[Research Paper] 대한금속·재료학회지 (*Korean J. Met. Mater.*), Vol. 56, No. 2 (2018) pp.137-145
DOI: 10.3365/KJMM.2018.56.2.137

중탄소강 SAW 용접금속의 응고 균열 발생에 미치는 용접재료의 영향

방국수[1,*] · 송우현[2] · 정홍철[2]

[1]부경대학교 신소재시스템공학과
[2]포스코 기술연구원

Effects of Welding Consumables on the Solidification Cracking in SAW Weld Metal of Medium Carbon Steel

Kook-soo Bang[1,*], Woo-hyun Song[2], and Hong-chul Jung[2]

[1]Department of Materials System Engineering, Pukyong National University, Busan 48547, Republic of Korea
[2]Technical Research Laboratories, POSCO, Pohang 37859, Republic of Korea

Abstracts: The effects of submerged-arc welding consumables, wire and flux, on solidification cracking in the weld metal of medium-carbon steel were investigated. It showed that weld metal with a greater amount of C, S, and P had a wider brittleness temperature range, BTR, which resulted in longer total and maximum crack lengths in Varestraint tests. To determine the effect of flux on the amount of C, S, and P in the weld metal, transfers of the elements between the slag and the weld metal were evaluated. While C and S were removed from the weld metal to the slag, P was added from the slag to the weld metal. The amount of each element removed or added, however, was dependent on the basicity of the flux used. As the flux became more basic, more S was removed and less P was added, resulting in less S and P in the weld metal. In contrast, with increasing flux basicity, less C was removed, leaving a larger amount of C in the weld metal. Therefore, to minimize the amounts of these elements in the weld metal, in addition to the wire used, the flux basicity should also be carefully considered.

(Received September 7, 2017; Accepted November 6, 2017)

Keywords: metals, welding, solidification, SIMS, element transfer.

1. 서 론

최근의 오일샌드 개발에 힘입어 내마모성이 우수한 중탄소강을 슬러리 수송용 파이프로 사용하려는 시도가 활발히 추진되고 있다 [1]. 이런 중탄소강은 통상 양면 1패스의 서브머지드아크용접(submerged arc welding, SAW)을 사용하여 파이프로 조관된다. 이때 대부분의 경우 용접결함 없는 건전한 용접부를 형성하나, 사용하는 용접재료에 따라 몇몇 경우 용접금속에서 응고 균열이 발생한다. 일반적으로 응고 균열은 P, S, C, B 등 원소의 편석에 의하여 응고 온도 구간이 커짐에 따라 발생한다고 알려져 있어[2], 균열 방지를 위하여서는 이들 원소의 억제가 긴요하다. 특히 응고 과정 중 이들 원소의 편석은 고상과 액상으로의 원소들의 분배계수와 고상에서의 확산 계수에 크게 영향을 받으며, 이들 계수는 페라이트보다 오스테나이트에서 훨씬 작다 [3]. 따라서 포정 반응에 의하여 오스테나이트로 응고가 완료되는 중탄소강에서는 편석의 정도가 더욱 클 것으로 예상된다.

SAW 용접금속에서 이러한 편석 원소의 억제를 위하여서는 당연히 이들 원소의 함량이 낮은 용접 와이어를 사용하여야 한다. 하지만 동일한 와이어를 사용하여도 플럭스의 조성 혹은 염기도에 따라 이들 원소의 함량이 달라진다는 보고들이 있다. Dallam 등은[4] 저합금 고장력강 SAW 용접금속에서 플럭스 염기도가 증가할수록 더 많은 S가 용융 금속으로부터 슬래그로 제거되어 최종적으로 용접금속 S 함량이 낮아진다고 보고하였다. Bang 등은[5] 복합 와이어를 사용한 SAW에서 용접금속 C 함량에 미치는 플럭스 염기도의 영향을 조사하여 염기도가 높을수록 용접금속 중 C 함량이 증가한다고 하였다. 반면 Indacochea 등은[6]

*Corresponding Author: Kook-soo Bang
[Tel: +82-51-629-6379, E-mail: ksbang@pknu.ac.kr]
Copyright ⓒ The Korean Institute of Metals and Materials

FeO-MnO-SiO_2 플럭스를 사용한 SAW에서 플럭스 중 SiO_2 함량이 일정한 경우 FeO 함량이나 MnO 함량이 변하여도 용접금속 중 P, S 함량에는 변화가 없다고 하였다. 따라서 본 연구에서는 먼저 중탄소강 SAW 용접금속에서 응고 균열 발생 감수성에 미치는 C, P, S 등 편석 원소의 영향을 정량화하고, 이들 원소의 함량에 미치는 용접재료, 특히 플럭스의 영향에 대하여 고찰하였다.

2. 실험방법

실험에 사용한 강은 두께 19 mm의 중탄소강이다. 이런 강을 평판 상태에서 각각 3 종류의 와이어와 플럭스를 조합하여 총 5 종류의 SAW 용접부를 제작하였다. 표 1에 와이어의 성분을 나타내었다. W1 와이어가 다른 두 와이어에 비하여 C와 P 함량이 높다. 표 2에는 플럭스 성분을 나타내었다. F1 플럭스가 다른 두 플럭스에 비하여 P 함량이 높으며, S 함량은 비슷하다. 세 플럭스의 염기도는 각각 0.73, 1.63, 2.97이다. 표 3에는 상세한 용접조건과 이음부 형상을 나타내었다. 표 4에는 와이어와 플럭스 조합에 따른 용접금속(OD 쪽) 화학성분을 나타내었다.

용접금속에 따른 응고 균열 감수성의 차이는 바레스트레인트균열시험으로 정량화하였다. 그림 1(a)에 나타낸 것처럼 OD 쪽 용접금속에서 두께 3 mm의 시편을 채취한 다음, 그림 1(b)에 나타낸 것처럼 SAW 용접금속이 위치한 부분에 가스 텅스텐 아크 용접(gas tungsten arc welding, GTAW) 비드가 설치되도록 재용융시켜 횡 바레스트레인

Table 1. Chemical compositions(wt%) of wires used.

