

研究論文

스테인리스강 용접부의 기계적 성질에 미치는 후열처리의 영향⁺

The influence of post weld heat treatment on mechanical properties of stainless steel weldment

한종만* · 한기형* · 이은배* · 허만주* · 한용섭*

J. M. Han*, K. H. Han*, E. B. Lee*, M. J. Huh* and Y. S. Han*

Key words : PWHT(용접후열처리), FCAW(플럭스 코어드 와이어 아크용접), SMAW(피복아크용접), Dissimilar metal(이종금속), δ -Ferrite(델타 페라이트), σ Phase(시그마상)

Abstract

In this paper the influence of postweld heat treatment on mechanical properties of SMAW and FCAW stainless steel weldments was examined and the obtained results are as follows;

- (1) The amount of δ -ferrite formed by SMAW and FCAW process decreased with increasing holding temperature and time in post weld heat treatment(PWHT), and it was found that the reduced ferrite was transformed into sigma phase after $800^{\circ}\text{C} \times 50\text{hr}$ PWHT. This sigma phase, even though it was very small, resulted in brittleness of dissimilar weldment between carbon steel and stainless steel in bending test, however in similar weldment between stainless steel and stainless steel was not occurred.
- (2) The chemical composition of sigma phase was measured to 28-30%Cr, 7-9%Mo, 4-6Ni in 316L weldment, and also 35-37%Cr, 0.9-1.0%Mo, 6-8%Ni in 309L weldment by EDS analysis.

⁺ 1994년 10월 대한용접학회 추계학술대회 발표

* 정희원, 대우중공업(주) 선박해양기술연구소

1. 서 론

최근 국내 산업계에서는 해상자원의 활용을 위한 해상구조물의 제작이 활발하며 해상석유시설의 압력용기는 내해수성 및 내부식성을 요하는 부위에 오스테나이트계 스테인리스강 (Austenitic stainless steel)의 이용이 크게 증가하고 있다. 내부식성을 목적으로 하는 Cr-Ni계 스테인리스강은 450~800℃에서 갖는 예민화 현상으로 인해 용접 시공 후에도 용접부의 잔류응력의 제거를 목적으로 하는 후열처리를 일반적으로 하지 않는다. 그러나 이종금속과의 접합시, 특히 탄소강과 스테인리스강의 접합시에는 탄소강쪽의 용접부에 대해서는 ASME SEC. VIII의 규정에 따라 후열처리가 반드시 행해져야 하므로 스테인리스강쪽도 후열처리가 되는 경우가 발생하고 있다.

일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강에서 후열처리가 적용되는 온도는 500~700℃로 예민화 현상이 예상되므로 대부분의 압력용기는 저탄소계 스테인리스강을 사용하여 이를 억제하고 있다. 오스테나이트계 스테인리스강은 용접시공시에 용접 금속에서의 고온균열을 방지하기 위해 3~8% 정도의 δ -페라이트가 용접금속내에 존재하도록 하는 용접재료의 설계와 이를 이용한 시공방법이 개발되어 적용되고 있다¹⁾. 그러나 δ -페라이트가 용접금속내에 과다하게 존재하는 경우에는 이의 후열처리시에 여러가지 다른 상으로의 변태가 발생하여 용접부의 취화를 초래하게 된다. 취화 원인중 가장 대표적인 것은 δ -페라이트가 고온에서 σ 상으로 변태·생성되는 것이며 σ 상은 소량만 생성된다고 하더라도 용접금속의 미세조직과 기계적 성질

에 영향을 미쳐 취화로 인한 취성파괴를 유발시키는 것으로 알려져 있다^{2,3)}.

본 연구에서는 오스테나이트계 스테인리스강 동종 및 탄소강과의 이종강종간의 용접부의 기계적 성질에 미치는 후열처리의 영향에 대하여 고찰하였고 기계적 성질의 열화를 초래하는 용접금속에서의 σ 상의 거동을 관찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 탄소강과 오스테나이트계 스테인리스강의 이종금속간 용접과 오스테나이트계 스테인리스강간의 용접시에 행해지는 후열처리가 용접금속의 기계적 성질에 미치는 영향을 관찰하기 위하여 실험을 수행하였다. 실험에 사용한 강재는 각각 25mm의 두께를 갖으며 압력용기용으로 널리 사용되고 있는 A516 Gr.60 탄소강과 A240 TP316L 오스테나이트계 스테인리스강이었다. Table 1과 2에는 본 실험에 사용한 강재의 화학성분과 기계적 성질을 보여주고 있으며 이 강재들은 모두 ASME 규격을 만족하고 있다.

본 실험에 사용한 용접기법은 수동용접 (SMAW)과 반자동용접 (FCAW)이며 이때 사용된 용접조건은 Table 3에 나타나 있으며 시험편의 개선면 형상은 Fig. 1과 같다. 탄소강과 오스테나이트계 스테인리스강의 이종금속간 용접에 사용한 용접재료는 AWS E309L-16 (SMAW)과 E309LT-1 (FCAW)이며, 스테인리스강간의 용접에서 사용한 용접재료는 AWS E316L-16 (SMAW)과 E316LT-1 (FCAW)이었다.

