2003 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

원자로 압력용기강 SA508 cl.3에서 용접 미세조직과 인성에 대한 연구

Study on the microstructure and toughness of RPV SA508 class 3 steel weldments

*고진현, **강영환, **주기남, **황용화, ***김정태, ***권희경

*한국기술교육대학교
충남 천안시 병천면 가전리 307
**한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150
***두산중공업(주)
경남 창원시 귀곡동 555

요 약

원자로 압력용기강 용접부에서 용접된 상태(as-welded)와 용접후 열처리(PWHT)된 상태의 미세조직과 인성 및 경도와의 관계를 조사하였다. 이를 위하여 압력용기강 SA508 cl.3를 입열량 2.4와 3.6kJ/mm로 서브머지드 아크 용접하였다. 다층패스 용착에 의해 형성된 용접된 상태와 용접후 열처리된 미세조직을 용접부, 재열부 및 열영향부에서 비교 조사하였고, 샤르피 충격시험으로 용착금속의 인성을 조사하였다. 두 입열량에서 입열량이 낮은 2.4kJ/mm에서 충격인성이 약간 양호하였으나 경도는 감소하였다. 이것은 냉각속도가 빠른 저 입열량에서는 인성을 증가시키는 아시큘러 페라이트가 더 많이 생성되었고, 입계페라이트, 페라이트 사이드 플레이트 및 베이나이트 등 인성을 해치는 미세조직의 생성이 적었기 때문이었다.

Abstract

The microstructures of RPV SA508 class 3 steel multipass weld metals with submerged arc welding process by varying the heat inputs of 2.4 and 3.6kJ/mm were investigated by optical and scanning electron microscopes. The microstructures were also compared between as-welded and postweld heat treatment conditions. The relationship between weld microstructures and toughness as well as hardness of weld metals was evaluated. The toughness was enhanced a little in the lower heat input of 2.4kJ/mm but the hardness of welds was decreased. The microstructures of welds made at the lower heat input used in this study consisted of a little higher proportion of acicular ferrite than those of welds made at the higher heat input(3.6kJ/mm), in which unfavorable microstructure to toughness such as grain boundary ferrite and banitic structure were increased.

1. 서 론

원자력 발전소 압력용기 강으로 사용되는 SA 508 class 3 강은 C, Mn, Ni, Mo 등의 주요 합

금원소를 함유하며 단조로 후판 제조되는 저합금 페라이트계 강이다. 원자로 압력용기는 이 강을 용접하여 제조되며, 사용 수명기간 동안 용기로서 건전성을 유지할 수 있게 우수한 기계적 성질이 요구된다. 특히 압력용기에서 용접부는 수명동안 고속 중성자 조사에 의해 재료열화를 피할 수 없다.

저합금 페라이트계 용착금속에서 생성되는 미세조직은 모재 및 용접와이어의 화학조성은 물론 용접입열에 따른 냉각속도 등에 의하여 grain boundary ferrite(GBF), polygonal ferrite(PF), ferrite sideplate(Widmanstatten ferrite, FSP), acicular ferrite(AF)와 ferrite with aligned second phase, 베이나이트, 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 등으로 구성된다고 알려져 있다.[1)] 이들 용접미세조직 중 AF가 용접부에 다량으로 생성될 때 최적의 강도와 인성을 갖는다. 이것은 작은 페라이트 래드들이 고각입계로 분리되고 서로 얽혀진 basketweave 형태를 하기 때문으로 균열전파에 높은 저항을 갖기 때문에 인성을 증가시키는 것으로 알려져 있다.[2,3)] 본 연구에서는 SA 508 강 용접부 중성자 조사취화 연구의 전 단계로 압력용기 제조 시 용접시공 명세서에서 허용하는 범위 내에서 입열량을 변화시켜, 용접된 상태와 용접 후 열처리에 의한 용접 미세조직과 인성과 경도와의 관계를 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 모재와 용접 재료

본 실험에 사용된 모재는 두께 50mm의 강을 절반으로 절단하여 두께를 24mm, 가로 120mm, 세로 400mm로 가공하였다. 용접와이어와 플럭스는 압력용기 제작시 요구되는 규격에 따라 와이어는 AWS US40N이였고 플럭스는 염기성(basic) 저온 소결형 플럭스(bonded flux)로 AWS PFH55SN을 사용하였다. 플럭스는 사용하기 전 건조로에서 250℃에서 4시간 동안 가열하여 건조하였고 모재는 용접하기 전에 200℃로 가열하였다.

2.2 용접

용접될 한쪽 면을 30°로 베벨 가공된 두 개의 부재사이 루트갭을 3mm로 하여 맞대기 이음 용접준비를 하였다. 서브머지드 아크 용접법을 사용하였고 입열량은 용접시공 명세서에서 허용되는 용접조건범위 내에서 Table 1과 같이 2.4와 3.6kJ/mm를 사용하여 다층패스 용접을 하였다. 용접하기 전 모재는 최저 120℃로 예열 하였고 용접패스 층간온도는 200℃이었다. 용접이 완료된 시편을 600℃에서 40시간동안 용접 후 열처리를 하였다.

