

# 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 다층용접부의 미세조직 및 공식(Pitting Corrosion)에 미치는 용접열사이클의 영향

남성길\* · 박세진\* · 나혜성\*\* · 강정윤\*\*†

\*삼성중공업 산업기술연구소 용접연구

\*\*부산대학교 재료공학부

## Effect of Welding Thermal Cycle on Microstructure and Pitting Corrosion Property of Multi-pass Weldment of Super-duplex Stainless Steel

Seong-Kil Nam\*, Se-Jin Park\*, Hye-Sung Na\*\* and Chung-Yun Kang\*\*†

\*Welding Research of SAMSUNG Heavy Industries Co.,Ltd, Goeje 656-710, Korea

\*\*Dept. of Material Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

†Corresponding author : kangcy@pusan.ac.kr

(Received November 20, 2009 ; Revised December 30, 2009 ; Accepted July 23 2010)

### Abstract

Super-duplex stainless steels (SDSS) have a good balance of mechanical property and corrosion resistance when they consist of approximately equal amount of austenite and ferrite. The SDSS needs to avoid the detrimental phases such as sigma( $\sigma$ ), chi( $\chi$ ), secondary austenite( $\gamma_2$ ), chromium carbide & nitride and to maintain the ratio of ferrite & austenite phase as well known. However, the effects of the subsequent weld thermal cycle were seldom experimentally studied on the micro-structural variation of weldment & pitting corrosion property. Therefore, the present study investigated the effect of the subsequent thermal cycle on the change of weld microstructure and pitting corrosion property at 40°C. The thermal history of root side was measured experimentally and the change of microstructure of weld root & the weight loss by pitting corrosion test were observed as a function of the thermal cycle of each weld layer. The ferrite contents of root weld were reduced with the subsequent weld thermal cycles. The pitting corrosion was occurred in the weld root region in case of the all pitted specimen & in the middle weld layer in some cases. And the weight loss by pitting corrosion was increased in proportional to the time exposed at high temperature of the root weld and also by the decrease of ferrite content.

The subsequent weld thermal cycles destroy the phase balance of ferrite & austenite at the root weld. Conclusively, It is thought that as the more subsequent welds were added, the more the phase balance of ferrite & austenite was deviated from equality, therefore the pitting corrosion property was deteriorated by galvanic effect of the two phases and the increase of 2nd phases & grain boundary energy.

Key Words : Super-duplex stainless steel, Pitting corrosion, Welding thermal cycle

## 1. 서 론

페라이트 상과 오스테나이트 상이 약 50:50의 비율로 결합된 구조를 가지고 있는 듀플렉스 스테인리스강은 우수한 가공성과 기계적 성질 그리고 내식성으로 인

해 화학장치, 심해저 구조물 및 유전 설비의 파이프 라인 등에 광범위하게 사용되고 있다. 원유 고갈에 따라 유전 설비의 설치가 더욱 가혹한 환경에서 이루어지고 있고, 이에 따라 기존의 듀플렉스 스테인리스강보다 더 우수한 특성을 갖는 재질이 요구되었다. 이러한 요구에 부응해 1980년대에 개발된 재질이 약 25% 크롬과 약

0.3% 질소를 함유한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강이다<sup>1)</sup>.

슈퍼 듀플렉스 스테인리스강은 내공식지수(Pitting Resistance Equivalent)가 40 이상<sup>1)</sup>으로 내식성과 기계적 성질이 기존의 듀플렉스 스테인리스강에 비해 상당히 우수하다<sup>2-4)</sup>. 따라서 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강은 가혹한 부식 환경 뿐 아니라 저온 및 고온 특성이 요구되는 여러 산업 분야에서 그 사용 범위가 넓어지고 있다. 또한 원자재 가격 상승에 따라 오스테나이트계 스테인리스강에 비해 상대적으로 니켈 함유량이 작고 내식성 및 기계적 성질이 우수한 슈퍼 듀플렉스강에 대한 많은 연구가 진행되었다<sup>5-12)</sup>.

그러나 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강은 가공 시의 열 이력, 특히 용접에 의해 페라이트 상과 오스테나이트 상의 상비율이 변화될 수 있고, 또한 다량의 합금 원소 (Cr, Mo 등)가 함유되어 있어 시그마상( $\sigma$ ), 카이상( $\chi$ ), 2차 오스테나이트( $\gamma_2$ ), 크롬탄화물 및 질화물과 같은 제 2차 상(금속간화합물)이 석출되어 고유의 기계적 성질과 내식성에 악영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 따라서 이러한 2차 상인 금속간화합물이 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강의 기계적 성질 및 내식성에 미치는 영향을 파악하고, 이러한 문제점을 해결하고자 하는 많은 연구가 진행되어 왔다<sup>4-11)</sup>.