본 실험에서 적용한 후열처리 조건은 Table 4에

Table 1. Chemical compositions of base metals

ASME Classification	Plate Thickness (mm)	Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
A516Gr. 60	Test Coupon	0.14	0.23	0.98	0.017	0.004	-	-	-
	Requirements ¹⁾	0.23	0.13-0.45	0.55-0.98	0.035	0.04	-	-	-
A240 TP316L	Test Coupon	0.028	0.68	0.91	0.045	0.005	11.46	18.19	2.10
	Requirements ¹⁾	0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	10-14	16-18	2.0-3.0

1) Maximum, unless range or minimum is indicated.

Table 2. Mechanical properties of base metals

ASME Classification	Direction	Y. P (kg/mm ²)	T. S (kg/mm ²)	E. L (%)	R. A (%)
A516Gr. 60	Longitudinal (L)	30.1	45.8	33.8	62.8
	Transverse (T)	29.1	44.4	32.0	67.1
	Requirements (T) ¹⁾	22.45	42.35-45.91	25	-
A240 TP316L	Longitudinal (L)	31.7	59.5	53.2	73.8
	Transverse (T)	31.9	59.9	52.2	71.7
	Requirements (T) ¹⁾	17.35	49.49	40	-

1) Maximum, unless range or minimum is indicated.

Table 3. Welding conditions with process

Process	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat Input (KJ/cm)
FCAW	130-250	25-33	8-24	10-25
SMAW	100-150	23-27	10-20	10-15

Table 4. Alternative postweld heat treatment requirements for carbon and low alloy steel

Decrease in temperature below minimum specified temperature, °F (°C)	Minimum holding time at decreased temperature, hr
50 (28)	2
100 (55)	4
150 (88)	10
200 (111)	20

Table 5. Test conditions of postweld heat treatment

Holding temperature (°C)	800	700	620	593	565	538	510
Holding time (hr)	1	1	1	1	2	4	10

Table 6. Mechanical properties of weldments

Process	AWS Class.	Y. P (kg/mm ²)	T. S (kg/mm ²)	E. L (%)	R. A (%)
FCAW	E309LT-1	47.6	60.5	35.3	42.3
	E316LT-1	44.2	60.3	35.3	42.5
SMAW	E309L-16	48.1	59.2	34.1	58.7
	E316L-16	52.3	64.2	31.8	63.6

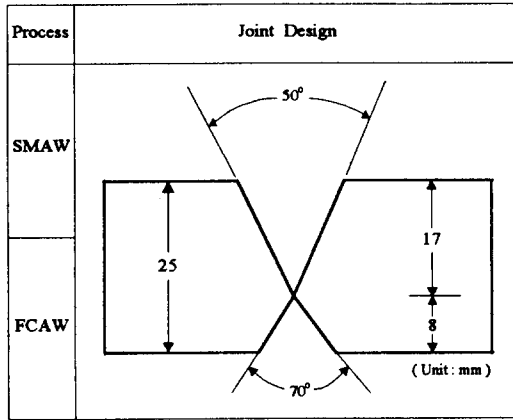


Fig. 1 Groove preparation of the test plate

서 처럼 min. 593℃×1hr을 기준으로 열처리온도를 감소시킬 경우에 감소온도량에 따라 요구되는 유지시간의 증가량에 대한 ASME에서 규정한 내용⁴⁾을 그대로 적용하였으며 후열처리에 따른 영향의 비교를 위하여 용접한 직후의 시편(As-weld)도 실험하였다. 후열처리의 가열속도는 최대 200℃/hr 이었으며 냉각속도는 최대 260℃/hr이었다. 각 후열처리에 따른 유지시간은 Table 5와 같이 ASME에서 규정하는 내용과 같이 후열처리 유지온도가 낮을수록 유지시간을 증가시켰다.

용접부의 기계적 성질의 평가를 위해 다양한 조건으로 후열처리한 후 ASME SEC. IX의 용접부 시험에 규정된 치수에 따라 가공된 시험편에 의해 인장시험과 굽힘시험을 하였으며 용접금속내의 페라이트 함량은 Ferrite scope를 이용하여 측정하였다. 또한 용접금속과 석출상의 화학성분의 분석은 분광분석기(Spectrometer)와 EDS를 이용하여 분석하였다. 후열처리 전후의 σ 상의 거동을 관찰하기 위해 XRD 시험을 하였다. XRD 시험은 Monochrometer가 장착된 Cu-K α Radiation을 이용하여 4°/min의 Scanning rate로 행하였으며 회절각(2 θ)은 20~90° 범위였다. 미세조직의 관찰을 위해 광학현미경과 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope) 등을 사용하였다. 광학현미경 관찰을 위해 시편은 전해에칭하였으며 에칭용액은 10g Oxalic acid + 100ml Water이었고 S. E. M을 위한 시편은 20ml HNO $_3$ + 4ml HCl + 20ml Methanol 용액을 이용하여 에칭하였다.