Table 1 Heat inputs and welding parameters used in this study

Heat input (KJ/mm)	Welding Current (A)	Voltage (V)	Travel speed (㎝/min)	PWHT	Preheat T(℃)	Interpass T(℃)
2.4	530	30	40	600℃ 40hrs	120	200
3.6	600	30	30			

2.3 용착금속 조직검사 및 화학분석

용접된 시편을 용접 길이방향으로 중앙을 기준으로 좌우 15mm 간격으로 용접부를 횡 방향으로 절단하여 2개의 금속조직 시편을 채취하여 미세하게 연마한 후 2% Nital 용액에 부식하고 용착금속 미세조직을 광학현미경과 주사전자 현미경으로 조사하였다. 용착금속의 화학조성은 고

주파 유도결합 플라즈마 분광분석기(I.C.P.)와 발광분석(emission spectrometer)를 사용하여 분석하였다.

2.4 충격시험

용접된 시편을 Fig.2와 같이 용접 중앙선을 기준으로 용접길이 방향으로 55mm를 절단하고 모재 표면에서 아래로 용접비드를 2mm 절삭한 후 10x10x55mm 치수의 샤르피 V 노치 충격시편을 준비하였다. 노치충격시험은 완전 천이곡선을 구할 수 있게 -140℃~20℃범위에서 수행하였는데, 0℃~-60℃온도구간에서는 드라이아이스를 그 이하의 저온시험구간에서는 액체질소를 사용하여 수행하였다. 충격시험 온도에서 시험한 두 개 시편의 흡수 에너지 값이 거의 일치할 때는 그 값의 평균을 취하였고, 시험값의 산란이 큰 경우에는 세 개 시편을 시험하고 평균값을 택하였다. 연성파면율은 KS B 0810에 따라 연성파면을 전체 파단면적으로 나눈 백분율로 구하였고, 횡 팽창은 KS A 0021에 따라 구하였다. 그리고 충격시험으로 파괴된 시편의 파단면의 파괴모드는 주사전자현미경으로 조사하였다.

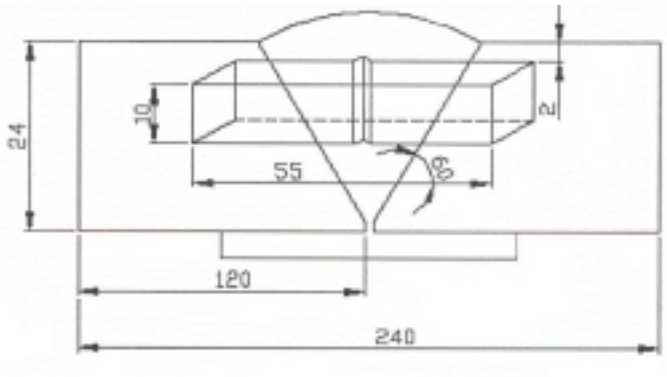


Fig. 1 Schematic diagram of Charpy V notch impact test specimen in the weld joint geometry (unit:mm)

2.5 경도시험

다층패스용접에서 용접부와 재열부의 생성으로 미세조직변화에 따른 경도변화를 조사하기 위하여 미세조직검사에 사용된 시편을 이용하여 용접부의 하부로부터 상부로 1mm 간격으로 1kg의 하중에서 비커스 경도기로 경도시험을 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

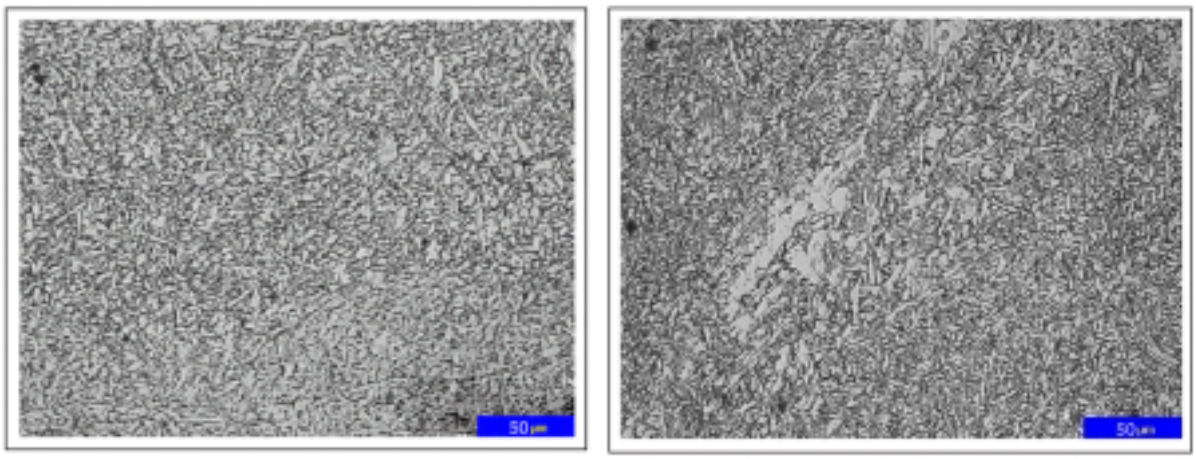
3.1 용착금속의 미세조직 및 화학조성

용접된 용접물을 용접길이 방향에 대해 수직으로 절단된 용접부의 횡단면의 매크로 조직에서 패스간 경계가 선명하지는 않으나, 다층패스 용접부를 보여주고 있다. 입열량 2.4kJ/mm에서는 9패스가 용착 되었고, 입열량 3.6kJ/mm에서는 6패스가 용착 되었다. 이들 두 용접부의 단면에서는 어떤 균열, 용입부족 및 미소기공도 발생하지 않았다. Table 2는 두 입열량으로 용접된 용착금속의 화학조성으로 모재가 용융되어 용착금속으로 혼합되는 희석율(dilution)에 차이가 있을 수 있으나 본 실험에서 사용한 두 입열량에서는 주요 화학조성에서 큰 차이가 없었다.

