



API X70 후육강관 SAW용접부 미세조직 및 인성 거동에 대한 연구

엄상호* · 김성욱** · 김종현*** · 이창희*** · 김광수****

*포스코 기술연구소 접합연구그룹

**포항산업과학 연구원

***한양대학교 공과대학 신소재공학부

****순천향대학교 공과대학 신소재공학과

Behaviors of Microstructure and Properties in API X70 SAW Weld

Sang-Ho Uhm*, Sung-Wook Kim**, Jong-Hyun Kim***, Chang-Hee Lee*** and Gwang-Soo Kim****

*POSCO Technical Research Lab, Pohang, Gyeongbuk, 790-785, Korea

**Pohang Research Institute of Science & Technology, Pohang, Gyeongbuk, 790-785, Korea

***Div. of Material Science and Engineering, Hanyang Univ, Seoul 133-791, Korea

****Dept. of Material Science and Engineering, Soonchunhyang Univ, Asan, Chungnam, 336-885, Korea

Abstract

API(American Petroleum Institute) steel, as a line pipe material, requires the enhanced mechanical and chemical properties with the environmental severity. Especially, the weld part(weld metal and heat affected zone) is an important region for the safety. However, the study for the behavior of microstructure and toughness in multi-pass welding is seldom. In this study, the relationship between the microstructure and toughness of welds with several welding, bending and heat-treatment conditions was examined. In particular, HIC property in the weld metal was evaluated. The microstructure and toughness in multi-passed HAZ seemed to be determined by the final welding thermal cycle and the low toughness was attributed to the MA constituents formed in the intercritically reheated region. The weld metal showed very low toughness and it was not improved by the change in bending and heat treatment conditions. Additionally, the cracks are observed in the weld metal. From these results, it was found that the choice of welding wire/flux is very important.

* Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received December 10, 2004)

Key Words : API X70, SAW, Multi-pass HAZ, Toughness, Microstructure

1. 서 론

생활수준의 향상 및 급격한 산업화로 인해 에너지의 사용이 지속적으로 증가되어, 점차 에너지 자원의 품질 및 채굴 환경이 열악해지고 있는 실정이다. 이에, 사용되는 재료의 품질 조건이 엄격히 제한되고 있다¹⁾.

API 강재는 수송관으로 가장 널리 사용되고 있는 소재²⁾이며, 유전환경조건의 변화에 대응하여 고강도 저항 복비(Yield ratio: YP/TS), 대경화, 후육화되고 있으며, 향상된 저온 인성과 화학적 특성 등을 필요로 한다.

한편, 이러한 강재의 적용을 위해서는 조관화 용접을 수반하게 되며, 용접 공정 특유의 급격한 온도 변화는 재료의 미세조직 및 성질의 변화를 야기하게 되므로, 강관의 안정성 측면에서 중요하다. 그러나, 엄격해지는 사용 조건과 안정성에 결정적인 영향을 주는 인자임에도 불구하고 API 강재의 용접 열영향부 특히, 다층 용접에서의 인성 변화에 대한 연구는 매우 미흡한 실정이다.

이에 본 연구에서는 API X70 후육 강관 용접 열영향부의 저온 인성과 미세조직의 거동 및 곡관 제조를 위한 굽힘(bending) 및 열처리 조건에 따른 용접금속의 인성 변화를 조사하고자 하였으며, 특히 천연 가스 등이 저급

화됨에 따라 중요한 성질인 HIC(Hydrogen-induced cracking) 민감도를 현장 강관에 대해 조사하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용된 재료는 API 5L X70으로, TMCP법으로 제조되었으며, 평균 결정립 크기가 약 3 μ m인 ferrite

의 조직을 가지고 있다. 성분은 Table 1과 같다.

한편, 곡관 제조의 bending 및 열처리 조건에 따른 인성 변화를 조사하기 위한 용접금속은 roll forming과 SAW(Submerged Arc Welding)의 실제 조관 공정이 수행된 파이프로부터 채취하였다. Table 2는 실제 현장 조관 용접에 사용된 wire 및 flux의 성분을 보이며, Table 3은 용접 pass의 절차와 용접 조건을 나타내고 있다.

