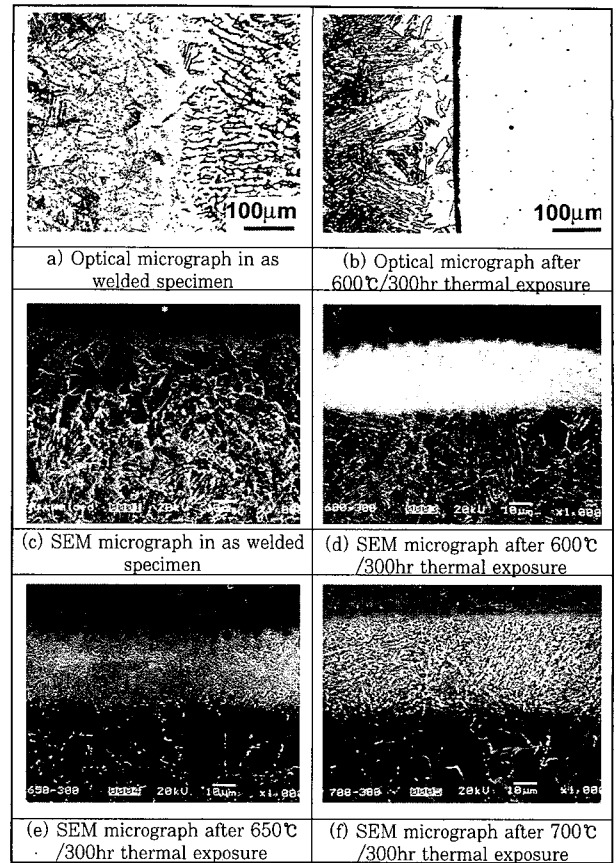


Fig. 3 Microstructures of welded zone

폭은 노출 온도와 시간의 증가에 따라 증가하는 양상을 나타내고 있다. band의 상분석 결과 내부에 M23C6계 탄화물이 석출되어있는 Bainite로 확인되었는데 최초 고온노출 열처리 시행전에는 형성되어 있지 않았으나 고온노출 후에 unmixed zone에서 형성되어 노출 온도와 시간의 증가에 따라 탄화물이 석출되어 있는 Bainite 영역도 증가되는 경향이 있었다.⁹⁾

탄소강과 스테인리스 용접경계면으로 부터 약 10 μ m 떨어진 곳으로부터 모재부쪽으로 10 μ m 간격으로 EPMA 분석에 의한 성분원소들의 정량분석 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 용착금속은 Cr 20~25w%, Ni 10~12w%로 용접봉의 성분 조성과 거의 동일하게 나타났으며, 침탄층으로 부터 탄소강 모재쪽으로 이동할수록 Cr, Ni의 농도가 감소하였다. 이때 고온노출 시키지 않은 시편의 Cr, Ni 감소영역이 약 40 μ m 정도의 거리까지이고, 700 $^{\circ}$ C에서 300시간 고온노출 열처리 후의 Cr이나 Ni 감소영역이 약 70 μ m 정도의 거리까지로 Fig.3에 표시된 탄소강과 스테인리스 용접경계면으로 부터 스테인리스 용착금속 쪽으로 침탄층의 영역이 확대되고 있음을 알 수 있다. 이러한 탄화물의 형성과 함께 Cr과 Ni도 스테인리스 용착부로부터 경계부위로 확산이 일어난다. 고온노출 온도와 시