Table 2 Chemical composition of weld metals

Heat input (kJ/㎜)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	V
2.4	0.092	0.30	1.66	0.016	0.001	0.26	0.06	0.55	0.032	0.003
3.6	0.093	0.32	1.57	0.016	0.001	0.26	0.05	0.52	0.032	0.003

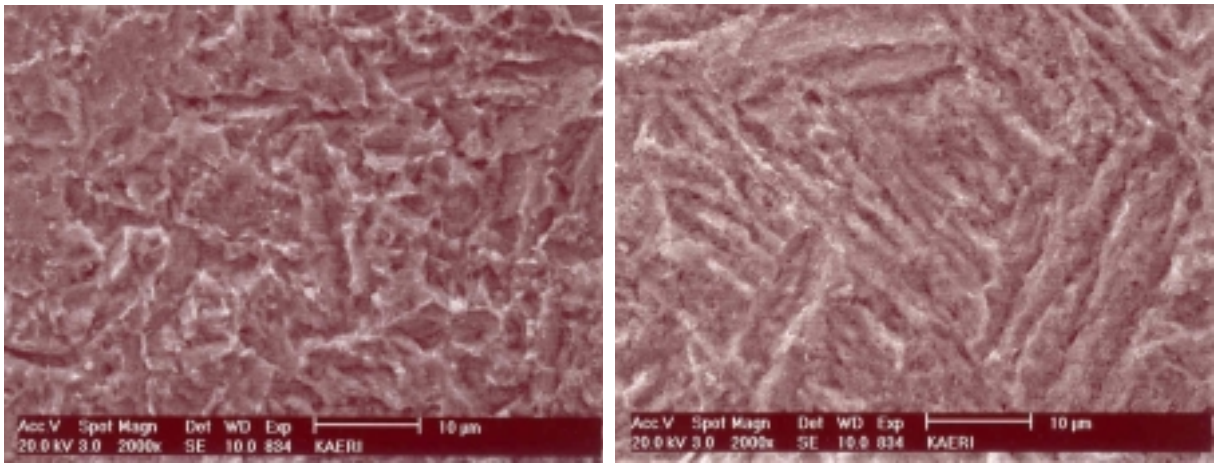
입열량에 따른 상부 용접비드의 전형적인 주상정 조직에서 입열량 2.4kJ/mm로 용접된 용착금속의 상부 비드 주상정 조직으로 구 오스테나이트 결정립계의 윤곽이 선명하고, 결정립계 페라이트(GBF) 사이의 간격이 좁게 나타났다. 한편 입열량 3.6kJ/mm로 용접된 용착금속의 상부 비드 주상정 조직은 입열량이 2.4kJ/mm와 비교하여 그 조직과 GBF가 선명하지는 않지만 구별이 가능하고 GBF 사이 간격이 크고 드물었다. Fig. 2(a)와 (b)는 입열량 2.4kJ/mm와 3.6kJ/mm로 용접된 상태(as-welded)의 상부 비드(top bead)의 미세조직이다. 입열량 2.4kJ/mm에서의 용착금속의 미세조직은 결정립계 페라이트(GBF), 다각형 페라이트(PF), 페라이트 사이드플레이트(FSP)와 아시큘러 페라이트(AF)와 ferrite with aligned second phase 등으로 구성되어 있다. 한편 입열량 3.6kJ/mm으로 용접된 용착금속의 미세조직은 PF, FSP, AF, 베이나이트로 구성되어 있으나 AF 생성량은 입열량 2.4kJ/mm에서와 비교하여 조금 감소되었으나 PF, FSP와 베이나이트가 약간 많이 생성되었다.



(a) (b)

Fig. 2 As-deposited weld metal microstructure of top bead with different heat inputs. (a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

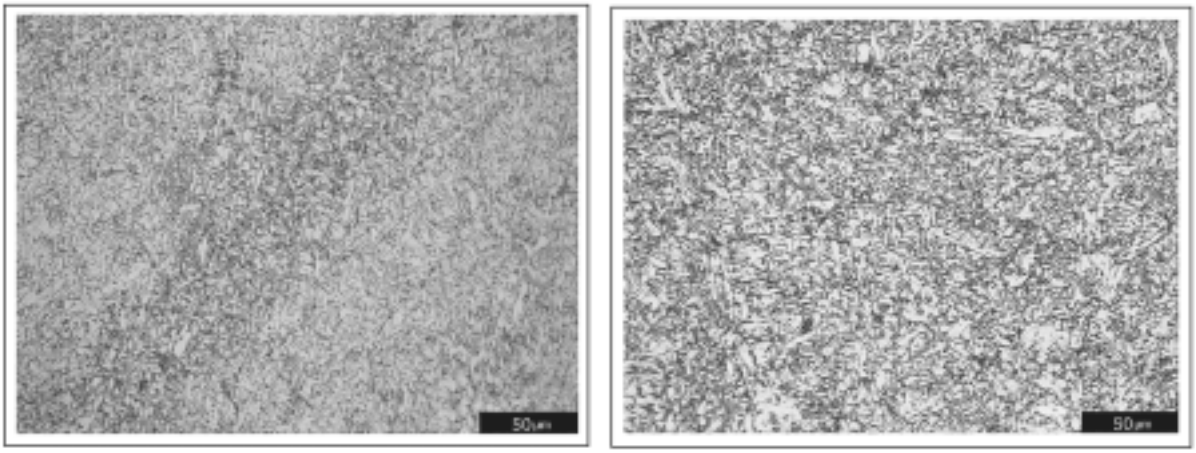
Fig. 3는 주사전자 현미경으로 관찰괸 용접 미세조직으로, Fig.3(a)는 입열량 2.4kJ/mm에서 용접된 미세조직으로 미세한 페라이트 입자들이 서로 얽혀있는 AF가 다량 생성되었고 래드(lath) 형상이 작으나, Fig. 3(b)는 입열량 3.6kJ/mm에서 용접된 미세조직으로 AF의 생성도 있지만 AF에서 보다 더 큰 래드로 구성된 베이나이트형 미세조직으로 구성되어 있다.