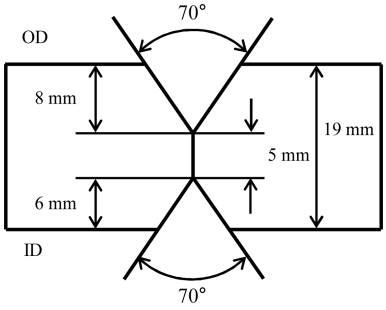
Wire	C	Si	Mn	P	S
W1	0.13	0.03	2.01	0.013	0.006
W2	0.05	0.04	1.02	0.004	0.009
W3	0.05	0.23	1.14	0.003	0.008

Table 2. Chemical compositions(wt%) of fluxes used.

Flux	SiO_2	TiO_2	Al_2O_3	FeO	MnO	CaO	MgO	Na_2O	K_2O	ZrO_2	CaF_2	B_2O_3	P	S	BI*
F1	16.47	6.34	42.97	6.57	3.36	0.29	9.47	2.28	0.42	0.08	12.82	0.10	0.032	0.014	0.73
F2	19.96	6.92	16.48	2.83	1.48	6.58	29.57	2.45	0.94	0.06	10.05	0.17	0.019	0.015	1.63
F3	12.13	1.15	17.89	0.91	0.85	10.62	31.54	0.93	0.33	0.03	20.14	-	0.008	0.016	2.97

*Basicity Index(BI) = $\{CaO + MgO + CaF_2 + Na_2O + K_2O + 1/2(MnO + FeO)\}/\{SiO_2 + 1/2(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)\}$

Table 3. Welding conditions and joint detail used.

		Welding conditions	Joint detail
ID	L*	DC + 850A × 30V × 150 cm/min	
	M*	AC 820A × 36V × 150 cm/min	
	T*	AC 800A × 38V × 150 cm/min	
OD	L	DC + 950A × 32V × 143 cm/min	
	M	AC 850A × 36V × 143 cm/min	
	T	AC 800A × 38V × 143 cm/min	

*L: Leading electrode, *M: Middle electrode, *T: Trailing electrode

Table 4. Chemical compositions(wt%) of weld metals.

WM	Wire/Flux	C	Si	Mn	P	S	O	N	UCS*
WM1	W2/F2	0.17	0.19	1.53	0.011	0.004	0.041	0.0038	28.9
WM2	W2/F1	0.16	0.26	1.50	0.013	0.004	0.042	0.0038	25.5
WM3	W1/F2	0.21	0.24	1.59	0.017	0.003	0.028	0.0038	36.4
WM4	W1/F1	0.20	0.32	1.61	0.018	0.004	0.034	0.0042	33.8
WM5	W3/F3	0.18	0.21	1.50	0.009	0.003	0.021	0.0035	31.0

*UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb − 12.3Si − 5.4Mn − 1

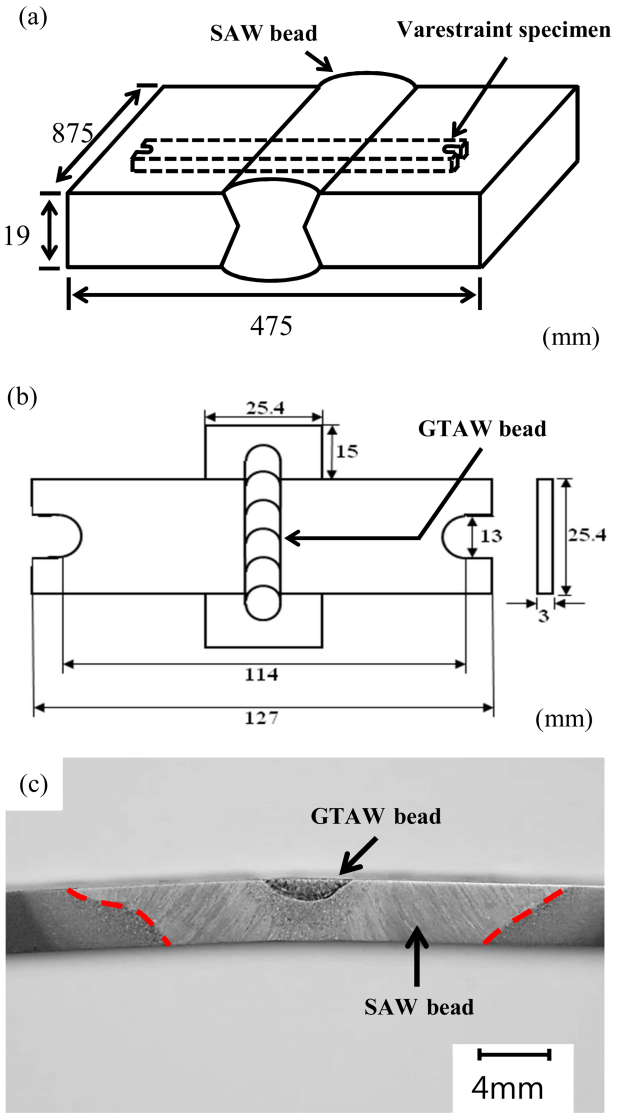


Fig. 1. (a) Location of Varestraint test specimen, (b) dimensions of the specimen, and (c) cross section of the specimen after GTAW.