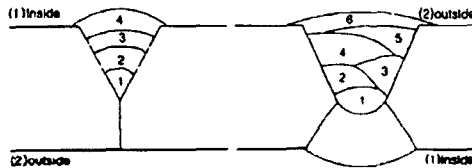
Table 1 Chemical compositions in weight percent

Elements	C	Mn	P	S	Si	Nb	V	Ti	Al	Cu	Cr	Mo	Ni
Base metal	0.084	1.54	0.002	0.002	0.254	0.065	0.031	0.012	0.041	0.139	0.012	0.238	0.227
Weld metal	0.056	1.42	0.009	<0.002	0.17	0.014	0.011	0.003	0.016	0.116	0.032	0.421	1.59

Table 2 Wire/flux compositions in weight percent

Wire	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
US-255	0.11	0.01	1.79	0.007	0.002	0.14	2.43	0.04	0.55
Flux	CaO + MgO			Fe					
PFH-80AK	55.1			1.4					

Table 3 Welding sequences and conditions



Side	Pass	Welding process	Wire/Electrode			Flux	Interpass temp (°C)	Amps (A)	Volts (V)	Speed mm/min	Heat input kJ/mm
			Dia (mm)	Trade name	Polarity						
IN	1	SAW-1W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	65	630	28	440	2.41
IN	2	SAW-2W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	95	650	29	800	2.72
			4	US-255	AC	PFH-80AK		600	29		
IN	3	SAW-2W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	120	620	32	750	3.22
			4	US-255	AC	PFH-80AK		600	34		
IN	4	SAW-2W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	150	600	31	660	3.65
			4	US-255	AC	PFH-80AK		600	36		
MILLING FROM OUTSIDE						PFH-80AK					
OUT	1	SAW-1W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	90	550	30	600	1.65
OUT	2	SAW-1W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	110	550	32	550	1.92
OUT	3	SAW-1W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	125	550	32	550	1.92
OUT	4	SAW-1W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	150	600	32	500	2.30
OUT	5	SAW-2W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	180	650	32	800	3.00
			4	US-255	AC	PFH-80AK		600	32		
OUT	6	SAW-2W	4	US-255	DC+	PFH-80AK	220	650	34	600	4.13
			4	US-255	AC	PFH-80AK		600	32		

용접 금속의 성분 분석 결과는 Table 1에 함께 나타내었으며, 용가재와의 dilution에 의한 성분 변화를 확인할 수 있다. 용접 입열량에 따른 열영향부의 인성 및 미세조직 거동을 조사하기 위해, thermo-mechanical simulator인 Gleeble을 이용하여 double-pass HAZ를 재현하였다. HAZ의 재현은 실제로 조관에 사용된 평균 용접 입열량(25kJ/cm)을 사용하였으며, 용접 열 사이클은 입열량과 peak온도를 이용하여 Rosenthal equation³⁾으로부터 계산하였다. 이러한 HAZ 재현에 사용된 열 사이클을 Table 4에 정리하였다. 한편, 용접 금속의 bending 및 PWHT 재현을 위해 bending 온도와 PWHT 온도를 변화시켰으며, bending 온도에서의 유지 시간은 실제 현장에서의 induction coil의 폭(80mm)과 bending 속도(20mm/min)로부터 4분으로 고정하였으며, 냉각속도는 60°C/s로 설정하였다. PWHT 온도에서의 유지시간은 1시간, 냉각 속도는 0.3°C/s로 설정하였다. 한편, 실제 bending에 따른 가압 조건을 재현하기 위해 bending roll(반경 3m)에

해당하는 30% 압축을 가하였다. Table 5는 이러한 재현 사이클을 보이고 있다. 충격 시험은 Charpy impact test machine을 사용하였으며, 저온에서의 충격 거동을 살펴보기 위해 액체질소에서 10분동안 침지하여 시험편 온도를 -20°C로 유지한 후 실험하였다. 사용된 시험편의 규격은 KS0809 4호를 따랐으며, KS 0810의 실험 방법에 의거하여 실시하였다. 특히, 용접 금속에 대한 충격 시험을 위해서는 용접 금속부의 중앙에 노치가 위치하도록 시험편을 가공하였다. Fig. 1은 이러한 충격 시험편의 dimension을 보이고 있다.

HIC에 대한 재료의 민감도 평가는 NACE(National Association of Corrosion Engineers)에서 정한 표

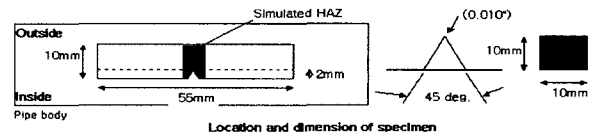


Fig. 1 Specimens for Charpy impact V-notch test

Table 4 Thermal cycles for double-pass HAZ simulation

HAZ	1 st pass			2 nd pass		
	Heating rate(°C/s)	T _{Pi}	Cooling Time(s)	Heating rate(°C/s)	T _{Pi}	Cooling Time(s)
CGCG	500	1350	7.28	500	1350	7.28
FGCG	500	1350	7.28	250	950	7.28
ICCG	500	1350	7.28	170	780	7.28
SCCG	500	1350	7.28	118	650	7.28
CGFG	250	950	7.28	500	1350	7.28
FGFG	250	950	7.28	250	950	7.28
ICFG	250	950	7.28	170	780	7.28
SCFG	250	950	7.28	118	650	7.28
CGIC	170	780	7.28	500	1350	7.28
FGIC	170	780	7.28	250	950	7.28
ICIC	170	780	7.28	170	780	7.28
SCIC	170	780	7.28	118	650	7.28
CGSC	118	650	7.28	500	1350	7.28
FGSC	118	650	7.28	250	950	7.28
ICSC	118	650	7.28	170	780	7.28
SCSC	118	650	7.28	118	650	7.28