본 연구에서는 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강의 다층 용접 시, 후속 용접의 열사이클에 의한 용접금속의 미세 조직 변화와 용접열사이클이 공식(Pitting Corrosion)에 미치는 영향을 실험적으로 조사하였다.

## 2. 사용재료 및 실험방법

### 2.1 사용재료

본 연구에서 사용한 강재는 ASTM A240 UNS S32760, 15mm 두께이다. 용접재료는 GTAW용으로는 ASME SFA 5.9의 ER2594,  $\phi$ 2.4mm, SMAW 용으로는 ASME SFA 5.4M의 E2595-15,  $\phi$ 3.2mm

그리고 FCAW용으로는 SUPERCORE Z100XP,  $\phi$  1.2mm가 사용되었다. 사용된 강재의 화학조성 및 기계적 성질을 Table 1에, 용접재료 순용착금속의 화학 조성을 Table 2에 나타내었다.

### 2.2 용접방법

#### 2.2.1 시험번호 및 용접조건

초층부터 3층까지의 용접은 GTAW를 적용하였으며, 이후 층부터는 GTAW, SMAW, FCAW를 각각 적용하였다. 2층 용접 시의 입열량은 초층용접 입열량의 50.6~139.1%를 적용하였고, 3층째 부터는 평균 입열량이 0.8~2.42 kJ/mm가 되도록 적용하였다. 또한 층간온도는 100°C 이하로 유지하였다. 이면 보호가스로는 100% Ar이 적용되었으며, 초층 GTAW 용접 시의 보호가스로는 98% Ar+2% N<sub>2</sub>가 적용되었고, 초층 이외의 GTAW 용접 시에는 100% Ar이 보호가스로 적용되었다. FCAW 용접 시에는 80% Ar+20% CO<sub>2</sub>가 보호가스로 적용되었다. 상세 시험번호 및 용접 조건을 Table 3에 나타내었다.

Table 3 Test number and welding condition

Test number	Welding process	Heat input(% kJ/mm)	
		$\frac{2nd\ pass}{1st\ pass}$ (%)	Average from 3rd pass(kJ/mm)
A-1	GTAW	56.2	0.84
A-2		64.9	1.64
B-1		124.5	0.80
B-2		134.0	2.42
C-1	GTAW + SMAW	66.0	1.07
C-2		63.8	2.26
D-1		137.9	0.98
D-2		118.7	2.13
E-1	GTAW + FCAW	50.6	0.80
E-2		56.6	1.82
F-1		123.8	0.83
F-2		139.1	1.90

Table 1 Chemical composition (wt%) & mechanical properties of base material used

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	Cu	N	T.S(MPa)	Y.P(MPa)	EL(%)
0.015	0.21	0.50	0.021	0.0006	25.09	3.66	7.04	0.59	0.58	0.2220	829	625	34.0

Table 2 Chemical composition (wt%) of welding consumables

Process	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	W	N	PRE
GTAW	0.017	0.64	0.18	0.010	0.020	25.2	9.2	3.54	0.57	0.62	0.23	40.5
SMAW	0.030	0.9	0.43	0.006	0.02	24.6	9.2	3.62	0.66	0.60	0.22	40.1
FCAW	0.03	0.6	0.3	0.006	0.017	24.5	8.8	3.7	0.6	0.6	0.26	41

2.2 시편 형상 및 시험편 위치

폭 120mm, 길이 250mm의 시편이 사용되었으며, 각 시편은 다섯 부분으로 나뉘어져, 적용되는 용접 층수를 달리 적용하여 용접을 실시하였다. 즉, 첫 부분은 초층 용접만을 실시하였고, 다음 부분은 2번째 층까지 용접하는 방법으로 시험을 진행하였고 마지막 5번째 부분은 15mm 전체 두께에 대한 용접을 완료하였다. 루트갭은 3~4mm를 유지하였으며 용접 개선 각도는 60°로 하였다.

구분되어진 각 부분의 시작부 10mm 지점에서 각각 마크로 시험편을 제작하였고, 용접 완료된 5번째 부분에서는 공식 시험용 시험편도 제작하였다. 공식 시험용 시험편은 25mm(용접선 길이 방향) × 50mm(용접 폭 방향) 크기로 제작하였다. 시편 형상 및 시험편 채취 위치를 Fig. 1에 나타내었다.