트 균열시험(transverse-varestraint test) 바레스트레인트균열시험을 행하였다. 이때 용접은 직경 2.4 mm, 각도 60° 인 2% Th-W 전극을 음극으로, 100% 아르곤 분위기에서 100 A-12 V-18 cm/min 조건으로 하였다. 아크 길이는 1.5 mm로 유지하였다. 그림 1(c)에 나타낸 것처럼 이 용접조건에서 GTAW 비드 폭과 깊이는 각각 약 4 mm와 2 mm로 원래의 SAW 용접금속 내에 위치한다. GTAW 중 용접토치가 일정 위치에 도달하면 순간적인 힘을 가하여 벤딩 블록(bending block)의 곡률반경에 따라 시편을 굴곡시켰다. 실험에 사용한 벤딩 블록의 곡률반경은 다섯 종류로, 시험편 두께가 3 mm인 본 실험에서 부가

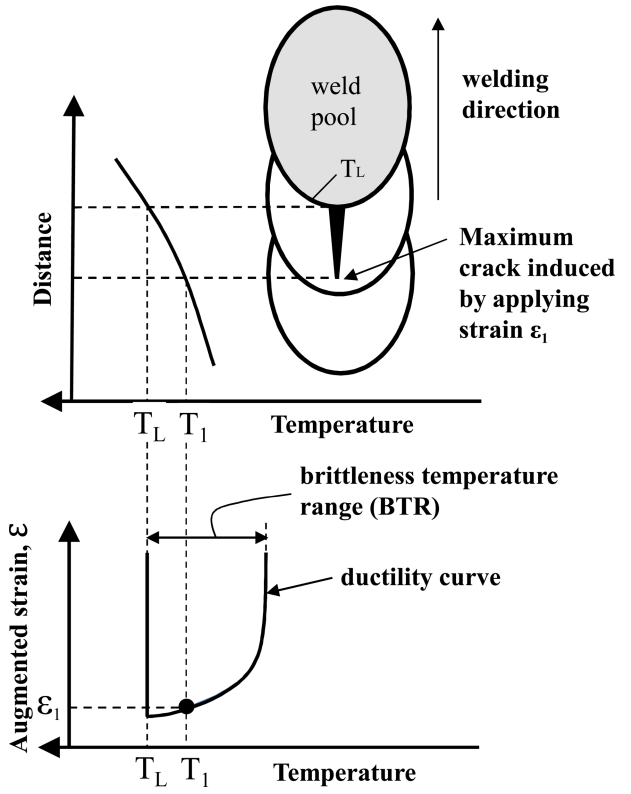


Fig. 2. Schematic diagram showing the procedure for estimating BTR [8].

변형량, ε은 아래 식에 의하여 0.2~3.8%에 해당된다.

$$\varepsilon = \frac{t}{2R} \ (\%) \tag{1}$$

여기서 t는 시험편 두께(mm), R은 벤딩 블록의 곡률반경(mm)이다. 굴곡 후 실체현미경을 사용하여 용접 그대로의 상태에서 100~150배 배율로 표면에서 총 균열 길이와 최대 균열 길이를 측정하였다. 균열측정은 고/액 계면에서 균열 성장 방향으로 수직으로 행하였으며, 융액이 재충진된 균열의 구분은 행하지 않았다. 동일한 조건으로 최소 3개 이상의 시편을 실험하였다. 한편 최대 균열 길이를 사용하여 취화 온도 구간(brittleness temperature range, BTR)을 측정하였다. BTR은 균열이 형성하는 온도 구간으로 응고가 시작하는 고/액 계면, 즉 액상선온도(T_L)와 균열 끝에서의 온도(T_1) 차이에 해당된다. 그림 2에 측정방법을 도식적으로 나타내었다 [8]. 바레스트레인트균열시험 용접도중 직경 0.3 mm의 C-type 열전대(W-5% Re/W-26% Re)를 최소 5회 이상 용융 금속에 직접 투하하여 용접금속 중앙선(centerline)의 냉각곡선을 얻은 다음, 그림 2(a)에 나타낸 것처럼 이 곡선을 용접 속도를 사용하여 거리-온도 곡선으로 바꾸어 T_1을 구하였다. 여러 부가 변형량에서 동

일한 방법으로 최대 균열 끝에서의 온도를 구한 다음, 그림 2(b)와 같이 연성 곡선을 그려 BTR을 구하였다.

3. 실험결과 및 고찰

SAW한 각 용접부를 용접선에 수직으로 5 등분 절단하여 용접금속 단면을 관찰한 결과 WM3와 WM4의 몇몇 단면에서 균열이 관찰되었다. 대표적인 균열 모습을 그림 3 (a)에 나타내었다. 균열 부위를 편석에 민감한 포화피크린산용액 (SASPA)으로 부식하여 고배율로 관찰한 사진을 (b)에 나타내었다. 균열이 편석대를 따라 전파하고 있음을 알 수 있다. 균열을 강제로 파단한 후 주사식 전자현미경 (scanning electron microscope, SEM)으로 파면을 관찰한 사진을 그림 3(c)에 나타내었다. 덴드라이트 모습으로부터 전형적인 응고 균열임을 확인할 수 있다.

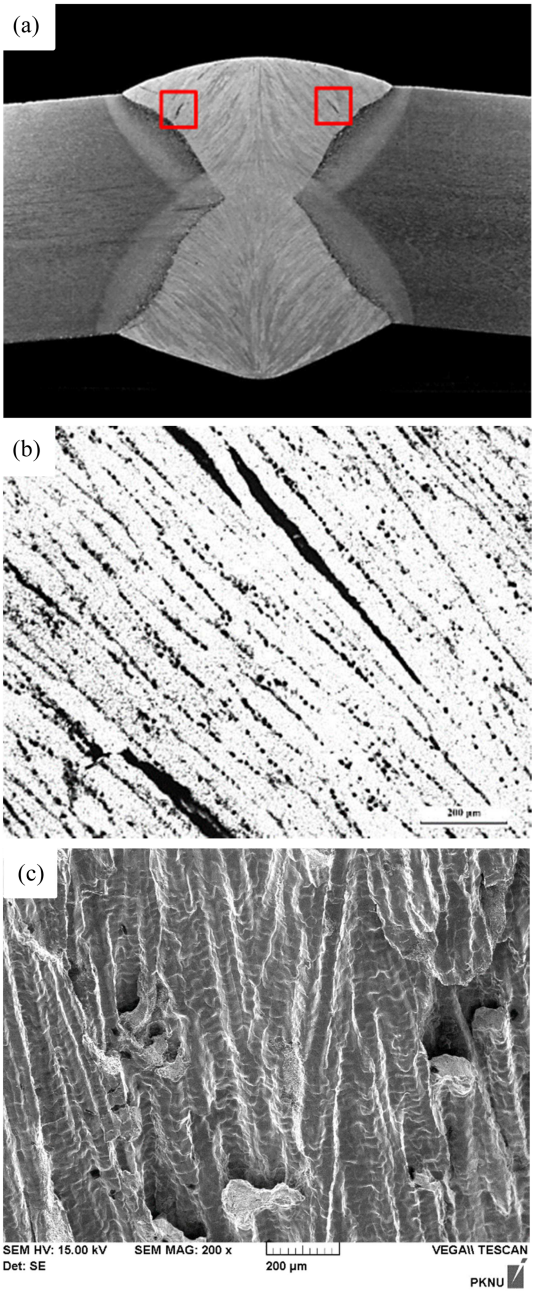


Fig. 3. (a) Cross section of weld metal with cracks, (b) optical micrograph of weld metal after etching with SASPA, (c) SEM micrograph of fracture surface of the crack.