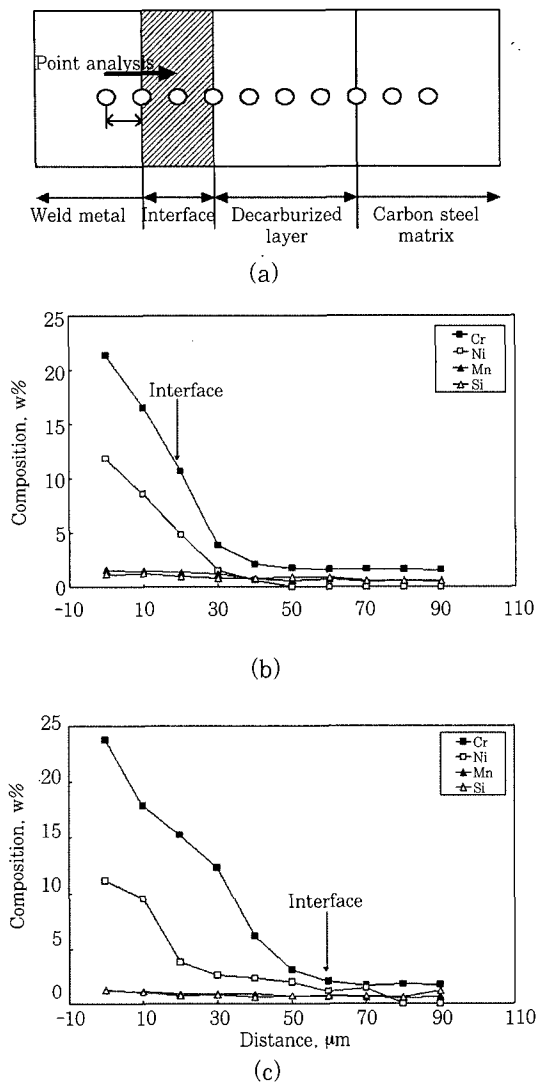


Fig. 4 Analysis of Cr, Ni, Mn and Si concentration across ferrite-austenitic interface by EPMA in (a) As-welded specimen and (b) specimen after 700°C/300hr thermal exposure

간이 증가함에 따라 Mn이나 Si는 모재와 용착부 사이에 농도구배가 미세하여 분석 범위에 걸쳐 거의 일정한 농도 분포를 나타내는 반면 농도구배가 심한 Cr, Ni는 모재로 확산이 일어나며, Cr은 경계부에서 모재로부터 이동해온 탄소와 결합하여 탄화물을 형성하기 때문에 더 큰 농도구배가 야기되어 더 많은 양의 이동이 일어날 것이다.

Fig. 5에 경도시험 결과를 나타내었다. 용접 직후의 시편은 열영향부의 경도가 약 330Hv 이고 탄소강과 스테인리스 경계부위는 230Hv 정도의 값을 나타내다가 후열처리 및 고온노출시 노출 온도와 시간의 증가에 따라 모재의 열영향부는 경도값이 작아져 모재의 경도와 거의 같아지는 반면 용접 경계부의 band부는

탄화물의 석출의 많아지면서 경도값이 400Hv 이상까지 증가하는 것을 확인할 수 있다.

모재와 용접부에 걸친 EPMA 선분석 결과와 경도분포 결과를 종합해 보면 이중금속의 피복용접부에 대한 후열처리 및 고온노출시 상대적으로 용착부보다 탄소 함량이 많고, 탄소강 모재에서 탄소의 활동도가 Cr 함량이 높은 스테인리스 용착부의 탄소의 활동도보다 상대적으로 높기 때문에 탄소가 탄소강 모재로부터 스테인리스 용착부위로 확산되어 페라이트계 모재측에서는 탈탄층이 형성되고, 오스테나이트계 용접부측에는 침탄층이 형성되었다는 것을 알 수 있다. 또한 용접계면부위의 경도값의 급격한 증가는 Cr 등의 원소들이 탄소와 결합하여 탄화물을 석출함에 기인하는 것으로 분석되었다.

Fig. 6에 나타낸 바와 같이 고온 노출시킬 경우 페라이트강 내의 탄소 확산 속도가 오스테나이트강 내의 탄소 확산 속도보다 훨씬 빠르기 때문에 탄소강 모재에서 이동해온 탄소가 탄소강 모재와 스테인리스 용접부의 계면부위에 집적하게 되며 용착부위에 다량으로 존재하는 Cr 등의 탄화물 형성 원소가 확산되어 탄소와 결합하여 탄화물의 석출이 충분히 가능한 조건이 형성되기 때문이다.