2.3 실험 방법

2.3.1 이면 온도 측정

초층 용접 완료 후, 용접 비드 이면의 용접 중앙부와 toe부에 열전대를 부착하여 2층 용접부터 용접부 이면 온도이력을 조사하였다. 열전대 부착 위치를 Fig. 2에

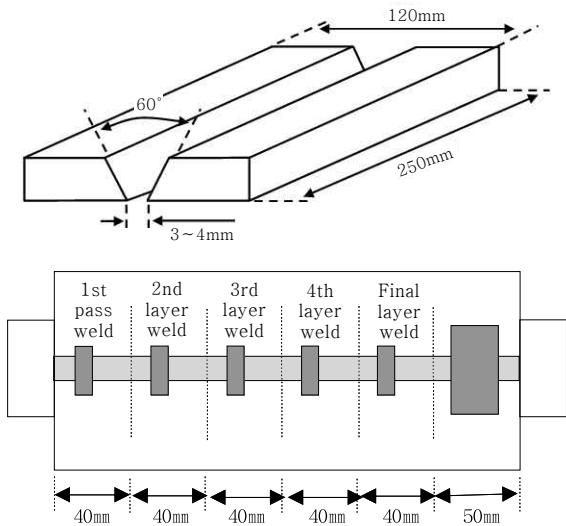


Fig. 1 Test coupon size/shape and location of specimen

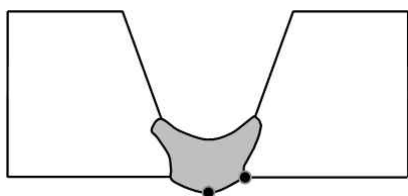


Fig. 2 Location of thermo-couple

나타내었다.

2.3.2 미세조직 시험

후속 용접열사이클이 용접금속의 페라이트 상과 오스테나이트 상의 분율 변화에 미치는 영향을 관찰하기 위하여, Fig. 1에서 나뉘어진 각각의 부분에서 채취된 시험편의 초층 용접금속에 대한 미세조직을 광학현미경을 사용해 관찰하였다. 페라이트 상분율은 ASTM E562의 Point Count Method에 의거 수행하였다.

2.3.3 공식(Pitting Corrosion) 시험

최종 층까지 용접 완료된 시험편으로 ASTM G48, Method A와 NORSOK M-601에 의거 40°C 온도에서 24시간 동안 공식 시험을 수행하였다. 공식 시험 후 Pitting 발생 유무와 공식 발생 위치를 육안 및 압침법으로 확인하였고, 공식 시험에 의한 무게 감소량이 측정하였다. 공식 시험 용기에서 추출한 시험편의 무게 측정은 최소 3회 이상 세척과정을 거쳐 값이 변하지 않을 때까지 수행하였다.

또한 공식 발생 원인을 조사하기 위해 공식 발생 위치에 인접한 부분에 대해 EDX 실험을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 고온에서의 용접 비드 이면 노출 시간에 미치는 용접열사이클의 영향

용접 비드 이면의 온도는 용접열사이클의 영향으로 급격히 상승하여 최고 온도에 도달된 후, 가열 시보다는 느린 속도로 하강하였다. 또한 입열량이 많을수록 최고 도달 온도가 높았고 고온에서 노출되는 시간이 길었다. A-1 시편의 두 번째 및 세 번째 층 용접 시, 그리고 B-1 시편의 두 번째 층 용접 시의 용접열사이클 및 용접 비드 이면이 고온에서 노출되는 시간을 Fig. 3에 나타내었다. 또한 각 시험편의 용접 비드 이면이 고온에서 노출되는 시간에 대한 시험 결과를 Table 4에 나타내었다.

고온에서의 용접 비드 이면 노출 온도 및 시간은 2층 용접부터의 평균 입열량에 크게 영향을 받았으며, 용접 비드 이면이 400°C, 500°C 및 600°C 이상에서 노출되는 시간은 2층 용접부터의 평균 입열량과 직선적인 비례 관계를 보였다. 이를 Eq. 1, Eq. 2 및 Eq. 3에 각각 나타내었다.