표 4의 용접금속 성분에서 보는 바와 같이 균열이 관찰된 WM3와 WM4는 다른 용접금속에 비하여 C와 P 함량이 높다. Bailey 등은[7] 탄소강 용접금속에서 응고 균열 발생에 미치는 용접금속 성분의 영향을 조사하여 균열 감수성 지표로 다음과 같은 균열 지수(unit of crack susceptibility, UCS)를 제안하였다.

$$UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12.3Si - 5.4Mn - 1 \quad (2)$$

UCS의 증가에 따라 감수성이 증가하며, 식에서 보는 바와 같이 C, S, P 등 편석 원소가 UCS에 가장 큰 영향을 미침을 알 수 있다. 표 4에 각 용접금속의 UCS를 같이 나타내었는데 WM3과 WM4가 각각 36.4, 33.8로 다른 용접금속에 비하여 상대적으로 높음을 확인할 수 있다.

이러한 UCS 혹은 편석 원소 함량 차이에 의한 응고 균열 감수성 차이를 정량적으로 비교하기 위하여 바레스트레인트 균열 시험을 행하였다. 시편 표면에서의 대표적인 균열 발생 모습을 그림 4에 나타내었다. 그림 5에는 모든 용접금속에서의 결과를 나타내었다. 부가 변형량의 증가와 함께 모든 용접금속에서 총 균열 길이와 최대 균열 길이가 증가하나 그 양상은 다르다. 먼저 총 균열 길이의 경우,

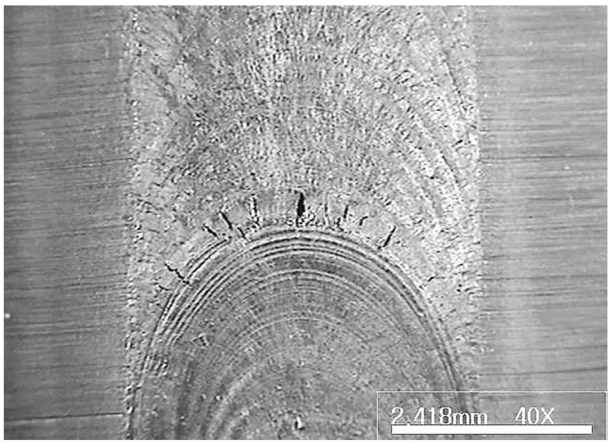


Fig. 4. Typical crack appearance on the surface of Varestraint test specimen.

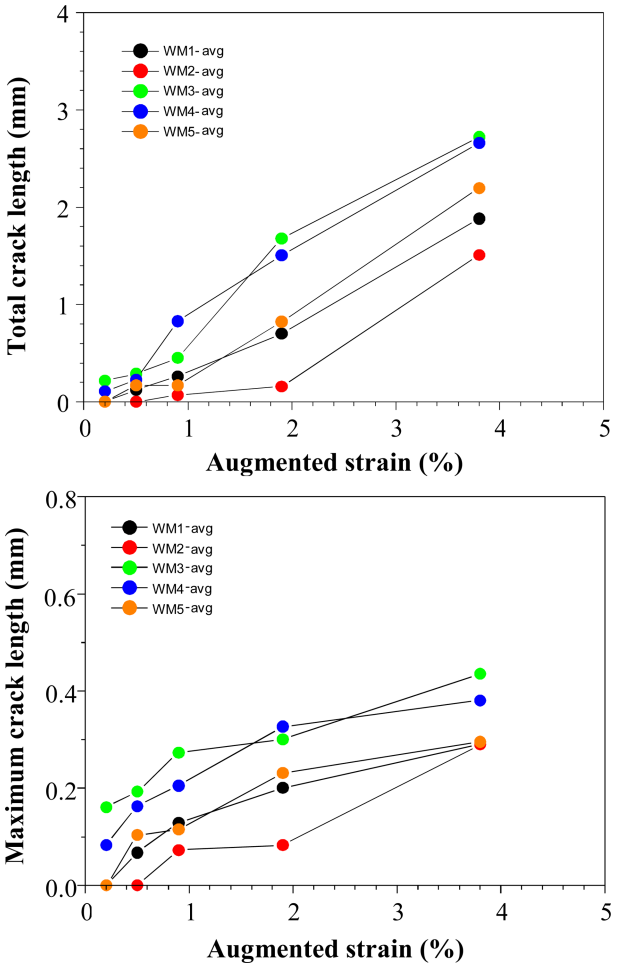


Fig. 5. Variation of total crack length(top) and maximum crack length(bottom) as a function of augmented strain in Varestraint test.

WM3, WM4 용접금속은 최소 부가 변형량 0.2%에서도 균열이 발생하나 WM1은 0.5%, WM2는 0.9%, WM5는 0.5%에서 균열이 발생한다. 또한 WM3과 WM4는 모든 부가 변형량에서 총 균열 길이가 다른 용접금속에 비하여 길다. 이러한 경향은 최대 균열 길이에서도 동일하다. 보기로 3.8% 부가 스트레인에서 WM3과 WM4가 각각 0.44, 0.38 mm임에 비하여 WM1, WM2, WM5는 0.29, 0.30, 0.30 mm이다. 이러한 WM3과 WM4의 높은 응고 균열 감수성은 앞서 SAW 용접금속 단면에서 WM3, WM4에서만 균열이 관찰된 결과와 잘 일치한다. 그림 6에는 나노스케일 2차 이온 질량분석법(nanoscale secondary ion mass spectrometry, Nano-SIMS)를 이용하여 균열 주위에서 C, P와 S 이온의 매핑 결과를 나타내었다. 균열 주위에 이들 원소들의 편석이 뚜렷함을 확인할 수 있다.