Table 5 Bending/PWHT simulation

Weld metal	Bending temperature(°C)	PWHT temperature(°C)	Compression
W0	900	400	30% Compression
W1	1000	450	Non compression
W2	1000	400	
W3	950	450	
W4	950	400	
W5	900	450	
W6	900	400	

준 시험 방법⁴⁾을 사용하였다. NACE 규격에는 시험 채취 위치, 방향, 시험 용액 및 조건과 같은 시험 방법 뿐만 아니라, 민감도 평가를 위한 정량화법 등이 규정 되어 있다. Table 6은 NACE TM0284에 규정된 시험 조건을 나타내고 있다. 한편, 시험 조건에 의해 시편을 침적한 후 광학 현미경을 통해 시편의 절단면로부터 균열 정도를 측정하였으며, Table 6에 포함된 HIC 민감도 인자인 CLR, CSR, CTR을 측정하였다. 또한 HIC시험 종료 후 글리세린법으로 확산성 수소량을 측정하였다. 측정 방법은 시편을 꺼낸 즉시 글리세린이 담긴 수소량 측정용 비이커에 넣은 다음 45°C 온도의 욕조에서 48시간 동안 수소를 포집한 후 그 양을 기록 하였다. 미세조직은 시편의 기계적 연마 및 10% nital 용액 에칭 후, 광학 현미경 및 SEM을 이용하여 관찰 하였다. 또한 TEM 관찰을 위해서 기계적 연마 후, 10% perchloric acid와 90% acetic acid 혼합 용액 에 넣고 상온에서 90mA의 전류, 2-3V 전압으로 jet polishing을 실시하여 박막시편을 제작하였으며, SADP (Selected Area Diffraction Pattern)와 암시/명시 야상을 얻었다. 한편, 파단시편에 대한 SEM 관찰을 실시하였다.

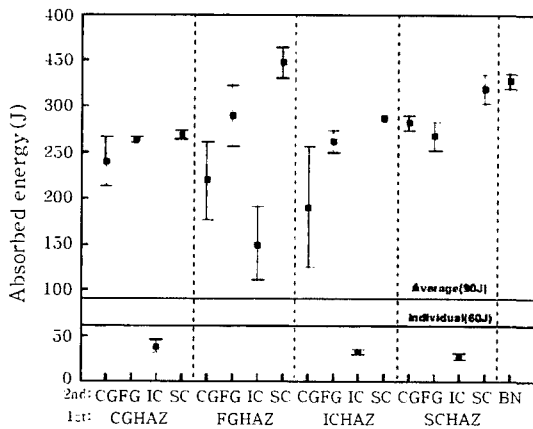


Fig. 2 Results of Charpy impact V-notch test

3. 실험결과 및 고찰

Fig. 2는 HAZ 재현 시편에 대한 저온(-20°C) 충격 시험 결과를 보이고 있다.

그래프 상에 실선으로 표시된 것은 API 강재에 대해 요구되는 최소 충격값이다. 두 번째 pass의 peak 온도가 Ac1과 Ac3 사이인 intercritically reheated HAZ에 해당하는 경우의 충격 에너지가 낮은 인성 특성을 보이는 것을 알 수 있으며, 특히 ICCG, ICIC 및 ICSC HAZ에서는 spec.에 규정된 최소 충격값보다도 낮은 값을 보이고 있다.

Fig. 3은 one-pass 후 나타나는 각 HAZ의 미세조직에 대한 SEM 관찰 결과이다. 가장 높은 peak 온도를 갖는 CGHAZ는 뚜렷한 침상 조직을 보이고 있으며, Fig. 4의 TEM 관찰 결과 이러한 침상 조직은 0.2μm 폭의 lath martensite임을 확인할 수 있다.