(a) (b)

Fig. 3 SEM micrographs of as-deposited weld metal microstructure. (a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm.

Fig.4(a)와 (b)는 입열량 2.4와 3.6kJ/mm에서 용접된 것을 용접후 열처리된 상부 용접비드의 미세조직을 보여주고 있다. 두 그림 모두에서 열처리에 의해 용접된 상태(as-welded)에서 생성되었던 다각형 페라이트(PF), 페라이트 사이드플레이트(FSP), 아시큘러 페라이트(AF)와 ferrite with aligned second phase 등에서 페라이트들이 용접된 상태에서의 페라이트와 비교하여 그 형상이 더 넓고, 더 둥글게 변하였고 등축정에 가까운 페라이트 및 둥근 형태의 페라이트가 증가되었다.

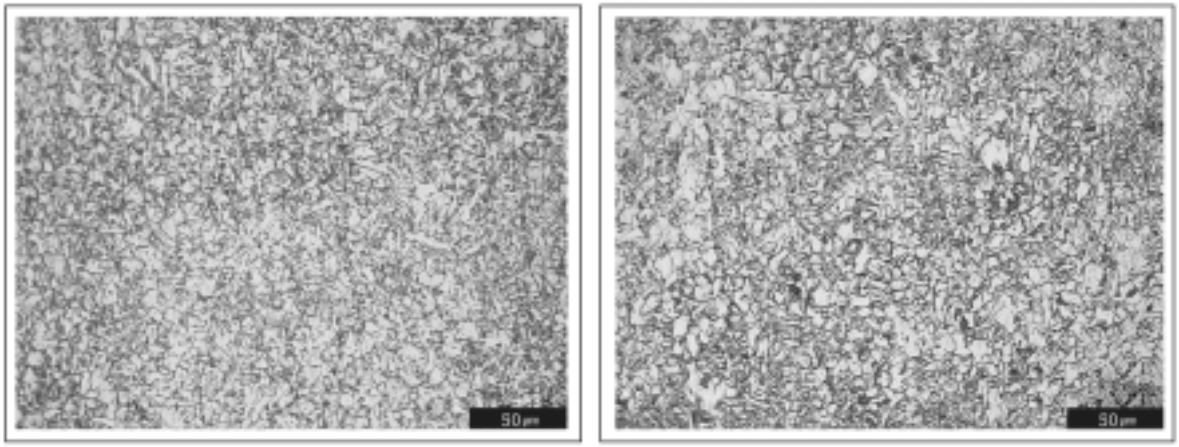


(a) (b)

Fig. 4 Postweld heat treated weld microstructures made with different heat inputs. (a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

Fig. 5(a)와 (b)는 두 입열량으로 용접한 그대로의 용접된 상태(as-welded)에서의 재열부 조직이다. 두 입열량 조건 모두에서 재열부 조직은 페라이트 형상이 용접된 상태 미세조직에서 페라이트 보다 재열의 영향에 의해 더 폭이 넓고, 길이가 길고 더욱 구형 및 다각형으로 나타나고 있다. 이것은 다층패스 용접에서 후행 패스 용착시 사용한 용접 열사이클이 이미 용착된 선행 패스를 노멀라이징하여 결정립이 미세화되었기 때문이다.[4] 이것은 용접 열사이클에 의해 도달된 최

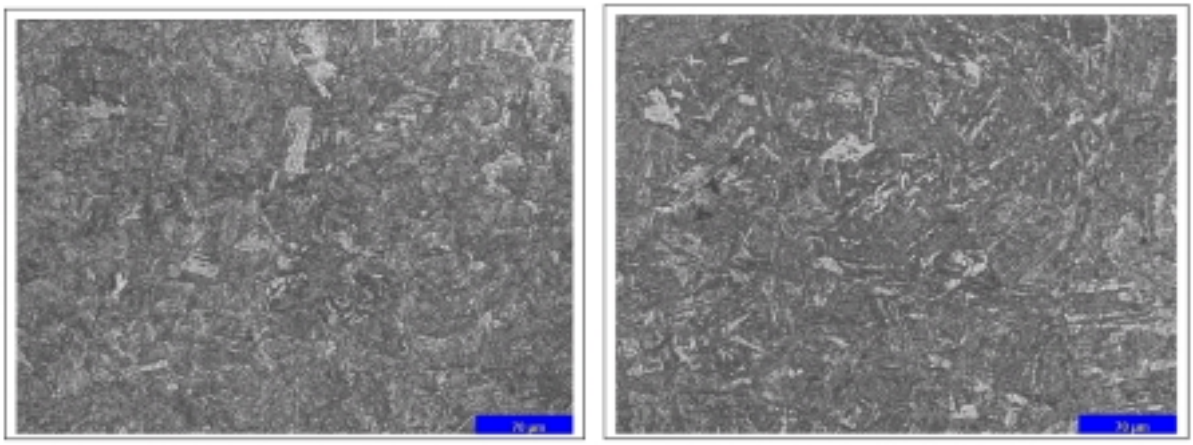
고 온도(peak temperature)와 냉각속도에 따라 선행 용착금속의 미세조직이 다시 고온 재열에 의한 조대한 재결정립과 저온 재열에 의한 미세한 재결정립 형태로 나타난다.