응고 균열은 기본적으로 응고 과정 중 고/액 공존에 의

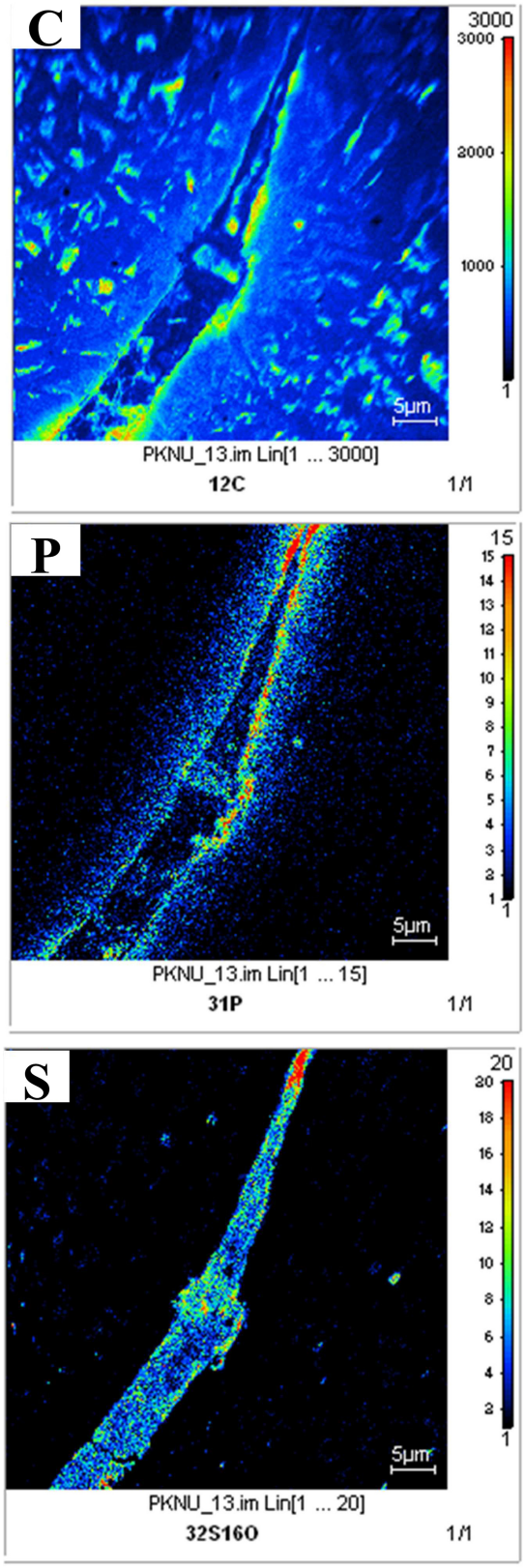


Fig. 6. Ionic mapping images of C, P, and S at cracked region in Varestraint test specimen.

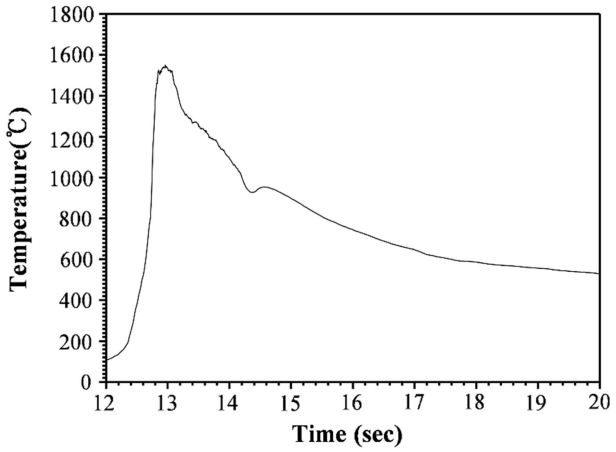


Fig. 7. A typical weld cooling curve in Varestraint test.

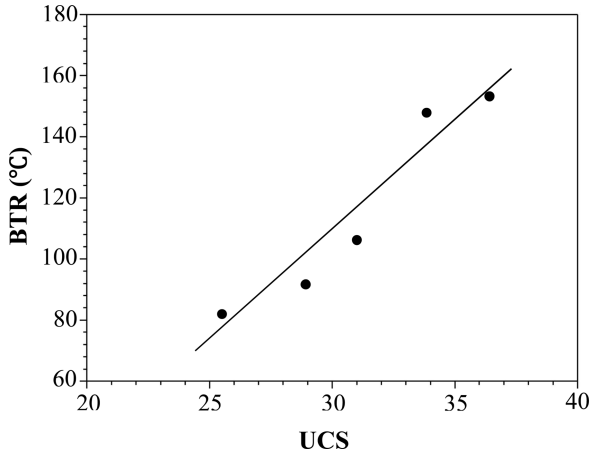


Fig. 9. Variation of BTR as a function of UCS.

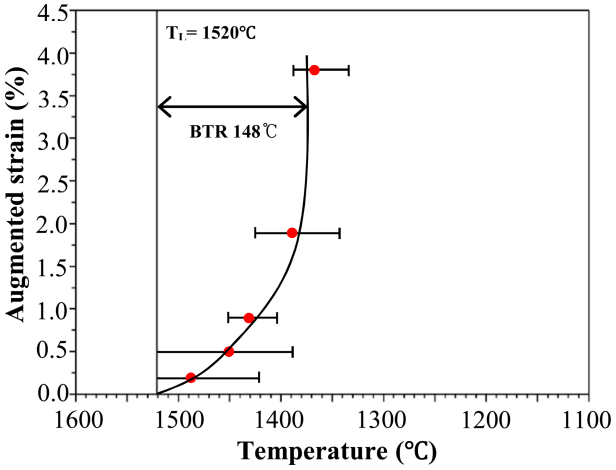


Fig. 8. A ductility curve for WM4 weld metal.