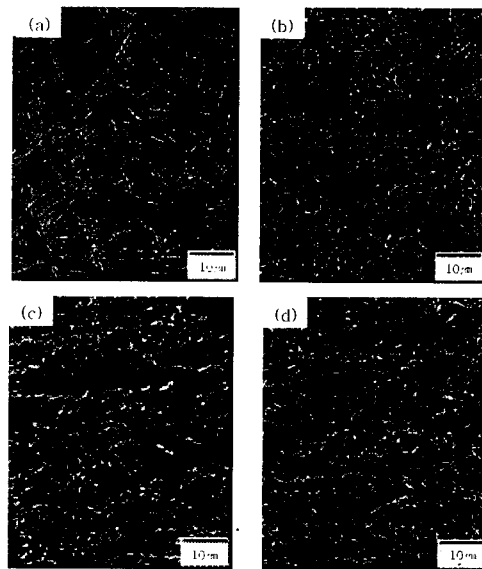


Fig. 3 SEM micrographs for one-pass HAZ. (a) CGHAZ (b) FGHAZ (c) ICHAZ (d) SCHAZ

Table 6 HIC sensitivity evaluation conditions and sensitivity parameters

Solution	pH	Temperature	Duration
Synthetic sea water saturated with H ₂ S	8.1-8.3(start) 4.8-5.4 (end)	25°C	96 hr.
$CLR (crack\ length\ ratio) = \frac{\sum a}{W} \times 100\%$ $CSR (crack\ sensitivity\ ratio) = \frac{\sum (a \times b)}{(W \times T)} \times 100\%$ $CTR (crack\ thickness\ ratio) = \frac{\sum b}{T} \times 100\%$			
W : width of specimen, T : thickness of specimen a : length of crack, b : thickness of crack			

한편, FGHAZ의 경우, 미세한 ferrite 조직을 관찰할 수 있다. CGHAZ와 FGHAZ 모두 peak 온도가 austenite 단상 영역임에도 불구하고 이러한 조직의 차이를 보이는 것은 FGHAZ의 낮은 peak 온도에 의한 미세한 austenite grain size와 그로 인한 ferrite 형성의 촉진때문인 것으로 생각된다. ICHAZ에서는 ferrite와 M/A island(Fig. 3(C)의 점선 영역)가 관찰된다. 이러한 조직적 특성은 intercritical region에 해당하는 peak 온도까지의 가열 동안 초기 ferrite의 일부가 austenite로의 변태가 발생하고 다시 상온으로의 냉각 과정에서 이러한 austenite가 martensite를 형성하거나 잔류하기 때문인 것으로 생각된다^{5,6)}. SCHAZ는 초기에 비해 다소 조대해진 ferrite 조직을 보이고 있다. Fig. 5는 조대한 packet size의 lath martensite 조직을 갖는 CGHAZ에 대해 두 번째 열 사이클을 적용한 시편의 미세조직 사진이다. CGHAZ를 다시 1350°C(Fig. 5(a))와 950°C(Fig. 5(b))로 재가열한 시편은 Fig. 3의 one-pass 조직과 크게 다르지 않다. 이는 재가열의 peak 온도가 모두 austenite 단상 영역이며,

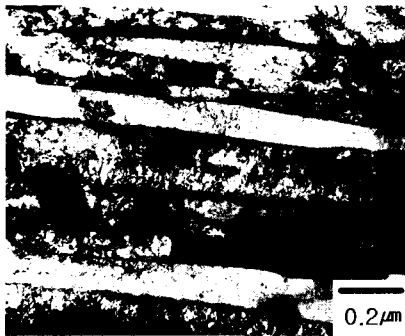


Fig. 4 TEM bright field image for CGHAZ

이러한 단상의 austenite로부터의 냉각 조직이기 때문에 미세 조직의 변화가 크지 않은 것으로 판단된다. Fig. 5(c)는 ICCG HAZ에 해당하며, 첫 번째 pass에 의해 형성되었던 martensite 주변으로 점선으로 표시한 것과 같은 MA island가 관찰된다. 이 역시 intercritical region으로의 재가열에 의한 일부 austenite 형성과 냉각 중의 변태에 기인하는 것으로 생각된다. Fig. 5(d)는 A1이하의 낮은 peak 온도(650°C)로 tempered martensite를 보이고 있다.

Fig. 6은 ICCG와 SCCG HAZ의 TEM 관찰 결과로써, 결정립계에 기지조직에 비해 전위 밀도가 높은 MA island(Fig. 6(a))과 tempered martensite의 형상(Fig. 6(b))을 볼 수 있다.

Fig. 7은 첫 번째 용접 열 사이클에 의해 FG HAZ를 형성한 후 두 번째 용접 열 사이클을 경험한 시편의 미세조직을 보이고 있다. 역시 두 번째 pass에 의해 austenite 단상 역까지 가열되었던 CGFG와 FGFG는 Fig. 5의 CGCG 및 FGCG와 같이 one-pass CG 및