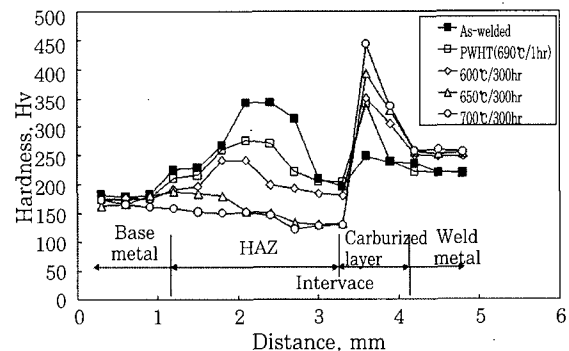


Fig. 5 Micro-hardness profile across the interface

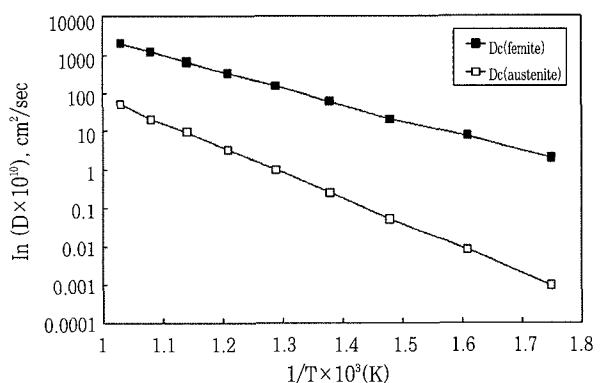
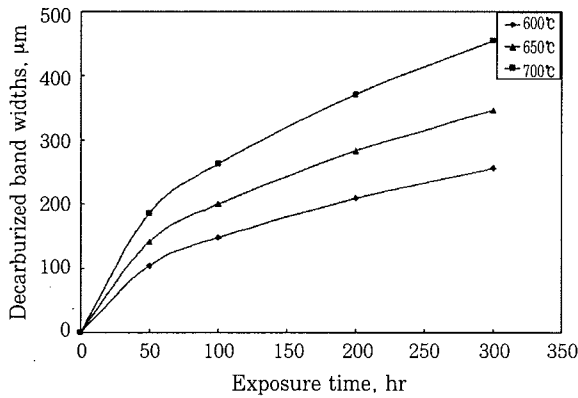


Fig. 6 Relationship between carbon diffusivity and temperature¹⁰⁾

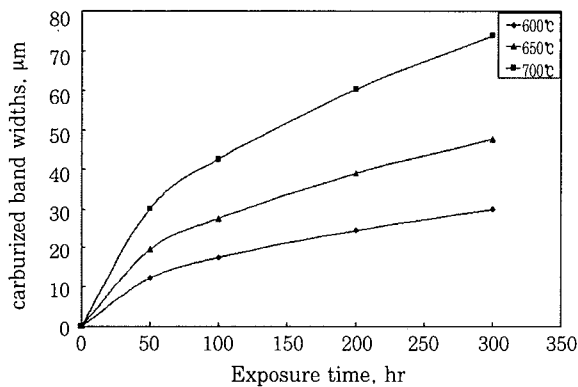
3.2 침탄층 및 탈탄층 폭의 해석

모의 용접시편의 고온노출 조건에 따른 침탄층 및 탈탄층 폭의 측정 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 이 측정 결과를 이용하여 실제 현장에서 사용시간에 따른 탄소 이동으로 인하여 형성되는 탈탄 및 침탄층 폭을 예측할 수 있는 식을 도출할 수 있다.

두 상의 경계에서 화학 포텐셜이 연속하도록 경계조건을 설정하여 이론적인 탄소농도 분포식을 이용하여 A387과 E309cb-16용착부의 용접부에 적용하였다.



(a) decarburized band widths in ferrite



(b) carburized band widths into austenitic stainless

Fig. 7 Measured values of band widths as a function of the exposure time and temperature in

Fig. 8에서 두 접합물의 노출시간 t 가 경과한 후의 모재 부분의 탄소가 이동된 폭을 X 로 표시하고, $t+dt$ 시간 경과 후 탄소의 이동거리를 $X+dx$ 라 하면 Fick의 1법칙에서 단위시간당 단위면적을 통과하는 탄소량(F)은 농도구배와 확산계수의 곱으로 정의되므로 식 (1)과 같이 표시할 수 있다.

$$F = D_c^a \frac{C_c - C_d}{X} \quad (1)$$

또한 시간간격 dt 동안 용접 경계면을 통과한 탄소량 (Fdt)는

$$Fdt = D_c^a \frac{C_c - C_d}{X} dt \quad (2)$$

이므로 Fig. 8에서 모재 부위의 두 곡선 사이의 면적은 이동한 탄소의 양으로 생각할 수 있으며

$$Fdt = D_c^a \frac{C_c - C_d}{X} dt = \frac{C_d - C_c}{2-C_d/2} dx \quad (3)$$

이 식을 적분하여 정리하면

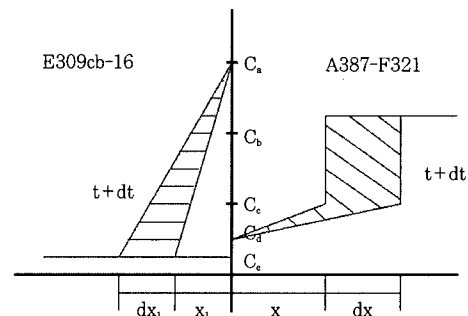
$$X^2 = \frac{C_c - C_d}{C_b - 1/2(C_c - C_d)} \cdot 2D_c^a \cdot t + C_1 \quad (4)$$