한 연성의 저하로 발생한다. 편석에 의하여 이 구간, 즉 BTR이 클수록 균열 감수성이 커진다 [9-11]. 실험 방법에서 설명한 것처럼 최대 균열 길이를 사용하여 각 용접금속의 BTR을 직접 측정하였다. 먼저 바레스트레인트 균열 시험 중 용융 금속에 열전대를 직접 투입하여 냉각곡선을 구하였다. 그림 7에 본 실험에서의 전형적인 냉각곡선을 나타내었다. 약 1520 ℃에서 일정 온도를 나타낸 후 응고의 진행과 함께 연속적으로 저하하고 있어 1520 ℃를 고/액 계면 온도 T_L로 하였다. 다음 이 냉각곡선을 거리-온도 곡선으로 바꾸어 최대 균열 끝에서의 온도 T_I을 구하여 연성 곡선을 구하였다. 그림 8에 대표적으로 WM4의 결과를 나타내었다. BTR이 약 148 ℃이다. 그림 9에는 모든 용접금속의 BTR을 UCS 변화로 나타내었다. UCS의 증가에 따라, 즉 편석 원소의 증가에 따라 BTR이 직선적으로 변하며 단위 UCS 당 약 7.2 ℃씩 증가함을 나타낸다.

이상의 결과로부터 용접금속 응고 균열은 UCS, 혹은 C, S, P 등 편석 원소에 의한 응고 온도 구간의 증가에 의하여 큰 영향을 받음을 확인하였다. 용접금속에서 이들 원소의 함량은 사용하는 모재와 용접재료에 직접적인 영향을 받는다. 본 실험에서는 모든 용접에서 용접 변수나 용접 이음부 형상이 동일하여 용접금속에서 모재가 용융되어 차지하는 비율, 즉 희석률은 약 55%로 동일하다. 따라서 용접금속에서 나타나는 이들 원소의 차이는 용접재료, 즉 와이어와 플럭스에 기인한다. 따라서 와이어와 플럭스가 용접금속의 이들 성분의 함량에 미치는 영향을 검토하였다. 먼저 와이어는 표 1 와이어 성분표에서 보는 바와 같이 W1이 다른 두 와이어 W2, W3에 비하여 C와 P가 특히 높다. C의 경우 W1은 0.13%임에 비하여 W2와 W3는 0.05%이며, P의 경우 W1은 0.013%, W2는 0.004%, W3는 0.003%이다. 따라서 W1 와이어를 사용하는 경우 용접금속 C, P 함량이 높아질 것으로 예측된다. 실제로 W1 와이어와 F2 플럭스를 조합한 WM3 용접금속의 C와 P는 각각 0.21%, 0.017%이며, W1 와이어와 F1 플럭스를 조합한 WM4 용접금속의 C와 P는 각각 0.20%, 0.018%로 다른 용접금속들에 비하여 높다. 따라서 WM3와 WM4의 높은 C, P 함량은 일차적으로 사용 와이어의 높은 함량에 기인한다.

하지만 조성이 같은 와이어를 사용하여도 플럭스와의 조합에 따라 이들 원소의 함량에 차이가 난다. 예로서 W2를 F2와 조합한 WM1의 경우 C는 0.17%, P는 0.11%이나, F1과 조합한 WM2의 경우에는 C는 0.16%, P는 0.13%이다. 이러한 경향은 WM3와 WM4에서도 동일하다. 이런 점은 와이어뿐만 아니라 플럭스에 의해서도 용접금속 조성이 영향을 받음을 나타낸다. 본 연구에서는 플럭스가 용접

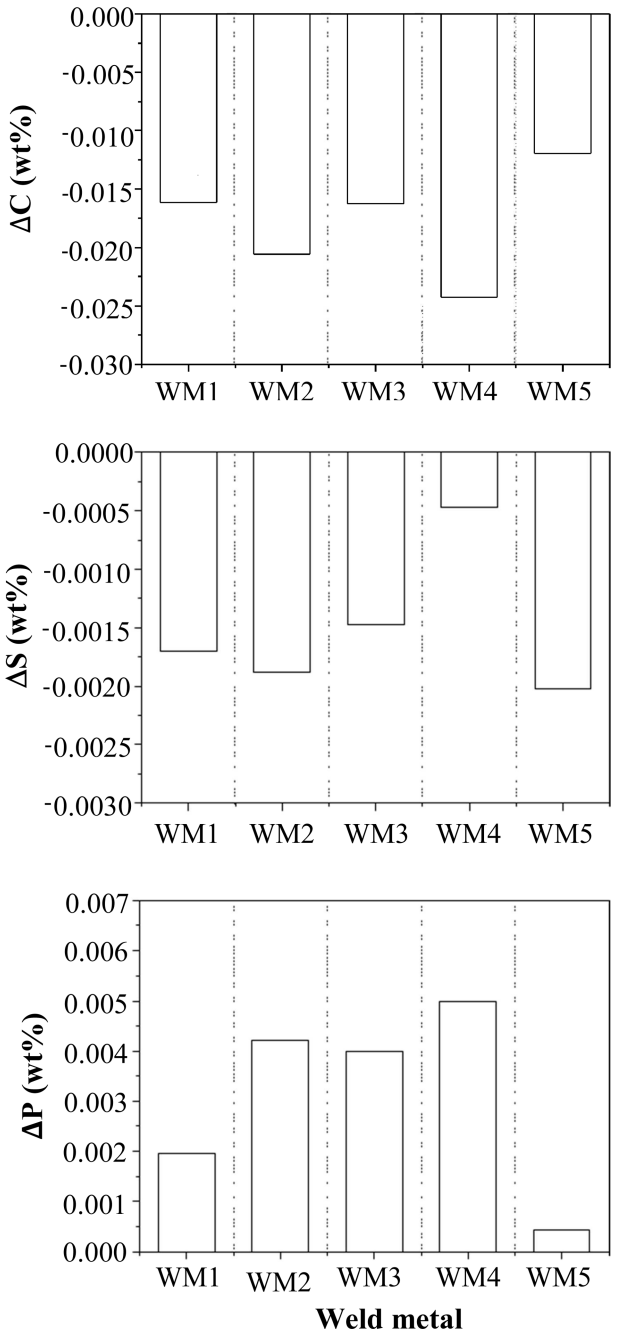


Fig. 10. Changes in ΔC, ΔS, and ΔP in weld metals.