(a) (b)

Fig. 5 Weld microstructure of reheated zone made with different heat inputs.
(a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

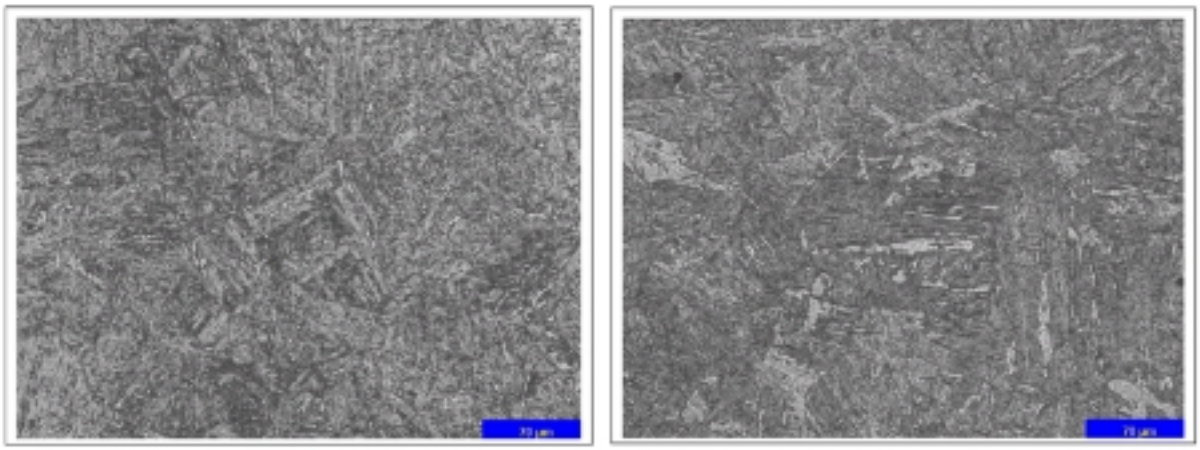
Fig. 6(a)는 입열량 2.4kJ/mm에서 용접된 상태의 열영향부 미세조직으로 미세한 결정립에서 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)를 포함하여 조대한 결정립으로 구성되고 있으나 Fig. 6(b)는 입열량 3.6kJ/mm에서 용접된 상태의 열영향부 미세조직으로 결정립이 더욱 크고 템퍼드 마르텐사이트 형상이 더욱 뚜렷하다.



(a) (b)

Fig. 6 As-welded HAZ microstructures with different heat inputs.
(a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

Fig. 7(a)는 입열량 2.4kJ/mm에서 용접된 용접부의 용접후 열처리된 열영향부의 미세조직이고, Fig. 7(b)는 입열량 3.6kJ/mm에서 용접된 용접부의 용접후 열처리된 열영향부의 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 조직에서 래드(lath) 형상이 Fig. 6(a)와 (b) 용접된 상태와 각각 비교하여 크게 나타나고 있다.



(a) (b)

Fig. 7 Postweld heat treated HAZ microstructures with different heat inputs. (a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

3.2 용착금속의 인성

Fig. 8와 Fig. 9는 용착금속의 용접된 상태(as - weled)와 용접 후 열처리(PWHT)된 충격시험한 결과로 충격 흡수에너지와 시험온도와의 관계이다. Fig. 8의 용접된 상태의 시편에서는 0℃ ~ 20℃에서는 흡수 에너지가 입열량 3.6kJ/mm가 입열량 2.4kJ/mm에서 보다 약간 높았으나 0℃ ~ 140℃ 범위에서는 입열량 2.4kJ/mm가 입열량 3.6kJ/mm에서보다 약간 높다. Fig. 9는 용접 후 열처리된 충격시편에서는 충격흡수 에너지는 입열량 3.6kJ/mm가 입열량 2.4kJ/mm와 비교하여 - 30℃ ~ 20℃ 온도범위에서는 약간 높았으나 - 30℃ ~ - 140℃범위에서는 입열량 2.4kJ/mm의 흡수 에너지가 약간 높았다. Fig. 10는 용접 후 열처리된 충격시편의 연성 파면율과 충격시험 온도와의 관계를 보여주고 있다. 용접 입열량이 2.4kJ/mm에서의 연성 파면율이 입열량 3.6kJ/mm에서 용접된 용착금속 보다 전체 시험범위에서 연성 파면율이 약간 높았다. Fig. 11은 용접 후 열처리된 용착금속의 충격시험온도와 횡 팽창과의 관계이다. 입열량 2.4kJ/mm와 3.6kJ/mm에서 횡 팽창은 20℃에서부터 - 60℃까지는 약간 감소하다가 - 60℃ ~ - 140℃ 사이에서 크게 감소하였고 - 100℃ 이하에서는 횡 팽창이 거의 없었다. 그러나 두 입열량 사이에서 시험온도 범위에서 횡 팽창량은 입열량 3.6kJ/mm가 입열량 2.4kJ/mm에서 보다 약간 더 컸다. 이상과 같이 충격 흡수에너지, 연성파면, 횡 팽창 등을 고려해보면 입열량 2.4kJ/mm가 3.6kJ/mm과 같이 인성은 입열량에 달려있다. 이것은 입열량이 증가하면 일반적으로 미세조직이 조대 해지고 AF량은 감소하고 인성에 불리한 GBF, FSP와 ferrite with aligned second phase, 베이나이트의 생성이 증가되었기 때문이다. 이것은 앞에서 용접 미세조직에서 고찰한바와 같이 입열량 2.4kJ/mm에서 용착된 용접 미세조직에서는 인성에 이롭지 못한 FSP, PF와 GBF가 적게 생성되었고, 인성에 유리한 미세조직인 AF가 더 많이 생성되었기 때문이나 한편 입열량 3.6kJ/mm에서는 AF 생성이 감소되고 FSP, PF와 GBF 등의 미세조직 생성이 증가되었기 때문이다.