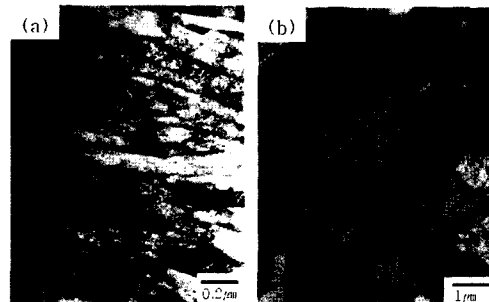


Fig. 6 TEM bright field images for (a) ICCG and (b) SCCG HAZ

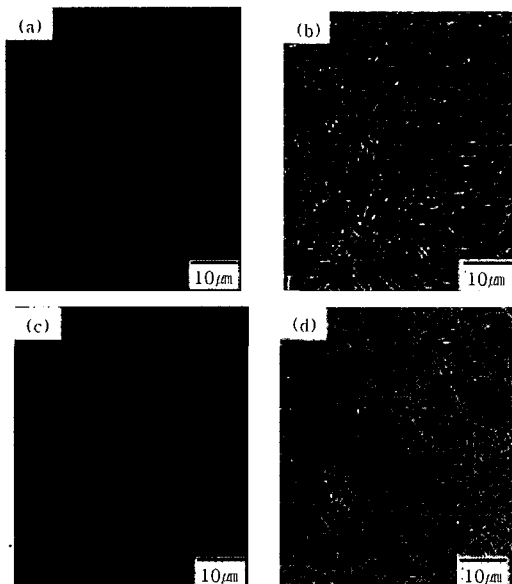


Fig. 5 Results of Charpy impact V-notch test

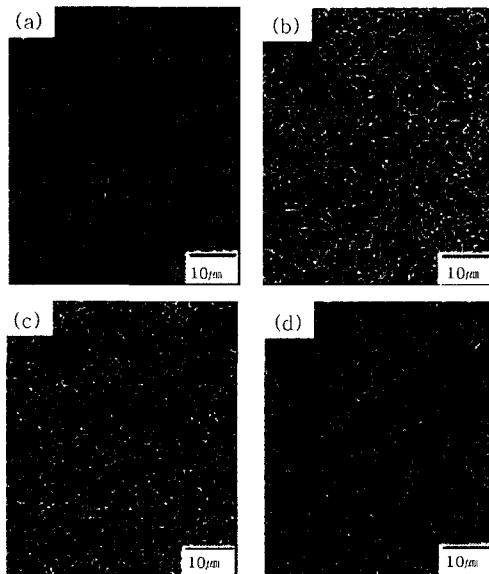


Fig. 7 SEM micrographs for (a) CGFG, (b) FGFG, (c) ICFG and (d) SCFG HAZ

FG HAZ와 거의 유사한 미세조직을 보이고 있다. 반면, ICFG HAZ는 ferrite와 국부적인 martensite, SCFG HAZ는 미세한 ferrite 조직을 보이고 있다.

이 두 영역이 ICCG 및 SCCG HAZ와 다른 이유는 첫 번째 pass에 의해 형성된 기지조직이 각각 FG HAZ와 CGHAZ에 대한 특징적인 ferrite와 martensite로 상이하기 때문이다. Fig. 8은 CGIC, FGIC, ICIC 및 SCIC HAZ에 대한 조직 관찰 결과로써, Fig. 7과 거의 유사한 미세조직 분포를 보인다.

그러나, SCIC의 경우에는 미세한 ferrite를 보이는 SCFG와달리, 첫 번째 pass에 의해 형성된 국부적인 martensite 조직의 tempering 흔적을 관찰할 수 있다. 한편, 첫 번째 pass에 의한 SC HAZ가 다시 두 번째 열 사이클을 경험한 경우는 두 번째 열 사이클에 의한 조직적 특성이 두드러진 것으로 보인다(Fig. 9).

이와 같은 미세조직의 관찰 결과를 정리하면, 첫 번째 열 사이클의 peak 온도가 무엇이던지 간에 두 번째 열 사이클의 peak 온도가 단상의 austenite 영역에 해당하는 경우에는 그 peak 온도에 의한 특징적인 austenite grain size에 의해 최종 미세조직인 lath martensite 또는 ferrite 조직을 보이는 것으로 생각된다.

한편, 두 번째의 peak 온도가 intercritical region에 속하는 경우에는 가열 중 국부적으로 형성된 austenite의 냉각에 의한 MA island가 공통적으로 관찰되며, 첫 번째 열 사이클은 기지를 형성하는 조직에 영향을 주는 것으로 생각된다. 두 번째 열 사이클 peak 온도 subcritical 온도에 해당하는 경우에는 첫 번째 열 사