금속 C, P, S 함량에 미치는 영향을 Δ값을 사용하여 해석하였다. Δ값은 용접 후 용접금속에서 직접 측정한 '측정함량'과 아래 (2)식을 사용하여 계산한 '계산함량'과의 차이로, 용접 중 플럭스(슬래그)와 용융금속 사이에서 성분들의 이행 정도를 나타낸다 [12]. 즉 Δ값이 양이면 슬래그로부터 용융 금속으로 성분이 이행되었음을 뜻하고, 반대로 음이면 용융 금속으로부터 슬래그로 성분이 제거되었음을 의미한다.

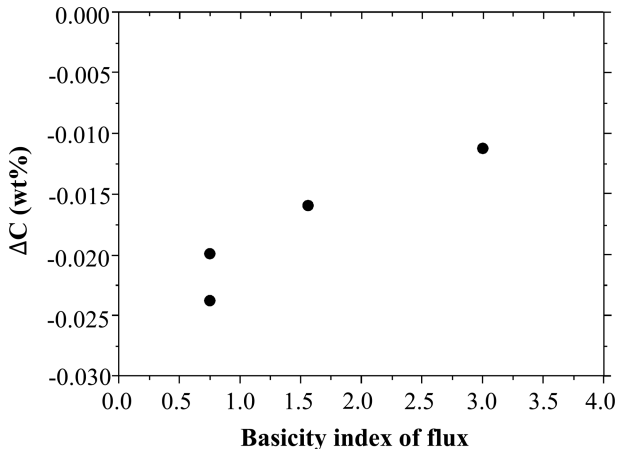


Fig. 11. Variation of ΔC as a function of basicity index of flux.

계산함량(%) = 모재 희석율/100 × 모재 함량(%) + (100 – 모재 희석율)/100 × 와이어 함량(%) (3)

모재 희석률 55%을 사용하여 각 용접금속에서 C, S, P 함량을 계산한 후 측정 함량과의 차이로 Δ값을 나타내었다. 그림 10에 결과를 나타내었다. ΔC와 ΔS는 모두 음의 값을 나타내어 용융 금속으로부터 슬래그로 제거됨을 나타낸다. 하지만 ΔP는 모두 양의 값을 나타내어 C, S와는 달리 P는 슬래그로부터 용융 금속으로 첨가됨을 나타낸다.

하지만 이들 원소들의 Δ값, 즉 제거 혹은 첨가의 정도는 용접금속에 따라 다르다. 예를 들어 C의 제거는 WM4가 가장 크고 WM5가 가장 작다. 이러한 차이를 나타내는 이유를 플럭스의 염기도를 사용하여 해석하였다. 그림 11에 ΔC를 플럭스 염기도 변화로 나타내었다. 플럭스 염기도는 표 1에 나타낸 것처럼 Tuliani가 제안한 식을[13] 사용하여 계산하였다. 그림에서 보는 바와 같이 플럭스 염기도가 낮을수록 C의 제거가 커진다. 이는 용접금속에서 산소량과 관련이 있는 것으로 판단된다. 일반적으로 플럭스의 염기도가 낮을수록 용접금속 산소량은 증가하는데, 이는 표 4의 용접금속 산소량에서도 확인할 수 있다. 염기도가 가장 낮은 F1 플럭스를 사용한 WM2와 WM4가 0.042%, 0.034%로 상대적으로 높은 산소를 나타내는 반면, 가장 높은 F3 플럭스를 사용한 WM5는 0.021%로 낮다. 따라서 염기도가 낮은 플럭스를 사용할수록 높은 산소에 의하여 아래의 탈탄 반응이 촉진되어 용융 금속으로부터 슬래그로 C의 제거가 커지는 것으로 판단된다.

$$\underline{C} + \underline{O} = CO\ (g) \quad (4)$$

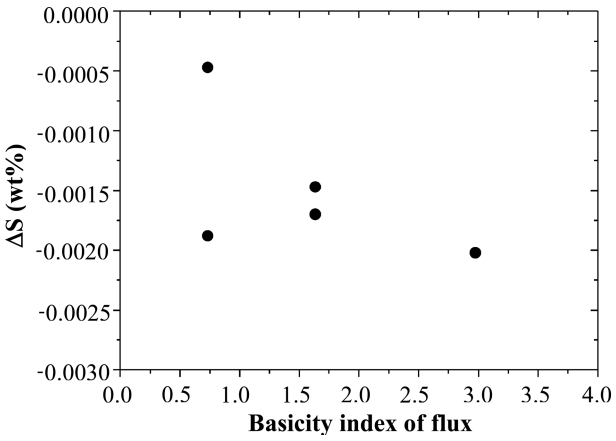


Fig. 12. Variation of ΔS as a function of basicity index of flux.

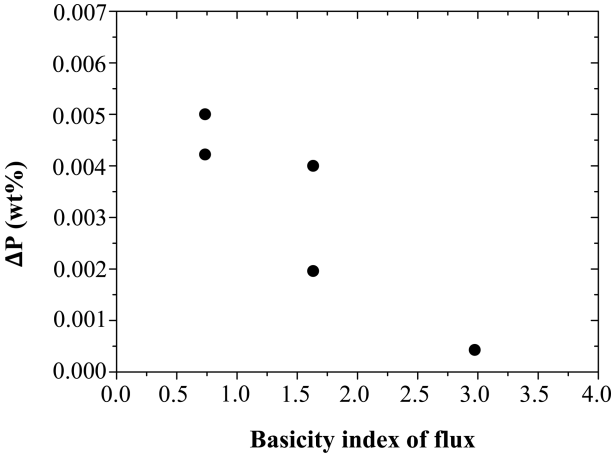


Fig. 13. Variation of ΔP as a function of basicity index of flux.