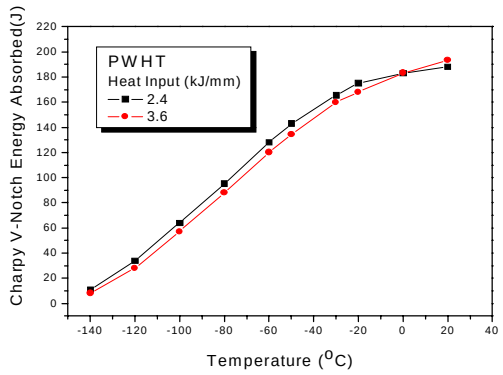


Fig. 8 Energy absorbed vs. test temperature of PWHT specimens with different heat inputs.

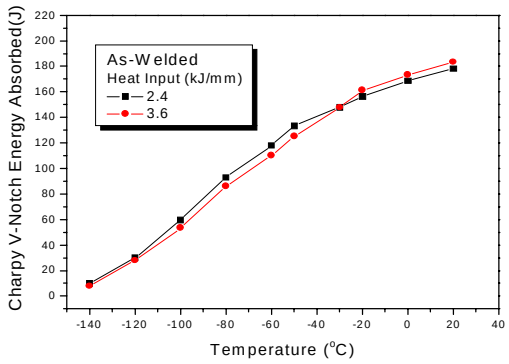


Fig. 9 Energy absorbed vs. test temperature of as-welded specimens with different heat inputs.

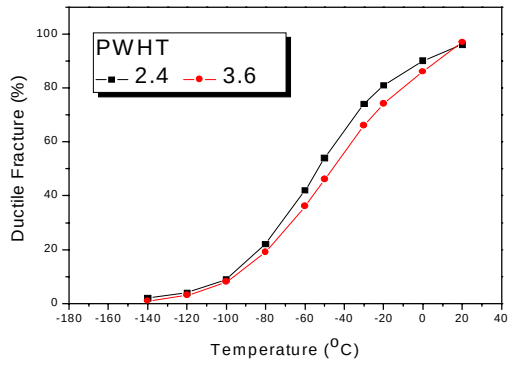


Fig. 10 Proportion of ductile fracture of CVN specimen(PWHT)

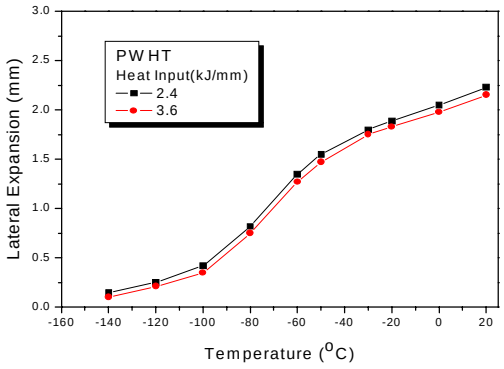


Fig. 11 Lateral expansion vs temperature with different heat inputs(PWHT)