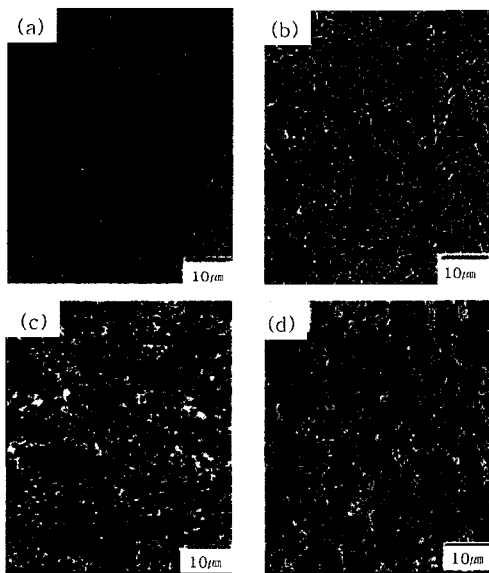


Fig. 8 SEM micrographs for (a) CGIC, (b) FGIC, (c) ICIC and (d) SCIC HAZ

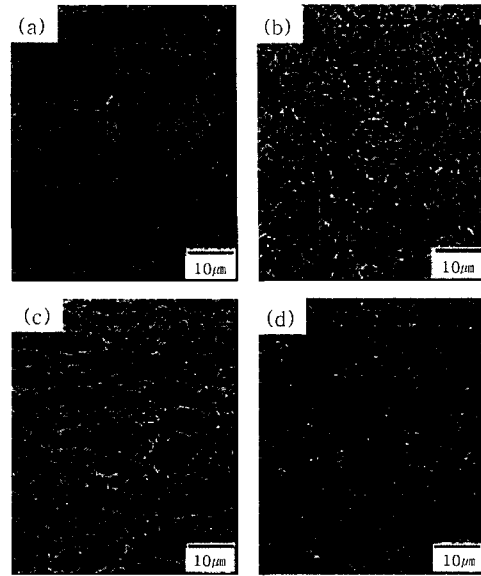


Fig. 9 SEM micrographs for (a) CGSC, (b) FGSC, (c) ICSC and (d) SCSC HAZ

이클에 의한 초기 조직의 tempering 효과 및 조대화 효과를 보이는 것으로 생각된다. 따라서, ICCG, ICFG, ICIC 및 ICSC HAZ의 상대적으로 낮은 인성 특성은 마지막 열 사이클에 의해 형성된 MA island에 의한 결과인 것으로 판단된다. Fig. 10은 우수한 인성 특성을 보이는 CGCG, SCSC HAZ와 낮은 인성을 보이는 ICCG, ICIC HAZ의 파단면 관찰 결과를 보이고 있다.

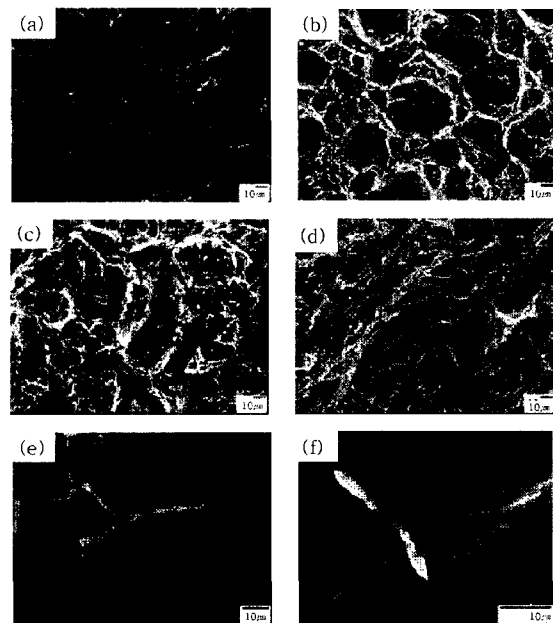


Fig. 10 SEM micrographs for fracture surface (a) CGCG (b) SCSC (c) ICCG (d) ICIC (e) ICCG (high magnification) (f) ICIC (high magnification)

Fig 10(a)와 (b)는 우수한 파괴 특성을 보이는 조직으로, 각각 전형적인 martensite와 ferrite의 파단면을 보이고 있다. Martensite 파단면의 특징은 연성파괴형태와 취성파괴형태가 혼재되어 나타나는 quasi-cleavage이며, ferrite의 경우는 그림에서 보는 바와 같이 dimple 형태의 연성파괴 형상을 보인다. 반면, Fig. 10(c)와 (d)는 취성을 갖는 파단면을 보이는 것으로, 입계 및 입내 취성 파괴의 특징을 보이고 있다. Fig. 10(e)와 (f)는 ICCG, ICIC HAZ 파단면에 대한 고배율 관찰 결과로, 0.2-0.7 μ m 정도 크기의 MA island와 충격에 의해 연신된 island를 관찰할 수 있다. 이로부터, 입내 및 입계에 형성된 MA island를 따라 파괴가 진행되었음을 확인할 수 있다. 이러한 MA island 형성에 의한 인성 저하는 크게 네 가지 요인으로 설명되고 있다⁵⁾. Fig. 11은 이러한 인성 저하 기구를 도식화 한 것으로, Fig. 11(a)와 같이 전위의 이동을 방해함으로써, MA island에서의 응력 집중에 의한 파괴, (b)와 같이 MA island 형성에 의한 부피 팽창과 이로 인한 변형 및 잔류 인장 응력의 증가에 의해 cleavage fracture의 용이한 형성을 설명하고 있다. 한편, Fig. 11(c)와 (d)는 탄성 변형 계수의 차이로 인한 두 상간의 분리에 의한 벽계 파괴를 보이고 있다.