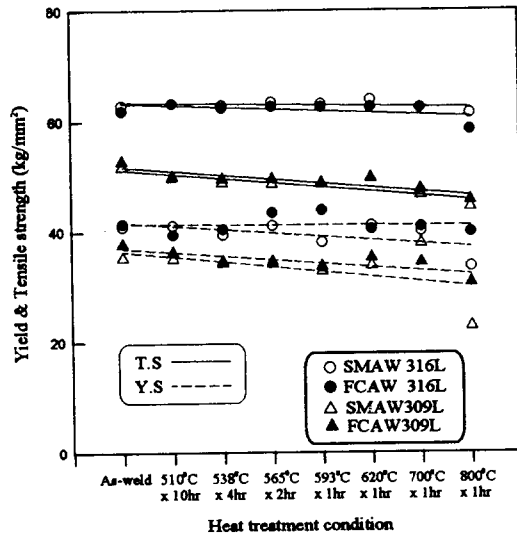


Fig. 2 Effect of PWHT condition on yield & tensile strength in 309L and 316L weldment

3. 실험결과 및 고찰

3.1 기계적 성질

스테인리스강 용접부와 이종금속간의 용접부에 대해 각종 후열처리를 실시한 후 용접부에 대해 기계적 시험을 행하였다. 상온에서 용접부에 대한 기계적 시험의 결과가 Table 6에 정리되어 있다. Fig. 2에는 후열처리 조건에 따른 항복강도와 인장강도의 변화를 보여주고 있으며 Fig. 3에는 후열처리에 대한 연신율의 변화를 보여주고 있다. 인장강도 측면에서는 후열처리 온도가 증가함에 따라 전체적으로 약간 감소하는 경향을 보여주고 있으며 스테인리스강 동종금속간의 용접부(이하 316L 용접부)가 스테인리스강과 탄소강의 이종금속간의 용접부(이하 309L 용접부)에 비해 상대적으로 약간 높은 강도값을 보여주고 있다. 스테인리스강 용접부에서는 파단이 용접금속에서 대부분 발생하였으나 이종 금속간의 용접부 인장시험에서는 파단이 탄소강 쪽의 열영향부에서 발생한 관계로 상대적으로 낮은 강도값을 보여주고 있다. 이러한 현상은 연신율의 변화에서 분명하게 나타나고 있다.

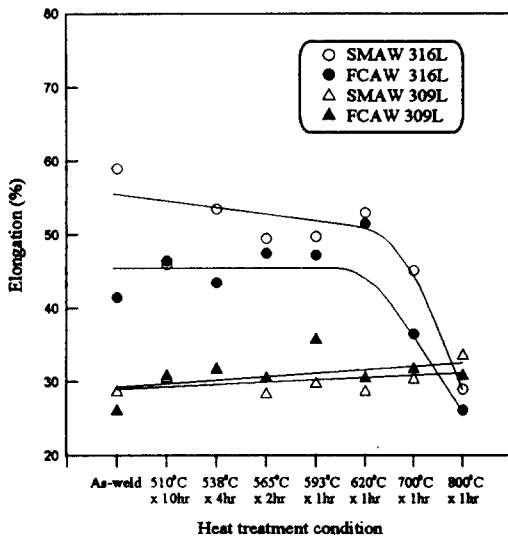


Fig. 3 Effect of PWHT condition on elongation in 309L and 316L weldment

Fig. 3은 연신율의 변화이며 스테인리스강 용접부와 이종금속 용접부간에 상당한 차이를 보여주고 있다. 316L 용접부는 620°C x 1hr 후열처리한 경우까지는 대체적으로 연성에 있어서 큰 변화를 보여주고 있지 않으나 700°C 이상의 후열처리시에는 급격한 연성의 감소를 보여주고 있다. 이러한 경향은 스테인리스강간의 경우에는 용접방법에 무관하게 동일한 경향을 보이고 있으며 반자동 용접법의 경우가 약간 낮은 값을 보이고 있다. 그러나 이종금속간의 용접부에서는 완전히 다른 양상을 보여주고 있다. 즉 후열처리 조건에 직접적인 영향을 받지 않고 상대적으로 고온처리에 의한 연화 양상을 보이고 있다. 두 용접재료간의 이러한 차이

는 이종금속간의 용접부에서의 강도상의 차이로 인해 인장시험시 파단이 탄소강의 열영향부에서 발생하였기 때문에 다른 양상을 보여주고 있어 직접적인 비교는 불가능하다고 판단된다.

기계적 성질 시험중 굽힘시험의 결과가 Table 7에 정리되어 있다. 굽힘시험의 시편은 용접선에 수직으로 절단하여 시편을 가공한 후 측면굽힘시험을 실시하였다. 측면굽힘시험 결과를 보면 620°C 이하의 온도에서는 용접방법이나 용접재료에 관계없이 양호한 결과를 보여주고 있다. 또한 316L 용접재료가 사용된 용접부, 즉 오스테나이트계 스테인리스강간의 용접부는 후열처리 온도에 관계없이 매우 양호한 결과를 보여 주고 있다. 반면에 309L 용접재료가 사용된 이종금속간의 용접부는 고온에서 후열처리후 굽힘시험에서 용접금속에서 균열이 발생하여 파괴가 일어났음을 알 수 있다. 특히 탄소강과 스테인리스강과의 이종금속 용접부에서는 반자동 용접의 경우 700°C와 800°C에서 후열처리한 후 굽힘시험에서 균열이 발생하지 않은 것에 비해 수동 용접을 사용한 경우에는 굽힘시험시 용접금속내에서 모두 균열이 발생하였다.