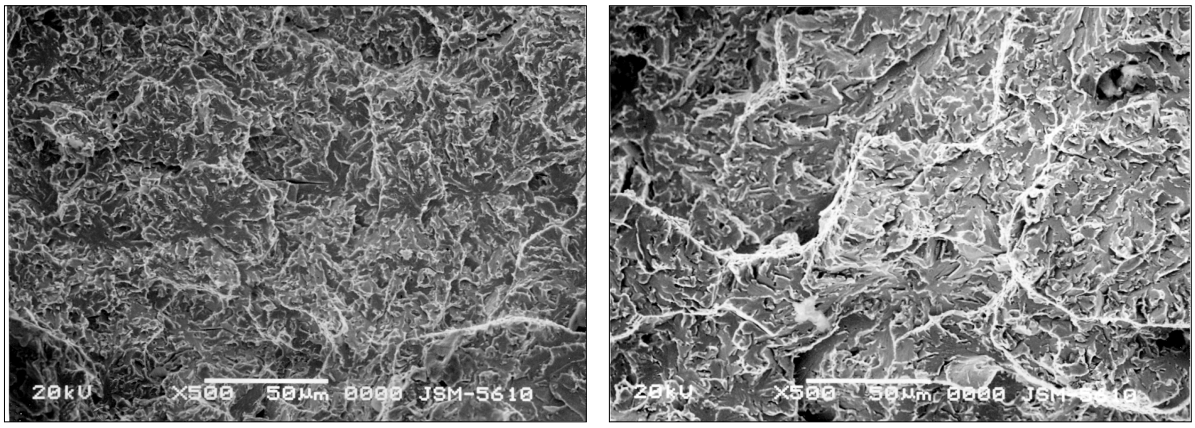
SA 용접법으로 페라이트계 강을 용접할 때 용착금속 인성에 가장 큰 영향을 미치는 AF 생성량은 입열량, 용접 와이어, 플럭스와 합금 원소량 등의 다양한 인자들에 의해 영향을 받는다는 것은 잘 알려져 있다. 용착금속의 냉각속도에 따라 생성되는 미세조직은 용착금속 연속냉각곡선도(WM-CCT)를 참고하면 이해할 수 있다.[5,6] WM-CCT도에서 낮은 입열량(2.4kJ/mm)에 해당하는 용접금속의 냉각속도에서는 용접미세조직으로 AF, GBF와 ferrite with aligned carbides로 구성된다. 또 높은 입열량(3.6kJ/mm)에서는 느린 냉각속도로 GBF와 FSP의 비율은 증가하고 AF량은 감소됨을 이해할 수 있을 것이다. Dolby[5]에 의하면 입열량이 감소되면 AF가 FSP보다 우선적으로 생성된다고 한다. HSLA 80강[7]의 SA용접시 입열량이 2~3kJ/mm일때 인성이 증가되었지만 그 이상 및 이하의 입열량에서는 인성이 감소되었다고 한다. 본 실험에 사용된 압력용기강에는 주요 합금원소로 Mn, Mo, Ni이 첨가된 저합금강에서는 입열량 2~4kJ/mm 범위에서 AF 생성을 조장하였다고 한다.[5] 그리고 본 실험에서 사용된 염기성 플럭스는 산성 플럭스와 비교하여 AF생성과 인성에 유리한 용착금속에서 중간정도 산소량(250ppm)을 제공한다고 한다.[8]

이상에서 고찰한 것을 토대로 본 실험에서 사용된 두 입열량 조건에서 용접인성에서 차이가 적었던 것은 RPV SA508강이 주요 합금원소로 Mn, Mo, Ni 등을 함유하고 있고 이 강이 용접시 사용된 입열량이 2~4kJ/mm 범위였고 염기성 플럭스를 사용하는 조건들이 AF생성에 유리하였

고 두 입열량 조건에서 용접된 용착금속의 미세조직에서 AF생성량에서 큰 차이가 없었기 때문으로 생각된다.

3.3 파단면

Fig. 12(a)와 (b)는 충격 연성-취성 천이곡선에서 하부 에너지(lower shelf energy)에 해당되는 온도에서 파단된 것으로 파괴는 주상정 결정립들을 가로질러 일어났고 압도적으로 의사벽개(quasi-cleavage) 파괴모드를 보여주고 있다. 입열량이 적은(2.4kJ/mm) 시편에서는 파단면에서 의사벽개의 작은 파단면(facet)들이 입열량이 높은(3.6kJ/mm)의 파단면과 비교하여 작았다. Fig. 13(a)와 (b)는 Fig. 12(a)와 (b)의 파단면을 고 배율로 관찰한 것으로 Fig. 13(a)는 강무늬선(river pattern line)들이 벽개 파단면(cleavage facet)의 발생원을 향하고 있다. Fig. 13(b)의 벽개 파단면이 Fig. 13(a)의 벽개 파단면 보다 더 크다. 하나의 벽개 파단면이 하나의 페라이트 결정립에 해당한다고 하고 이것이 균열전파의 경로가 된다고 한다.[9,10,) 입열량 3.6kJ/mm에서의 벽개파면이 2.4kJ/mm에서의 벽개파면보다 더 큰 것은 페라이트가 더 컸기 때문으로 생각된다. 그러나 Fig. 14(a)와 (b)는 각각 입열량 2.4와 3.6kJ/mm의 상부 에너지에 해당하는 파단면으로 모두 미세 기공합체의 딤플로 구성된 연성의 파단면으로 입열량 2.4의 경우가 입열량 3.6kJ/mm의 경우 보다 작은 딤플이 많이 형성되고 있다.



(a) (b)

Fig. 12 Fractographs of lower shelf energy of transition curve(PWHT) with heat inputs of (a) 2.4 and (b) 3.6kJ/mm

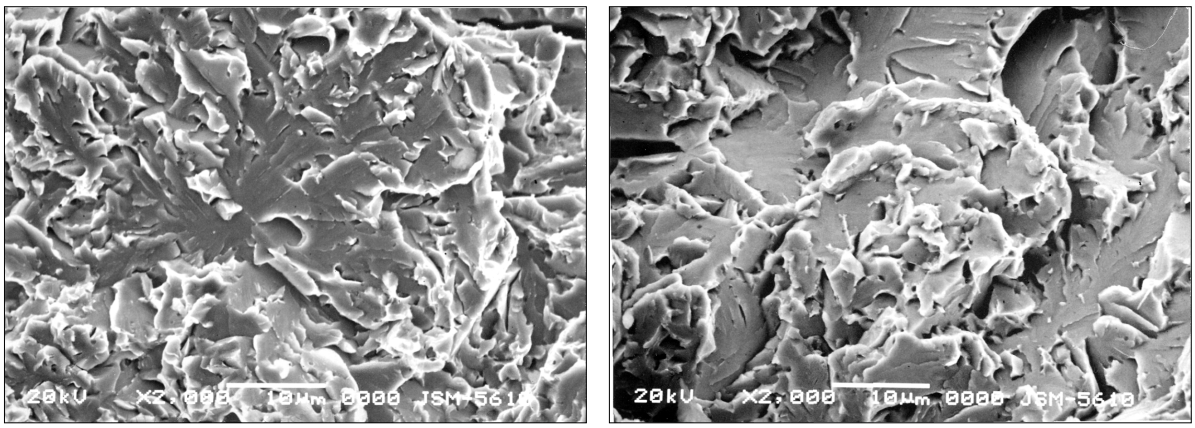


Fig. 13 Fractographs of higher magnification of Fig. 12(a) and (b).