MA island에 대한 TEM 관찰 결과와 파단면에 대한 관찰 결과를 종합해보면, 응력 집중에 의한 MA island의 파괴 현상이나, 파단 후 기지 조직과 MA island의 분리의 증거를 찾을 수 없기 때문에, Fig. 11(b)에서 보이는 바와 같이 MA island 형성에 의한 변형 및 잔류응력이 crack initiation을 용이함으로써, 취성의 특성을 보이는 것으로 판단된다.

한편, 용접금속에 대한 곡관 bending/PWHT 처리 후 측정된 충격 인성 결과를 Fig. 12에서 보이고 있

며, 용접금속에 대한 충격 에너지값을 함께 나타내었다. 용접금속의 인성 특성이 규정값에 비해 매우 낮은 것을 알 수 있으며, 또한 bending 및 PWHT 공정에 의한 인성의 향상은 관찰되지 않는다. Fig. 13은 용접금속 재현 시편의 대표적인 SEM 관찰 결과로서, 조건에 상관없이 모두 Tempered bainite/Martensite 혼성 조직을 보이고 있다.

한편, 충격 시편의 파단면을 관찰한 결과, 대부분 brittle 파괴의 특징인 cleavage가 나타났으며, 특히 river pattern이 특징적으로 나타나고 있다. Fig. 14는 이러한 파단면에 대한 대표적인 SEM image를 보

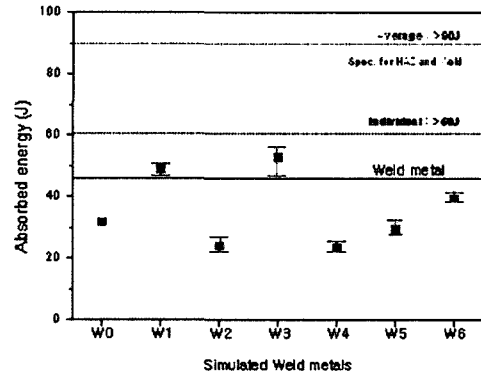


Fig. 12 Charpy impact absorbed energy for simulated weld metals

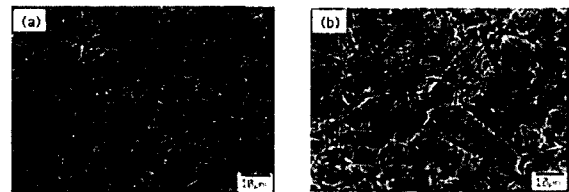


Fig. 13 SEM micrographs for (a) W3 and (b) W4

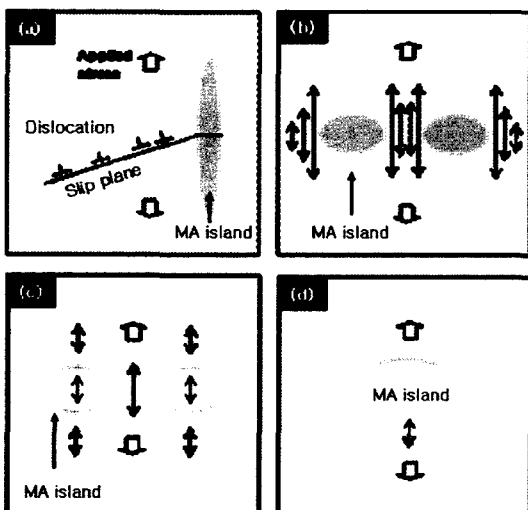


Fig. 11 Schematic illustration for crack initiation mechanism

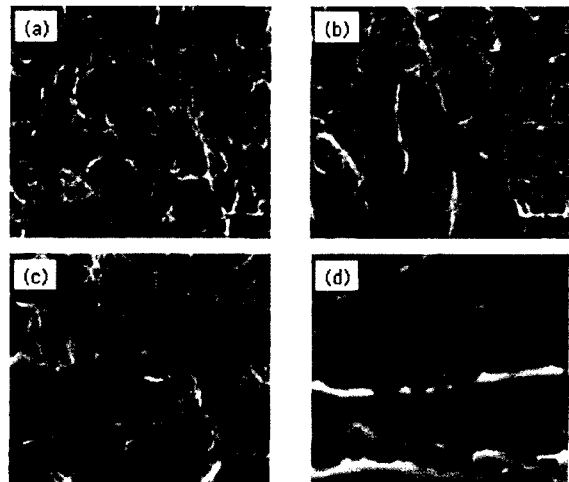


Fig. 14 SEM images of fracture surface for (a) W3, (b) W4, (c) typically observed river pattern and (d) MA island

이고 있다.

Fig. 14(c)와 (d)는river pattern⁷⁻⁸⁾과 river pattern에서 관찰되는 MA island의 고배율 사진이다.