이런 이유로 동일한 W2 와이어를 사용하여도 염기도가 0.73으로 상대적으로 낮은 F1과 조합한 WM2의 경우가 염기도가 1.63인 F2와 조합한 WM1보다 C 함량이 낮은 것으로 판단된다.

그림 12에는 플럭스 염기도에 따른 ΔS 변화를 나타내었다. 플럭스와 조합한 와이어에 따라 다소 편차가 있으나 C의 제거와는 달리 염기도의 증가에 따라 더 많은 S가 제거됨을 나타낸다. 일반적으로 용융 금속과 슬래그 사이의 탈황 반응은 다음 식으로 주어진다.

$$S_{metal} + Fe_{metal} + O^{2-}_{slag} = S^{2-}_{slag} + FeO_{slag} \quad (5)$$

이 반응의 평형 지수(K')는 슬래그 염기도에 영향을 받아 염기도의 증가에 따라 증가한다고 알려져 있다 [4]. 따라서 높은 염기도의 플럭스를 사용할수록 더 많은 S를 슬래그로 제거시킬 수 있을 것으로 기대된다. 따라서 WM4 용접금속의 경우 S 함량이 0.006%인 가장 낮은 W1 와이어를 사용하여도 S 함량이 0.004%로 다른 용접금속과 차이가 없는 이유는 염기도가 0.73으로 가장 낮은 F1 플럭스와 조합하여 제거의 정도가 작기 때문임을 알 수 있다.

한편 P는 C, S와는 달리 슬래그로부터 용융 금속으로 첨가된다. 따라서 P가 각각 0.032%와 0.019%로 상대적으로 높은 F1, F2 플럭스를 사용한 WM3, WM4 용접금속이 높은 P를 나타낸다. 하지만 플럭스 원래의 P 함량 외에 슬래그 염기도도 용접금속 P 함량에 영향을 미친다. 용융금속과 슬래그 사이의 탈인 반응은 다음 식으로 주어진다.

$$2\underline{P} + 5\underline{O} = (P_2O_5) \quad (6)$$

이 반응의 평형상수(K)는 슬래그 염기도의 증가에 따라 증가한다고 알려져 있다 [14]. 본 용접에서는 P가 슬래그로부터 용융 금속으로 환원되어 첨가되므로 슬래그 염기도가 클수록 환원 반응이 억제됨을 알 수 있다. 그림 13에 ΔP를 플럭스 염기도의 변화로 나타내었는데 염기도의 증가에 따라 인의 첨가가 적어짐을 확인할 수 있다. 이상의 결과로부터 본 용접에서 용접금속 편석 원소들의 함량은 사용한 와이어에 크게 영향을 받으나 사용하는 플럭스와의 조합에 의해서도 영향을 받아, 응고 결함이 없는 건전한 용접금속을 얻기 위하여서는 와이어 외에도 플럭스 선정에 주의가 필요함을 알 수 있다.

4. 결 론

중탄소강 SAW 용접 시 용접금속에서 C, P, S 편석 원소의 함량에 따른 응고 균열 발생 감수성을 정량화하고, 이들 원소 함량에 미치는 용접재료의 영향에 대하여 조사한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 용접금속 C, P, S 함량의 증가에 따라 바레스트레인트 균열 시험에서 총 균열 길이와 최대 균열 길이가 모두 증가하였다. 균열 주위에서 이들 원소의 편석이 뚜렷하여 응고 균열은 편석에 의한 BTR의 증가에 기인함을 나타내었다. BTR은 UCS의 증가에 따라 직선적으로 변하여 단위 UCS당 약 7.2 ºC씩 증가하였다.

(2) 용접금속에서 이들 원소들의 함량은 사용한 와이어에 크게 영향을 받으나 조합하는 플럭스에 의해서도 영향을 받는다. S와 P의 억제를 위해서는 높은 염기도가 유용하나 C의 억제를 위해서는 낮은 염기도가 더욱 효과적이었다.

(3) 본 실험 조건에서 C와 S는 용융 금속으로부터 슬래그로 제거되나 P는 슬래그로부터 용융 금속으로 첨가되었다.

REFERENCES

1. A. Tohyama, T. Takaoka, H. Furukawa, H. Hori, T. Fukui, and Y. Minami, *NKK Technical Review* **85**, 16 (2001).
2. S. Kou, *Welding Metallurgy, 2nd ed*. pp.268-269, Wiley Interscience, New Jersey (2002).
3. M. Wolf and W. Kurz, *Metall. Mater. Trans.* **12B**, 85 (1981).
4. C. Dallam, S. Liu, and D. Olson, *Weld. J*. **64**, 140-s (1985).
5. K.-s. Bang, C. Park, H.-c. Jung, and J.-b. Lee, *Met. Mater. Int*. **15**, 471 (2009).
6. J. Indacochea, M. Blander, N. Christensen, and D. Olson, *Metall. Trans*. **16B**, 237 (1985).
7. N. Bailey and S. Jones, *Solidification Cracking of Ferritic Steels during Submerged-Arc Welding,* p.7, The Welding Institute, Cambridge (1977).
8. K.-s. Bang, S.-h. Pak, and S.-k. Ahn, *Met. Mater. Int*. **19**, 1267 (2013).
9. F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama, and Y. Arata, *Trans. JWRI* **11**, 79 (1982).
10. F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama, and Y. Arata, *Trans. JWS* **13**, 115 (1982).
11. T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi, and T. Matsuzaka, *J. JWS* **41**, 709 (1972).
12. M. Davis and N. Bailey, *Proc. Conf. on Weld Pool Chemistry and Metallurgy* (eds.), p.289, The Welding Institute, London (1980).
13. S. Tuliani, T. Boniszweski, and N. Eaton, *Weld. Met. Fabr*. **37**, 327 (1969).
14. U. Mitra and T. Eagar, *Metall. Mater. Trans*. **15A**, 217 (1984).