$$ET \text{ (over } 400^{\circ}\text{C)} = 235 \times AVHI - 111 \quad (1)$$

$$ET \text{ (over } 500^{\circ}\text{C)} = 136 \times AVHI - 83.0 \quad (2)$$

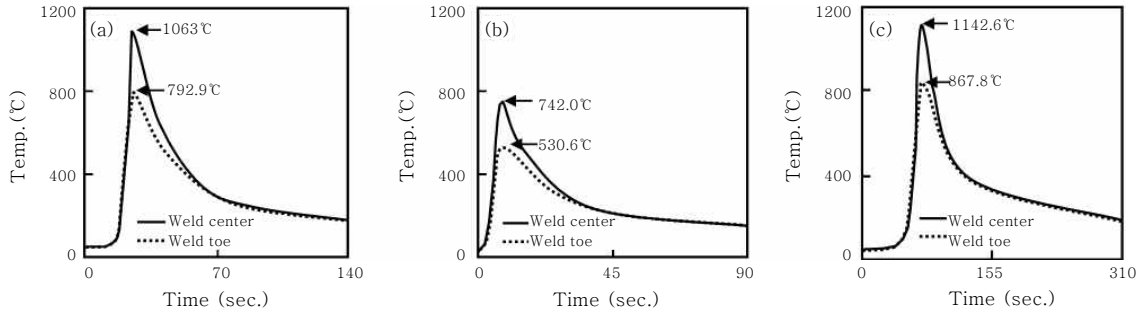


Fig. 3 Typical thermal cycle (a)A-1 2nd pass, (b)A-1, 3rd pass, (c)B-1 2nd pass

Table 4 Time exposed over each temperature

Temp.(°C)		Over 400°C		Over 500°C		Over 600°C		Over 700°C		Over 800°C		Over 850°C		Over 900°C		Over 950°C		Over 1000°C	
Location		Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe
Exposed time(sec.)	A-1(2nd pass)	32.5	27	22.5	17.5	17	11.5	13	6.5	10	0	8.5	0	7	0	6	0	4.5	0
	A-1(3rd pass)	14	9.5	9	4	6	0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	B-1(2nd pass)	66.5	58.5	45	36.5	33	25.5	25.5	16.5	20.5	7	19	4	17	0	15	0	12.5	0

Table 5 Time exposed over temperature in question during test

Temp.(°C)		Over 400°C		Over 500°C		Over 600°C		Over 700°C		Over 800°C		Over 850°C		Over 900°C		Over 950°C		Over 1000°C	
Location		Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe	Center	Toe
Exposed time(sec.)	A-1	106	68.5	51.5	24.5	24.5	11.5	16	6.5	10	0	8.5	0	7	0	6	0	5	0
	A-2	325.5	278.5	118	82	47.5	20	17.5	3	4	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	B-1	140	89.5	70.5	36.5	38	25.5	25.5	16.5	20.5	7	19	4	17	0	15	0	12.5	0
	B-2	498.8	491.5	258.5	244.5	130	114	40.5	27	22.5	8	12.5	0	10.5	0	8	0	4	0
	C-1	151	154.5	65	70	23	25	10	9	6.5	4.5	5	2.5	3	0	0	0	0	0
	C-2	326.5	348	181.5	194	59.5	69.5	28	34	3	10.5	0	0	0	0	0	0	0	0
	D-1	178	171	75.5	60	37	34	23	17.5	16.5	12	12.5	7.5	10	4.5	7.5	0	0	0
	D-2	446	448.5	257	251.5	118.5	102	68.5	62.5	37	33	27	22.5	11.5	5	7.5	0	0.5	0
	E-1	99	87.5	38	32	21.5	13.5	8	4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	E-2	229	212.5	138	119.5	80	56	41.5	16.5	23	0	9.5	0	4	0	1.5	0	0	0
	F-1	82	117	45	55	28	30	19.5	21.5	11.5	14	7.5	9	0	3.5	0	0	0	0
	F-2	296.5	277	170	153.5	89	78.5	56	41.5	21	16	18.5	13.5	15	11	12.5	6	10	0

$$ET (\text{over } 600^\circ\text{C}) = 58.6 \times AVHI - 32.8 \quad (3)$$

ET : 해당 온도 이상으로 노출되는 시간(초)

AVHI : 2층제 부터의 평균 입열량(kJ/mm)

### 3.2 용접금속 페라이트 함량 변화에 미치는 용접열 사이클의 영향

Fig. 4는 (a)모재 및 (b)용접금속의 미세 조직을 나

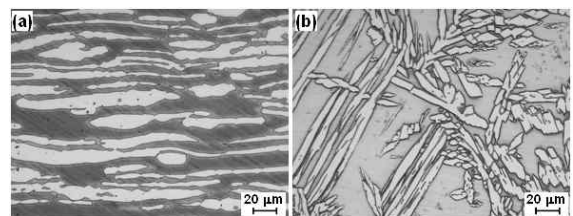


Fig. 4 Microstructure of (a)base metal and (b)weld metal

타내고 있고, 밝은 부분은 오스테나이트 이고 어두운 부분은 페라이트이다. 모재의 경우 두 조직이 일정 방향으로 길게 늘어져 있고, 용접금속의 경우 페라이트 기지에 페라이트 입계를 따라 오스테나이트가 존재하고 있음을 알 수 있다.