전술한 기계적 성질 시험결과로부터 316L 용접재료가 사용된 FCAW 용접부는 800°C 온도에서도 후열처리가 가능하나 이종금속간의 용접부에서는 700°C 이상의 온도에서 후열처리 후에는 굽힘시험에서 균열이 발생하고 있음을 알 수 있다. 따라서 탄소강과 오스테나이트계 스테인리스강과의 이종금속간의 용접부에 후열처리가 적용되어야 하는 경우에는 시공상의 안전성을 고려하여 620°C x 1hr 이하의 후열처리 방법을 적용하는 것이 바람직하다고 판단된다.

Table 7. Results of bend test on austenitic stainless weldment after PWHT

Process	Weld type	Holding temperature and time							
		As-weld	510°C x 10HR	538°C x 4HR	565°C x 2HR	593°C x 1HR	620°C x 1HR	700°C x 1HR	800°C x 1HR
SMAW	309L	○	○	○	○	○	○	×	×
	316L	○	○	○	○	○	○	○	○
FCAW	309LT	○	○	○	○	○	○	○	×
	316LT	○	○	○	○	○	○	○	○

Table 8. Chemical compositions of deposited weld metals

Process	AWS Class.	Wire Dia. (mm)	Chemical composition (wt%)							
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
FCAW	E309LT-1	1.2	0.035	0.87	1.20	0.038	0.013	12.68	22.43	0.21
	E316LT-1	1.2	0.038	0.80	1.17	0.046	0.044	12.07	18.87	2.61
SMAW	E309L-16	4.0	0.032	0.75	1.30	0.030	0.007	12.90	23.80	0.32
	E316L-16	4.0	0.030	0.70	1.10	0.028	0.010	12.53	18.50	2.41

3.2 δ -페라이트 함량

용접부내에 함유된 δ -페라이트의 함량은 일반적으로 모재 및 용접재료의 화학성분과 용접조건(전류, 전압과속도)에 의해 결정된다. Table 8에는 용접재료별로 용접한 후 용접금속의 화학성분을 Spectrometer를 이용하여 분석한 결과이다. 용접금속의 화학성분을 보면 309L 용접금속의 경우가 316L 용접금속에 비해 상대적으로 Cr 함량이 높으며 반면에 316L 용접금속은 Mo 함량이 309L 용접금속에 비해서 높은 것을 알 수 있다. 이러한 Cr이나 Mo 모두 페라이트 조장 원소로 널리 알려져 있으며 또한 σ 상의 조장 원소로서도 큰 역할을 하는 것으로 알려져 있다⁹⁾. 본 실험에서 사용된 용접재료의 화학성분의 차이는 Cr과 Mo를 제외하고는 큰 차이를 보이지 않고 있다.

일반적으로 스테인리스강 용접부에는 δ -페라이트의 함량이 3~8% 정도 되도록 용접재료의 화학성분이나 시공방법을 관리하고 있다. 본 실험의 결과를 보면 용접상태에서 Ferrite scope를 이용하여 용접금속내의 페라이트를 측정된 결과를 보면 FCAW 316L 용접부는 δ -페라이트 함량이 약 6% 정도이나 SMAW 309L 용접부의 경우는 약 13%로 측정되었다. 후열처리를 실시한 후 측정된 각각 용접금속별 δ -페라이트의 함량이 Fig. 4에 나타나 있다.

용접금속내에 존재하는 δ -페라이트 함량은 고온의 후열처리 조건에서는 커다란 변화를 보여주고 있다. 즉, 600°C 이상의 후열처리시에는 급격하게 용접금속내의 δ -페라이트 함량이 감소하는 것을 보여주고 있다. SMAW 309L 용접부의 경우 용접 직후에 13% 정도 존재하던 δ -페라이트가 800°C × 1hr 후열처리 후에는 약 2%로 대폭 감소되었음을 알 수 있다. 이러한 감소 정도는 용접재료별로 대

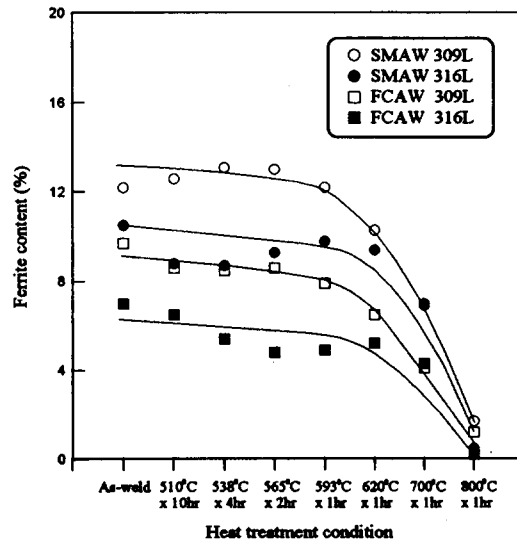


Fig. 4 Effect of PWHT condition on ferrite content in 309L and 316L weldment

체적으로 비슷한 경향을 보이고 있으며 고온으로 갈수록 용접금속내에 존재하는 δ -페라이트 함량은 0에 가깝게 되고 있음을 알 수 있다. 따라서 용접 직후에 용접금속내에 존재하고 있던 δ -페라이트의 상당 부분이 고온에서 후열처리후 다른 상으로 변태한 것을 위의 결과로부터 알 수 있다.