이다. 이 식에서 C_1 은 경계조건으로부터 0이고 확산계수와 시간을 상수 a 로 정리하면 탈탄층의 폭은 식 (5)와 같이 정리할 수 있다.

$$X = a \sqrt{(D_c^a \cdot t)} \quad (5)$$

같은 방법으로 모재로부터 용착금속 측으로 확산해온 탄소의 양이 Fig. 8의 용착금속부의 빗금친 두 곡선의 면적만큼 침탄되었다면 침탄층의 폭은 식 (6)과 같이 정리할 수 있다.

$$X_1 = a \sqrt{(D_c^r \cdot t)} \quad (6)$$



- C_a : Carbon content in E309cb-16 at fusion line
- C_b : Original Total carbon content in A387-F321 steel
- C_c : Carbon solubility concentration in A387-F321 steel
- C_d : Carbon content in A387-F321 steel at fusion line
- C_e : Original total carbon content in E309cb-16

Fig. 8 Schematic diagram showing the carbon concentration distribution and carburized(X_1)/decarburized(X) band for mathematical description in ferritic-austenitic interface after thermal exposure

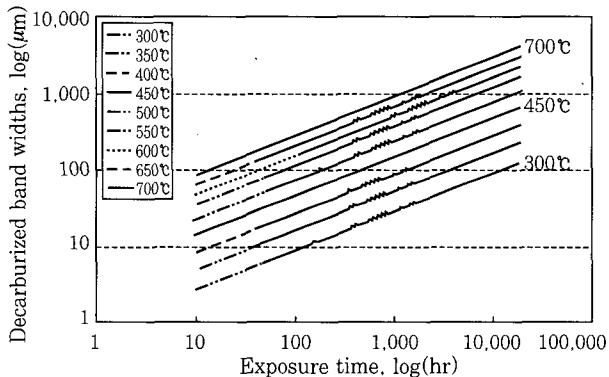
두 식 (5)와 (6)에 실험을 통해 구한 측정치를 대입하여 각각의 상수 a, b를 구하면 탈탄층의 폭 $X=0.099\sqrt{(D^{\alpha} \cdot t)}$, 침탄층의 폭 $X_1=0.094\sqrt{(D^{\gamma} \cdot t)}$ 의 관계식을 얻을 수 있다. 모의 용접시편의 침탄층과 탈탄층 폭의 측정결과와 탄소농도 분포식을 이용하여 구한 관계식을 이용하여 고온노출 온도와 시간을 각각 300℃~700℃, 20000시간까지 연장하여 그래프로 나타내면 Fig. 9와 같다.

이와 같이 모의 시편을 제작하여 Simulation 고온노출을 시키는 실험에 의하여 구한 식을 Fig. 2에 나타낸 약 350~400℃에서 사용중 균열이 발생한 실제 현장의 압력용기와 노즐 용접부 시편의 침탄층 폭을 측정하여 사용된 시간과 온도를 역으로 구한 결과를 Table 3에 나타내었다. 균열이 발생한 시편은 약 10000시간 사용된 것으로 침탄층의 폭은 약 15μm이었다. 350℃에서 D^{γ} 는 7.94×10^{-13} 이고 400℃에서의 D^{γ} 는 4.9×10^{-12} 이다. 먼저 각각의 확산계수를 식 (6)에 대입하여 사용된 시간 t를 구하면 350℃의 경우엔 약 90000시간이고, 400℃의 경우에는 약 14000시간이 바로 고온 노출된 시간이 된다.

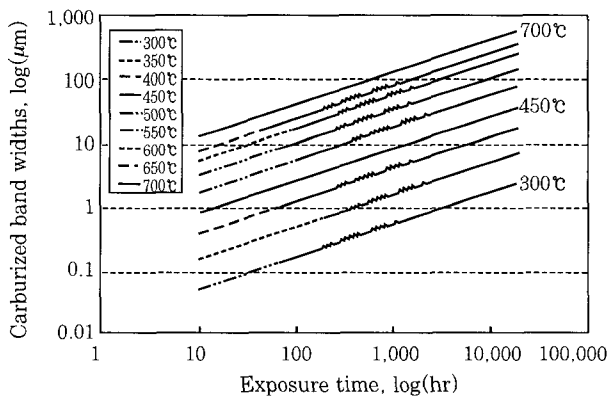
한편 10000시간 고온 노출된 시편의 침탄층 폭이 15μm이므로 식(6)에 각 값을 대입하여 실제 사용된 온도 약 420℃를 구할 수 있다. 이와 같이 모의 시편을 통해 구한 고온 노출에 따른 침탄층 및 탈탄층 폭에 관한 관계식이 실제 사용중인 오스테나이트계 스테인리스강(A182-F321)과 일반구조용강(A387 Gr.12 Cl.2)간의 이종금속 용접구조물에도 거의 일치함을 확인할 수 있으며, 이 결과를 이용하면 침탄층이나 탈탄층 폭의 측정만으로 사용시간이나 실제의 가동 온도를 예상할 수 있을 것이다.