초층 용접 시의 실제 용접 입열량은 1.53-2.26 kJ/mm 범위였고, 시험된 입열량 범위 내에서 후속 용접열사이클의 영향을 전혀 받지 않은 As-welded 상태의 초층 용접금속(초층 용접금속 중 두 번째 층 용접에 의해 재열처리 되지 않은 부분으로 백비드 표면은 아님)의 최대 페라이트 함유량은 용접 입열량 2.07 kJ/mm에서 관찰되었으며, 이때의 페라이트 분율은 약 42%였다. 또한 용접 입열량 1.9 kJ/mm 일 때 페라이트 함유량이 최소치를 보였으며, 이때의 페라이트 분율은 약 33%였다.

또한 용접금속의 페라이트 함유량은 후속 용접열사이클의 영향을 받아 감소되는 경향을 보였으며 후속 용접 패스 수가 많아질수록 점진적으로 감소되는 경향을 보였다. 또한 2번째 층의 용접 입열량이 초층 입열량의 118.7~139.1%인 경우가 50.6~64.9%인 경우보다 페라이트 함유량 감소율이 더 큰 결과를 보였다. 2번째 층의 용접 입열량이 초층 용접 입열량의 50.6~64.9%인 경우, 용접 완료 후 초층 용접금속의 페라이트 함유량은 C-2 시험편을 제외하고는 후속 용접열사이클의 영향을 전혀 받지 않은 As-welded 상태의 초층 용접금속 페라이트 함유량의 55-82% 수준이었고, 2번째 층의 용접 입열량이 초층 용접 입열량의 118.7~139.1%인 경우에는 26-43% 수준이었다. Fig. 5는 후속 용접열사이클의 영향을 전혀 받지 않은 As-welded 상태의 초층 페라이트 함유량 기준으로 용접 층 수 증가에 따른 초층 용접금속의 페라이트 함유량 변화를 나타낸 것이다.

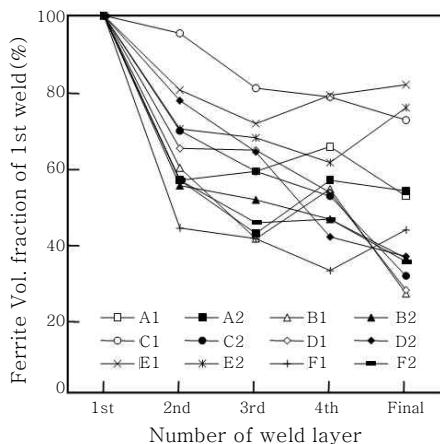


Fig. 5 Change of ferrite volume fraction in accordance with subsequent welding

용접 완료 후 전체 시편에 대한 초층 용접금속의 페라이트 함유량과 용접 입열량, 용접 비드 이면의 노출 온도 및 시간과의 직접적인 상관 관계는 명확하지 않았다. 단, 상대적으로 고입열이 적용되었던 3층 제부터의 평균 입열량이 1.64~2.42 kJ/mm 인 경우에는, 용접 완료 후 초층 용접금속의 페라이트 함유량은 2층 제부터의 평균 입열량과 반비례 관계를 나타내었다. 이를 Eq. 4에 각각 나타내었다.

$$FC = 46.8 - 15.2 \times AVHI \quad (4)$$

FC : Ferrite Content of 1st pass weld (%)

AVHI : 2층제 부터의 평균 입열량(kJ/mm)

### 3.3 공식(Pitting Corrosion)에 미치는 용접열사이클의 영향

Table 6은 ASTM G48, Method A와 NORSOK M-601에 따라 40°C에서 수행된 공식 시험 결과, 각 시험편별 공식 발생 위치를 나타내고 있다. 12개의 시험편 중 8개의 시험편에서 공식이 발생되었고, 공식 발생 위치는 8개 시험편 모두 용접 루트부를 포함하고 있었다. Fig. 6은 용접금속의 (a)루트부 및 (b)시험편