3.3 미세조직과 σ 상의 관찰

후열처리 후의 용접금속에 대한 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 결과가 309L 용접부에 대해 Photo 1에 나타나 있다. 309L 용접부의 경우에는 용접 직후에 비교적 잘 발달된 δ -페라이트의 망상구조를 보이고 있으나 800°C × 1hr과 800°C ×



Photo 1. SEM observation of microstructures in 309L weld metal before and after PWHT
 (a) As-weld (b) 800°C×1hr PWHT (c) 800°C×50hr PWHT

50hr 후열처리 후에는 δ -페라이트가 분리된 상태를 보여주고 있다. 일반적으로 용접금속내에 δ -페라이트의 함량이 높을수록 입상(Granular) 또는 봉상(Rod-like)에서 망상구조(Network)로 변화하는 것으로 알려지고 있으며⁶⁾ 본 실험에서도 이와같은 경향을 보여주고 있다. 800°C×1hr 후열처리로 부분적인 망상구조가 분리되기 시작하며 후열처리 시간이 증가함에 따라 그 경향은 현저해 지고 있다. 800°C에서 50hr 후열처리 후에는 δ -페라이트는 거의 검출되지 않았으며 이것으로 보아 용접 직후의 용접금속내에 존재하던 δ -페라이트는 새로운 상으로 변태하였음을 알 수 있다. 또한 316L 용접부에서도 유사한 경향이 나타나는 것을 관찰할 수 있으며 Photo 2에는 309L과 316L 용접부에서 As-weld 상태의 δ -페라이트의 망상구조가 50시간 후열처리 후 분리된 양상을 보여 주고 있다.

기존에 존재하던 δ -페라이트의 다른 상으로의 변태를 확인하기 위해 XRD 실험을 수행하였다. Fig. 5와 6에는 309L과 316L 용접금속의 XRD 실험의 결과를 보여주고 있다. Fig. 5의 309L 용접부에서 보는 것처럼 용접된 상태에서는 오스테나이트와 약 13% δ -페라이트를 함유하고 있으나 800°C에서 50시간 후열처리후에 δ -페라이트는 대부분 사라지고 σ 상이 관찰되고 있다. Fig. 6의 316L 용접부에서도 동일한 양상을 보여 주고 있다. 그러나 본 XRD 실험에서는 Fe-Cr 합금의 고온 열처리에서 자주 발견되고 있는 χ 상, Cr_2N 이나 Cr_{23}C_6 등과 같은 질화물이나 탄화물 등은 관찰되지 않았다.

일반적으로 σ 상은 BCT 결정구조를 갖고 있는 중간상으로 보고되고 있으며 오스테나이트계 스테

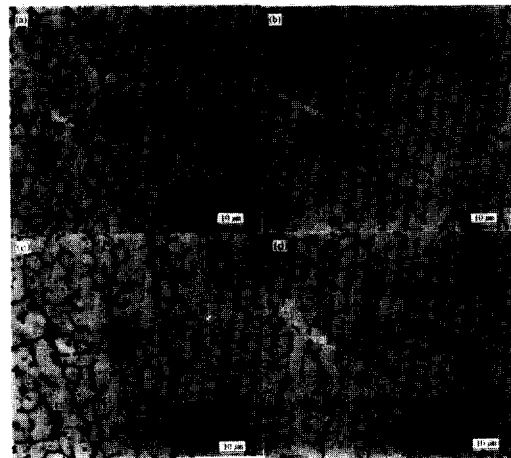


Photo 2. Microstructures of 309L and 316L weld metal before and after PWHT
 (a) As-weld in 309L
 (b) 800°C×50hr PWHT in 309L
 (c) As-weld in 316L
 (d) 800°C×50hr PWHT in 316L

인리스강에서 측정된 σ 상의 격자상수의 비(c/a)가 0.52 정도인 것으로 알려져 있다^{7,8)}. 본 실험에서 확인된 $\sigma(212)$ 와 $\sigma(411)$ 피크로부터 측정된 격자상수는 $a = 0.8810\text{nm}$ 와 $c = 0.4589\text{nm}$ 로 이의 격자상수 비를 계산하여 보면 $c/a = 0.52$ 로 기존 보고와 잘 일치하고 있다. 즉 오스테나이트계 용접부를 고온에서 장시간 후열처리하면 σ 상의 석출이 가능하다는 것을 확인할 수 있다. Fig. 5와 6에서의 결과에서 후열처리 시간이 길어짐에 따라 용접부에 함유된 δ -페라이트가 σ 상으로 변태하는 것이 확인되었다.