용접부의 내HIC 특성을 평가하기 위해 NACE 규정⁴⁾에 명시된 절차로 시편의 절단면에 대한 광학 현미경 관찰을 실시하였으며, 그 결과는 Fig. 15와 같다. 모재로부터는 어떠한 균열도 관찰되지 않은 반면, 용접부의 경우 일부 절단면에서 전형적인 stepwise type의 균열이 관찰되었다. 이로부터 HIC 민감도 인자인 CLR, CTR, CSR을 측정하였으며, Table 7에서 보이고 있다. 이는 Table 8에서 보이는 바와 같이 용접부에서의 확산성 수소량이 모재보다 많다는 사실과 일치하며, 용접부의 화학적 안전성에 문제가 있다는 것을 의미한다. 앞서, 용접 금속의 낮은 인성과 화학적 안전성은 현장에서 사용하고 있는 용접재료(wire/flux)의 선택의 중요성을 보이는 것으로, 용접 재료의 선정에 있어 maker가 제시하는 일반적인 성질에 대한 특성치 뿐

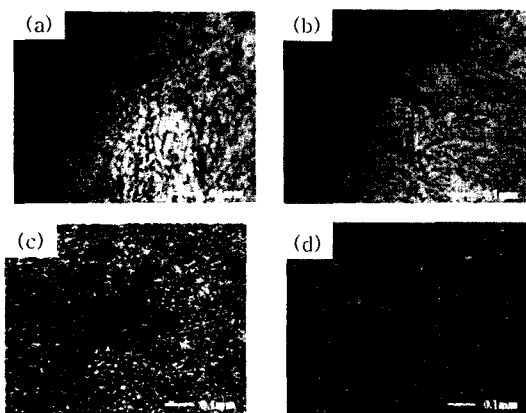


Fig. 15 Optical micrographs for HIC tested specimens (a) Base metal(90° from weld) (b) Base metal(180° from weld) (c) Weld 1 (d) Weld 2

만 아니라, 실제 사용되는 모재 및 요구되는 특성에 대한 실질적인 고려가 필요할 것이다.

4. 결 론

API X70 강관 용접 열 영향부의 저온 인성 거동 및 용접 금속의 bending/PWHT 조건에 따른 인성 거동을 조사하고, 미세조직 변화와의 관계를 조사하였으며, 실제 현장 API 강관에 대한 HIC 민감도를 측정하였다. 그 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 다층 용접 열 영향부의 미세조직적 특성은 최종 용접 열 사이클에 직접적인 영향을 받는 것으로 보이며, 최종 열 사이클의 peak 온도가intercritical region에 해당하는 경우, austenite 냉각에 의해 형성되는 미세한 MA island에 의해 인성이 저하되는 것을 확인할 수 있었다.

(2) 현장에서 조관된 용접 금속은 매우 낮은 충격 인성을 보이고 있으며, bending/PWHT 과정에 의한 인성 향상을 관찰 할 수 없었다. 또한 현장 강관에 대한 HIC 시험결과 모재와는 달리 용접부에서 전형적인 stepwise-type의 균열이 관찰되었다. 이는 현장 용접부의 기계적, 화학적 안전성에 문제가 있음을 의미하며, 사용되는 wire/flux의 선택에 있어 모재 및 요구되는 특성에 대한 충분한 고려가 필요하다는 것을 알 수 있다.

후 기

본 연구는 한국원자력연구소의 지원 하에서 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. American Petroleum Institute: Specification for line

Table 7 HIC sensitivity parameters [unit :%]

Parameters	90 from weld	180 from weld	Weld
Crack Sensitivity Ratio, CSR	0	0	0.05
Crack Length Ratio, CLR	0	0	2.20
Crack Thickness Ratio, CTR	0	0	0.57

Table 8 Diffusive hydrogen results

Location	Hydrogen (ml)	Hydrogen (mg/100g)
90 from weld	4.67	1.43
180 from weld	4.53	1.40
Weld	7.3	2.13

- pipe, API specification 5L Forty-second edition, Jan., 2000
2. R. Mendoza, M. Alanis, R. Perez, O. Alvarez, C. Gonzalez and J. A. Juarez-Islas: Mater. Sci. Eng. A, 337 (2002), 115
 3. K. E. Easterling: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, 1983
 4. NACE International: NACE Standard TM0284-96, Mar., 1996
 5. C. L. Davis and J. E. King: Metall. Trans. A, 25A(1994), 563
 6. M. Eroglu, M. Aksoy and N. Orhan: Mater. Sci. Eng. A, 269(1999), 59
 7. K. Amano, K. Kudo, N. Itakura and Y. Nakano: 8th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 1989, 683
 8. J. Y. Koo and A. Ozekcin: Welding metallurgy of structural steels, 1987, 119