Table 6 Location of pitting

Test number	Location		
	Root	Side	Face
A-1	X	X	X
A-2	O	O	O
B-1	O	O	X
B-2	O	O	X
C-1	X	X	X
C-2	O	O	X
D-1	O	X	X
D-2	O	O	X
E-1	X	X	X
E-2	O	O	X
F-1	X	X	X
F-2	O	O	X

O: Pitting, X: No Pitting

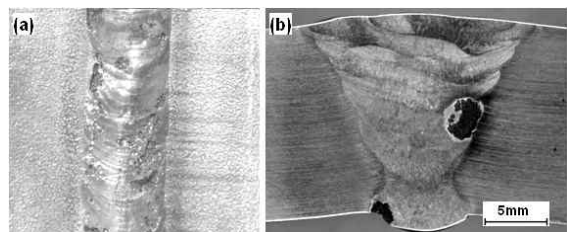


Fig. 6 (a) Root & (b) cross-section of weld metal after pitting test

측면에서 공식이 발생된 시험 번호 B-2의 공식 시험 후 시험편 표면을 나타내고 있으며, 3번째 층부터 평균 입열량 1.64~2.42 kJ/mm을 적용한 시험편의 경우 시험편의 측면에서도 공식이 발생되었다.

공식 시험에 의한 시험편의 무게 감소량은 용접부 이면이 고온에서 노출되는 시간과 비례하여 증가하는 경향을 보였다. 또한 공식(Pitting Corrosion) 발생된 시험편의 무게 감량은 NORSOK M-601에서 요구하는 4 g/m<sup>2</sup> 을 초과하였고, 무게 감소량이 4g/m<sup>2</sup> 미만 일 경우에는 공식이 발생되지 않았다. Fig. 7은 용접부 이면이 400℃ 이상의 온도에 노출되는 시간과 공식 시험에 의한 무게 감소량과의 관계를 나타낸 것이다.

공식 시험의 무게 감소량은 용접부 이면이 고온에서 노출되는 시간과 비례하는 관계를 나타내지만, 용입 깊이에 따른 용접금속 재열부 및 모재 열영향부의 넓이 및 미세조직 변화에 따른 영향도 고려하여야 한다. 용입 깊이는 용접 입열량의 영향을 받기 때문에, 각 용접 패스의 평균 입열량과 고온에 노출되는 시간을 고려하여 Eq. 5, Eq. 6 및 Eq. 7과 같은 회귀식을 도출했다.

$$WL = 0.0804 \times HIT(\text{over } 400^\circ\text{C}) - 6.20 \quad (5)$$

$$= 0.138 \times HIT(\text{over } 500^\circ\text{C}) - 2.75 \quad (6)$$

$$= 0.286 \times HIT(\text{over } 600^\circ\text{C}) - 2.05 \quad (7)$$

WL : 공식 시험 시의 무게 감소량 (g/m<sup>2</sup>)

HIT : 용접부 이면의 온도가 일정 온도를 초과하게 하는 각 용접 패스의 평균 입열량(kJ/mm)  
 X 용접부 이면이 일정 온도를 초과하여 유지되는 시간(초)

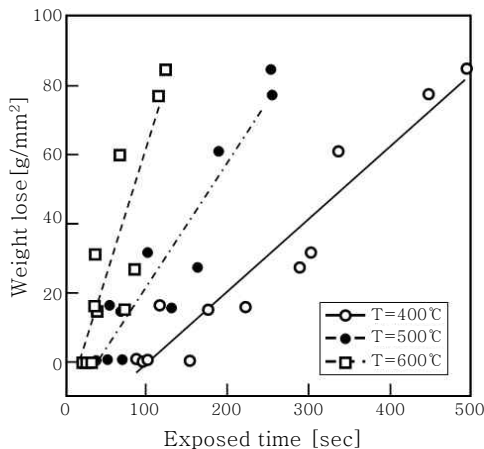


Fig. 7 Relationship between time exposed and weight loss by pitting

### 3.4 공식(Pitting Corrosion)에 미치는 페라이트 분율의 영향

상대적 고입열(3층 꺾부터의 평균 입열량 1.64~2.42 kJ/mm)이 적용된 경우, 초층 용접금속의 페라이트 함유량은 적용된 입열량과 반비례 관계를 보였으나 상대적 저입열(3층 꺾부터의 평균 입열량 0.8~1.07 kJ/mm)이 적용된 경우에는 상관 관계를 찾기가 어려웠다. 또한 상대적 고입열이 적용된 경우, 최종 용접 완료 후의 초층의 오스테나이트 상 및 페라이트 상 비율과 공식 시험 후의 무게 감소량은 직선적인 관계를 나타내었다. Fig. 8은 (a)상대적 저입열, (b)상대적 고입열이 적용된 경우의 초층 용접부의 오스테나이트 상 및 페라이트 상 비율과 공식 시험 후의 무게 감소량을 나타낸 것이다.