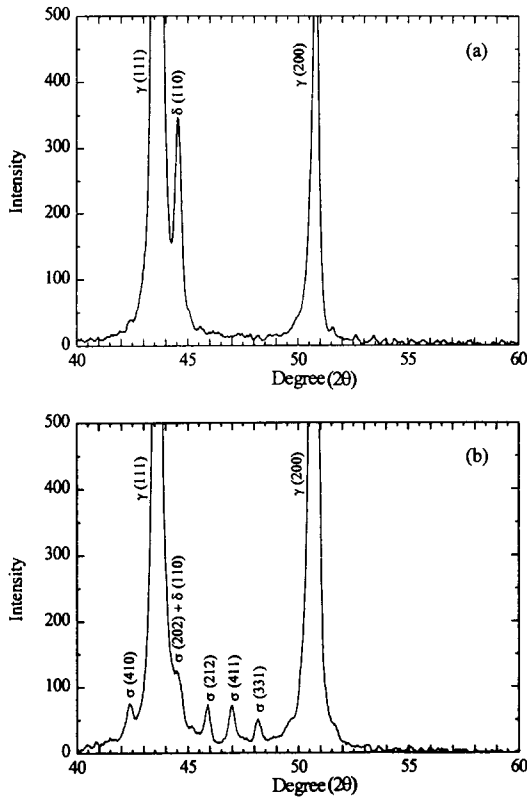


Fig. 5 X-ray diffraction patterns of 309L weld metal
(a) As-weld (b) 800°C × 50hr PWHT

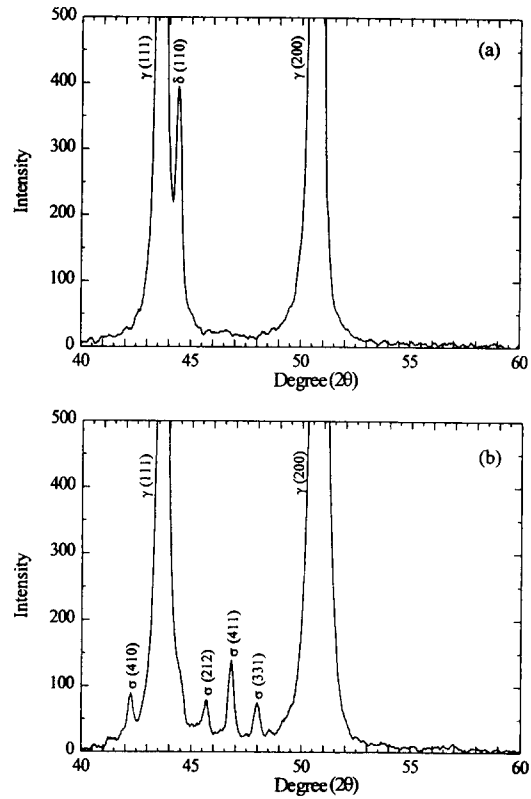


Fig. 6 X-ray diffraction patterns of 316L weld metal
(a) As-weld (b) 800°C × 50hr PWHT

본 실험에서 309L 용접부의 경우 초기 13% 정도 함유된 δ -페라이트가 후열처리 동안에 일부 σ 상으로의 변태됨으로 인하여 Fig. 2에서 보는 바와 같이 후열처리 온도의 증가와 함께 현저한 연성의 저하를 가져왔으며 이로 인하여 굽힘시험의 경우에서도 파단이 발생한 것으로 추정된다. σ 상이 소량만 존재하더라도 상온 연성에 심각한 영향을 미치며 또한 인성에도 매우 악영향을 미치는 경우가 오스테나이트계 스테인리스강에서 보고되고 있다²³⁾.

3.4 스테인리스 용접금속에서의 σ 상의 석출 현상

본 실험에서는 모재의 제조 및 가공시 열처리에 의한 σ 의 생성뿐만 아니라 용접시공시 용접금속내에서의 σ 상의 석출 현상을 분석하기 위하여 주사

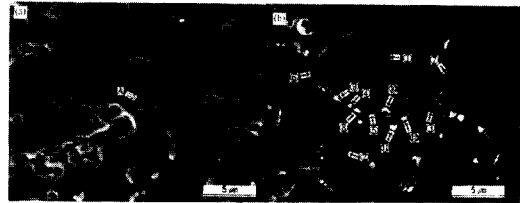


Photo 3. SEM observation of 309L and 316L weld metal after 800°C × 50hr PWHT
(a) 316L weld metal
(b) 309L weld metal

전자현미경과 EDS를 이용하여 관찰하였다. Photo 3(a)과 (b)는 316L과 309L 용접부를 후열처리한 후 시편을 주사전자현미경으로 관찰한 것으로 초기의 δ -페라이트가 새로운 상으로 변태된 것을 보여주고 있다. 이러한 상들이 전부 σ 상은 아니며 그 중에서 일부만이 σ 상임을 확인할 수가 있었

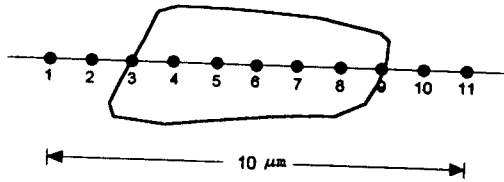


Fig. 7 EDS position of precipitates similar to sigma phase in weld metal (A part of Photo. 3(a))