Table 3 Possibility of application of $X_1=0.094\sqrt{(D^{\gamma} \cdot t)}$ in field

Temp.(℃)	Diffusion Coeff.(D^{γ})	Calculated working time(hr)
300	9.21×10^{-14}	about 75000hr
350	7.94×10^{-13}	about 90000hr
400	4.9×10^{-12}	about 14000hr
working time(hr)		Calculated working temp.(℃)
10000		about 420



(a) decarburized band widths in ferrite



(b) carburized band widths into austenitic stainless

Fig. 9 Calculated values of band widths as a function of the exposure time and temperature

4. 결 론

고온 노출에 의하여 탄소강과 스테인리스 용접경계부를 중심으로 탄소강 모재측에는 탈탄층이, 용접부측에는 탄화물을 포함한 침탄층이 형성되며, 노출온도 및 시간이 증가할수록 그 폭은 증가하였고 침탄층 내의 탄화물의 양도 증가되어 경계부위의 경도값 증가를 초래한다.

탄소 농도 분포식을 이용하여 구한 A387-F321과 E309cb-16의 이종금속간 용접부의 고온 노출에 따른 탈탄층의 폭은 $X=0.099\sqrt{(D^{\alpha} \cdot t)}$, 침탄층의 폭은 $X_1=0.094\sqrt{(D^{\gamma} \cdot t)}$ 의 관계식으로 나타낼 수 있으며 실제 현장에서 사용된 시편의 침/탈탄층 폭과 온도, 시간과의 관계와도 잘 일치하므로 화학 플랜트의 고온 사용조건과 모의 용접시편과 동일한 이종금속간 용접구조물의 노출조건중 한 인자를 알 때 나머지 한 인자도 예상이 가능할 것이다. 또한 균열시점의 예상 및 잔존수명의 예측도 가능할 것이다.

참 고 문 헌

1. H.L.Tsai.. W.R.Horng. : "Study of Failure at Elevated Temperature of Dissimilar Metal Weld Joint-Austenitic Stainless to

- Ferrite Low Alloy Steel," *Met. Ind.*, 21, (2) (1987) pp. 3~12
2. J.A.Self., D.K.Matlock., D.L.Olson. : "An Evaluation of Austenitic Fe-Mn-Ni Weld Metal for Dissimilar Metal Welding," *Welding Journal* 63, (9) (1984) pp. 282~288
 3. I.J.Chilton. A.T.Price. B.Wilshire. : "Creep Deformation and Local Strain Distribution in Dissimilar Metal Welds Between AISI Type 316 and 2.25Cr-1Mo Steels Made With 17Cr-8Ni-2Mo Weld Metal," *Met. Technol.* 11, (9) (1984) pp. 383~391
 4. R.Viswanathan : "Dissimilar Metal Weld and Boiler Creep Damage Evaluation for Plant Life Extension," *Journal Pressure Vessel Technol.* 107, (3) (1985) pp. 218~225
 5. K.E.Thelning : "Steel and its heat treatment," Butter worths publishing. 2nd Ed., (1984)
 6. Z.Wang., B.Xu., C.Ye. : "Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints," *Welding Journal* 72, (8) (1993) pp. 397~402
 7. Kim,B.-C. An,H.-S. Song,J.-T. : "Analysis of Carbon Migration With Post-Weld Heat Treatment in Dissimilar Metal Weld," *International Trends in Welding Science and Technology*, 1-5 June (1992) pp. 307~313
 8. Y.H.Lee. E.P.Yoon : "Study on the disbonding of Stainless Steel Overlay Welded Metal," *Journal of the KWS* 1, (1) (1983)
 9. 이종훈, 유위도, 김희곤 : "Reactor 용접부위의 손상진단 최종보고서". 한국기계연구원 (1997)
 10. E.A.Brandes, G.B.Brook : "Smithells Metals Reference Book," Seventh edition, pp. 13-1~13-6