Eq. 8은 상대적으로 고입열이 적용된 경우의 공식 시험 후의 무게 감소량을 초층 용접금속의 오스테나이트 상과 페라이트 상 함유량 비율에 따라 나타낸 것이다.

$$WL(H) = 0.160 \times \text{RAF}(\%) - 35.4 \quad (8)$$

WL(H): 고입열 영역에서의 공식 시험 무게 감소량 (g/m<sup>2</sup>)

RAF(%): 초층 용접금속의 오스테나이트 상과 페라이트 상의 비율

상대적으로 저입열이 적용된 경우, 오스테나이트/페라이트 상 비율(%)과 공식 시험 후의 무게 감소량의 관계는 통계 프로그램인 미니탭으로 분석 시에는 상관 관계가 큰 것으로 나타났으나, 공식이 발생된 경우에는 무게 감소량이 10g/m<sup>2</sup>을 초과하였고 공식이 발생되지 않는 경우에는 무게 감소량이 아주 작은 시험 결과를 보였기 때문에 이를 그대로 수용하기는 무리가 있는 것으로 판단된다.

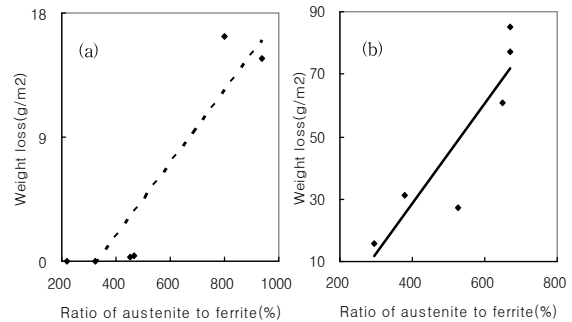


Fig. 8 Relationship between weight loss and ratio of austenite & ferrite

### 3.5 공식(Pitting Corrosion) 발생 위치

이번 시험 결과 공식은 페라이트 상과 오스테나이트 상의 계면에서 발생되었으며, 용접 비드 이면 비드가 600°C 이상의 고온에서 노출되는 시간이 30초 이상인 경우 공식이 발생되었다. 또한 공식 발생 결과로부터 용접비드 이면이 600°C 이상의 온도에 노출되는 시간이 30초 이상일 경우 초층 용접금속 내에 제 2상이 석출되었거나 50:50 비율이 이상적인 초층 용접금속의 오스테나이트/페라이트 상분율이 크게 변화된 것으로 판단할 수 있다. 30초의 짧은 시간에도 제 2상이 석출된 것은 용접 시의 열응력과 잔류응력 및 용접금속의 결합(전위, 공공 등) 때문에 제 2상의 석출이 촉진되었기 때문으로 판단되며<sup>5-6)</sup> 상비율의 파괴는 후속 용접열사이클의 영향 때문이다. 공식은 용접열사이클에 의한 용접금속의 오스테나이트/페라이트 상분율의 변화와 각 상의 공식저항지수 차이에 기인된 갈바닉 효과<sup>9)</sup> 및 제 2상의 석출<sup>4-6)</sup>에 의한 제 2상 주변의 Cr 함량 고갈에 따른 것으로 판단된다.

Fig. 9의 (a)에 공식 시험 후 용접금속의 광학현미경 조직사진을, 공식 발생부와 인접부의 SEM조직 사진과 EDX 분석 결과를 Fig. 9의 (b)~(d)에 각각 나타내었다. 공식 발생 위치 인접부에서 Cr 함유량이 증가하는 부분이 확인되었으며, 이로부터 초층 용접금속 내에 제 2상이 존재하는 것으로 판단할 수 있다. 용접열사이클의 영향으로 초층 용접금속의 페라이트 함유량은 감소되지만 Secondary Austenite는 증가되는 것이 확인되었으며, Cr과 Mo 함량으로부터 Fig. 9 (c)의 경우 시그마상이 석출된 것으로 판단할 수도 있다<sup>7)</sup>.

용접열사이클이 용접금속 미세 조직 및 공식(Pitting Corrosion)에 미치는 영향을 검토해 보았다. 시험 결과로부터 얻어진 결론은 아래와 같다.

1) 용접열사이클의 영향으로 인한 용접 비드 이면의 고온에서의 노출 시간을 평균 용접 입열량으로 산출할 수 있었다.