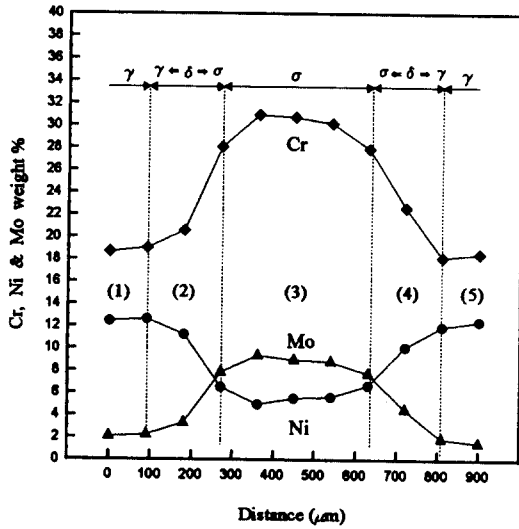


Fig. 8 Variation of chemical composition in precipitate of 316L weld metal after 800°C × 50hr PWHT

다.

Photo 3(a)는 316L 용접금속을 800°C×50hr 후열처리한 시편에서 σ상으로 추정되는 석출물의 모양을 보여주고 있으며, Fig. 7과 같이 Photo 3중의 Part "A"에 대하여 1μm 간격으로 EDS 점분석을 이용하여 화학성분의 변화를 측정하였다. 연속적인 점분석의 결과는 Fig. 8에서 보는 것처럼 σ상으로 추정되는 석출물은 주위의 기지조직에 비해 화학성분상에서 큰 변화를 보여주고 있다. 즉 Cr, Ni과 Mo의 거동은 기지조직과 비교하여 일반적인 σ상의 거동과 일치하고 있다³⁾. 특히 Cr의 함량은 28~30%로 기지조직이 18~20%인 것에 비해 매우 높으며 Mo의 함량도 기지조직에 비해 4배 정도 높게 측정되고 있다. 오스테나이트 안정화 원소인 Ni의

함량은 오히려 기지조직의 절반 정도인 4~6%을 나타내고 있다. 이러한 분석결과를 토대로 이 석출물은 σ상인 것을 알 수 있으며 이러한 결과는 Fig. 6의 XRD 실험에서 이미 확인된 바 있다.

또한 σ상과 기지조직과의 경계부에 대한 화학성분의 분석결과를 보면 초기에 존재하고 있던 δ-페라이트가 오스테나이트상(γ)과 시그마상(σ)으로의 변태가 진행되는 반응이 일어났음을 간접적으로 확인할 수가 있다. 즉, Fig. 8의 (2)와 (4) 영역에서는 앞선 여러 보고^{9,10,11)}에서 언급하고 있는 공식반응, $\sigma \rightarrow \sigma + \gamma_2$ (γ_2 는 새로운 γ), 이 일어난 것을 알 수 있으며 (3)의 영역은 σ상으로의 변태가 완료된 것으로 볼 수 있다.

Photo 3(b)는 309L 용접금속의 후열처리 후 상변화를 관찰한 것으로 전체적으로 후열처리전의 망상구조를 그대로 유지하고 있는 면에서는 316L과 다른 모습을 보이고 있다. 이러한 망상구조와 주위의 석출물에 대해 EDS를 이용하여 화학성분을 분석한 결과는 Fig. 9에 나타나 있다. 기지조직인 ①과 ②는 거의 As-weld 상태의 화학성분과 일치하고 있으나 ⑤, ⑥, ⑦, ⑧, ⑨와 ⑩은 기지조직과는 매우 다른 양상을 보여주고 있다. 즉, 이들은 35~37%Cr, 0.9~1.0%Mo, 6~8%Ni 범위내의 화학성분을 보이고 있으며 이는 기존의 조직이 갖는 성분에 비해서 Cr과 Mo의 함량이 높고 상대

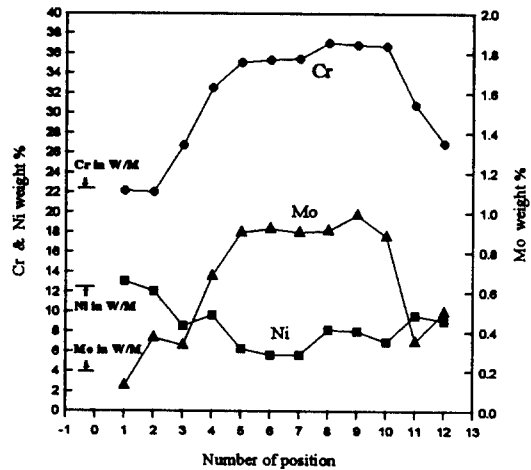


Fig. 9 Variation of chemical composition in transformed phase of 309L weld metal after 800°C × 50hr PWHT

적으로 Ni의 함량이 낮은 경향을 보여주고 있다. 이러한 경향은 σ 상이 갖는 특성과 유사하다고 할 수 있다. 또한 Fig. 5의 XRD 실험에서 보인 바와 같이 309L 용접금속에서도 후열처리 후에는 σ 상이 관찰된 바 있어 이들은 σ 상으로 추정된다.

전술한 바와 같이 σ 상의 석출은 309L과 316L 용접금속의 800℃X50hr 후열처리 후 모두 관찰되었으며 그 거동은 대체적으로 유사하다고 판단되며 단지 차이점은 σ 상이 함유하고 있는 Cr, Ni과 Mo의 함량이 기지조직의 화학성분에 따라 다르다는 것을 알 수 있다. 즉 본 실험에서 사용한 용접재료와 용접조건에 따라 후열처리 후에 생성된 σ 상의 화학성분은 EDS 선분석 결과를 토대로 보면 309L 용접금속의 경우는 35~37%Cr, 0.9~1.0%Mo, 6~8%Ni이며, 316L 용접금속에서는 28~30%Cr, 7~9%Mo, 4~6%Ni 범위를 갖는 것으로 분석되었다. 309L의 경우는 316L에 비해 Cr과 Ni 함량이 상대적으로 높으며 Mo의 경우는 매우 낮게 관찰되고 있다. 특히 316L 용접금속의 후열처리후에 생성된 σ 상의 화학조성은 Weiss 등⁷⁾이 이미 보고한 결과와 잘 일치하고 있다.

4. 결 론

오스테나이트계 스테인리스강 용접부의 기계적 성질에 미치는 후열처리의 영향에 대한 실험 결과로부터 다음과 같은 결론을 얻을 수 있다.

(1) 탄소강과 오스테나이트계 스테인리스강의 이중금속간 용접부의 굽힘시험에서 발생한 균열의 원인은 용접부에 생성된 δ -페라이트가 고온 열처리에 의해 σ 상으로 변태하여 연성의 저하를 초래하였기 때문이다.

(2) FCAW와 SMAW 용접시에 용접부내에 생성된 δ -페라이트의 함량은 후열처리 온도가 증가함에 따라 현저하게 감소하였으며, 특히 800℃X50hr 후열처리 후에는 모두 σ 상이 관찰되었다.

(3) 용접직후 용접금속에 생성된 δ -페라이트는 고온에서 장시간 열처리함에 따라 오스테나이트상(γ)과 시그마상(σ)으로의 공석반응에 의하여 σ 상으로 변태하는 것이 확인되었다.

(4) 후열처리 후에 생성된 σ 상의 화학성분은 사

용한 용접재료와 용접조건에 따라 다르게 측정되었으며, 309L 용접부에서 생성된 σ 상의 화학성분은 35~37%Cr, 0.9~1.0%Mo, 6~8%Ni이며, 316L 용접부의 경우는 28~30%Cr, 7~9%Mo, 4~6%Ni 범위를 갖는 것으로 분석되었다.

(5) 탄소강과 오스테나이트계 스테인리스강과의 이중금속간 용접부에 후열처리가 적용되어야 하는 경우에는 시공상의 안전성을 고려하여 620℃X1hr 이하의 후열처리 방법을 적용하는 것이 바람직하다고 판단된다.

참 고 문 헌

1. F. C. Hull : "Effects of Delta Ferrite on Hot Cracking of Stainless Steel", *Welding Journal*, Vol. 46, No. 9, (1967), pp399-s - 409-s
2. R. Blower and G. J. Cox : "Formation of σ -Phase in Cast Austenitic Steels and its Effect on Room and Elevated Temperature Mechanical Properties", *Journal of the Iron and Steel Institute*, Aug., (1970), pp. 769-775
3. M. O. Malone : "Sigma and 885°F Embrittlement of Chromium-Nickel Stainless Steel weld metals", *Welding Journal*, Vol. 46, No. 6, (1967), pp241-s - 253-s
4. ASME Boiler & Pressure Vessel Sec. VIII, Part UCS-56 and UHA-32
5. Y. Maehara, Y. Ohmori et al. : "Effects of Alloying Elements on σ Phase Precipitation in δ - γ Duplex Phase Stainless Steels", *Metal Science*, Vol. 17, Nov., (1983), pp. 541-547
6. M. Inagaki, T. Kasugai et al. : "Metallurgical Changes due to Welding Conditions and a Long Term Heating in Austenitic Stainless Steel Weld Metals", *Transactions of National Research Institute for Metals*, Vol. 25, No. 3, (1983) pp. 121-131
7. B. Weiss and R. Sticker : "Phase Instabilities during High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel", *Metallurgical*

- Transactions, Vol. 3, Apr., (1972), pp.851-866
8. E. L. Brown, M. E. Burnett et al. : " Intermetallic Phase Formation in 25Cr-3Mo-4Ni Ferritic Stainless Steel", Metallurgical Transactions A, Vol.14A, May, (1983), pp. 791-800
 9. Y. Maehara, M. Koike et al. : "Precipitation Behavior of σ -Phase in a Duplex Phase Stainless Steel", Transactions ISIJ, Vol. 23, (1983), pp.240-246
 10. K. Shinohara, T. Seo and K. Kumada : Trans. JIM, Vol. 20, (1979) , pp.713
 11. G. Prouwer M : "Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal - Advantage or Disadvantage ?", Philips Welding Reporter, Apr., (1978), pp16-20