2) 용접열사이클의 영향으로 용접금속의 페라이트 함유량이 계속적으로 감소됨을 확인하였고, 관련 rule에서 요구하는 최소 페라이트 함유량 30%을 확보하기 위해서는 평균 용접 입열량 뿐 아니라 2번째 층 용접 입열량 관리가 중요하다.

3) 공식(Pitting Corrosion) 시험 후 공식이 발생된 시험편의 공식 발생 위치는, 모두 용접 루트부를 포함하고 있었으며 3번째 층부터의 평균 용접 입열량이 1.64~2.42 kJ/mm 인 경우에는 시험편 측면에서도 공식이 발생되었다. 시험편 측면에서의 공식을 방지하기 위해서는 평균 용접 입열량이 1.5 kJ/mm 이내로 관리되어야 할 것으로 판단된다.

4) 공식(Pitting Corrosion) 시험에 의한 무게 감소량은 용접 비드 이면이 고온에 노출되는 시간에 비례하여 증가하였다. 용접 비드 이면이 400°C 이상에서 150초 이상, 600°C 이상에서 30초 이상 노출되면 무게 감소량이 NORSOK M-601에서 요구하는 4 g/mm<sup>2</sup>을 초과할 뿐 아니라 공식 역시 발생될 것으로 판단된다.

5) 또한 용접 비드 이면의 고온에서의 노출 시간과 이때의 평균 용접 입열량으로 40°C 공식(Pitting Corrosion) 시험에 의한 무게 감소량을 산출할 수 있었다.

## 4. 결 론

본 연구는 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 다층 용접 시

## 참 고 문 헌

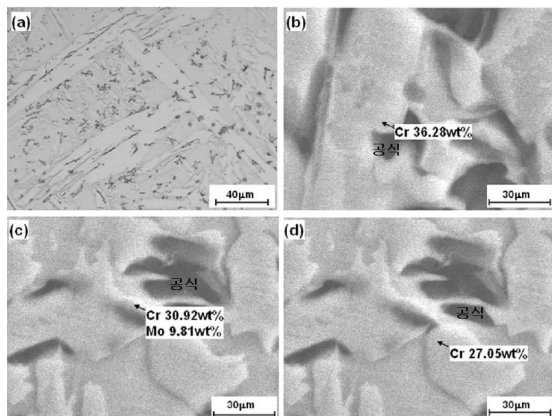


Fig. 9 Microstructure of (a) OM and results of SEM and EDX in the weld metal

1. Robert N Gunn : Duplex stainless steels 1997, 6
2. J. Charles : Structure and mechanical Properties of Duplex Stainless Steel, 4th International Conference Duplex Stainless Steel, 1 (1994), paper KI
3. Nicholls J.M : Corrosion properties of duplex stainless steel, 4th International Conference Duplex Stainless Steel, 1994, paper III
4. Robert N Gunn : Duplex stainless steels, 1997, 35-47, 56-70
5. Chang-Yong Kang and Ick-Soo Kim : A Study on the Precipitation of  $\sigma$  Phase in Super Duplex Stainless Steel, J. of the Korea Society for Heat Treatment, 14-5 (2001), 286-291 (in Korean)
6. C. Y Kang et al., : Microstructure and Mechanical Properties of 25Cr-7Ni-3Mo Duplex Stainless Steel. J. of the Korea Society for Heat Treatment, 11-3 (1998), 192-199 (in Korean)

7. Joon-shick Kim et al., : Effects of Alloying Elements (W, Mo) on the Localized Corrosion and Formation of Sigma ( $\sigma$ ) Phase of Duplex Stainless Steel, J. Corrosion. Sci, Soc. of Korea, 28-3 (1999), 189-201 (in Korean)
8. K. Nishimoto et al., : PREDICTION OF SIGMA PHASE PRECIPITATION IN SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL WELDMENTS, WELDING IN THE WORLD - LONDON- / IIW, 50-3-4 (2006), 13-28
9. Hee Sang Park and Yong Soo Park : The effect of Phase Compositions on the Corrosion Resistance of Duplex Stainless steel, J. Corrosion. Sci, Soc. of Korea, 28-1 (1999), 59-77 (in Korean)
10. J. M. Pardal et al., : Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, MATERIALS CHARACTERIZATION 60 (2009), 165-172
11. S.S.M. Tavares et al., : Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750, Materials Characterization 58 (2007), 610-616
12. L. Weber, P. J. Uggowitzer : Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steels with respect to nitrogen and nickel content, Materials Science and Engineering, A242 (1998) 222-229