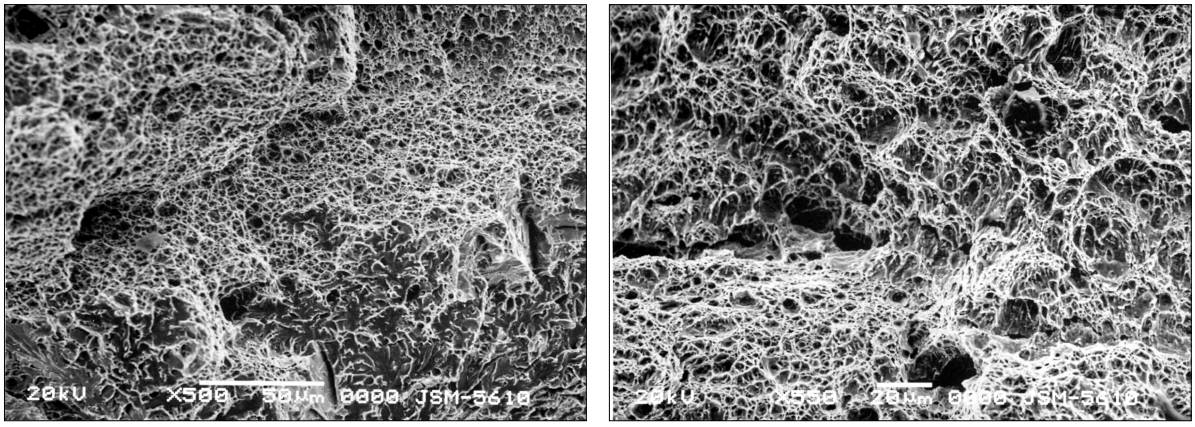


Fig. 14 Fractographs of upper shelf energy of transition curve.

3.4 경도시험

Fig. 15와 Fig. 16은 두 입열량에서 용접된 상태와 PWHT된 용착금속의 경도시험 결과이다. 두 조건모두에서 3.6kJ/mm의 용접부가 입열량 2.4kJ/mm의 용착금속에서보다 경도가 더 높았다. 이것은 3.6kJ/mm 입열량에서 용착금속의 미세조직이 FSP와 베이나이트 조직이 더 많이 생성되었기 때문으로 이미 용접부 미세조직에서 고찰되었다. 두 입열량 조건에서 PWHT에 의해 용착금속의 경도가 조금 감소하였다.

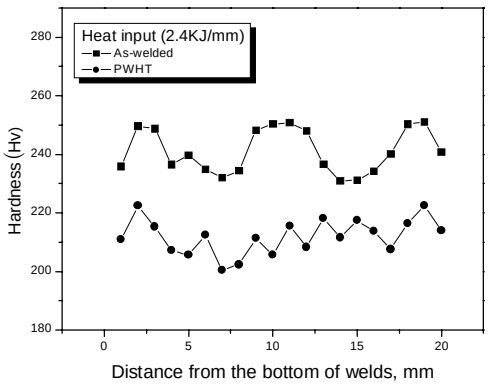


Fig. 15 Hardness profile along the weld centerline from bottom to top of the deposited weld metal

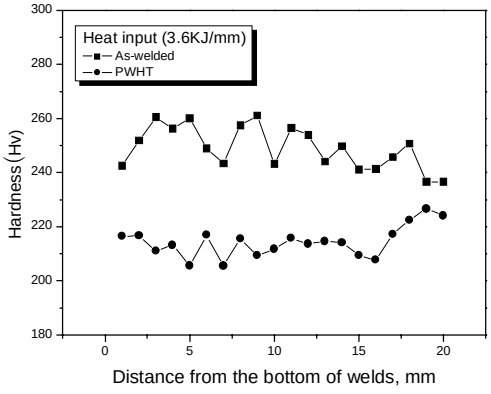


Fig. 16 Hardness profile along the weld centerline from bottom to top of the deposited weld metal

4. 결론

본 연구에서는 원자로 압력용기용 SA508강으로 압력용기 제작 시 사용되는 용접시공 명세서에 따른 용접조건 범위 내에서 용접인자들을 변화시켜 두 가지 입열량 2.4와 3.6kJ/mm로 다층패스 용접된 상태와 용접 후 열처리된 것에서 입열량이 용접인성에 미치는 영향을 조사한 결과는 다음과 같다.

1. 입열량 2.4kJ/mm의 용착금속의 미세조직은 입열량 3.6kJ/mm에서의 용착금속의 미세조직과 비교하여 아시큘러 페라이트(AF)량이 더 많았으며 PF, FSP와 베이나이트 생성량은 감소하였

다.

2. 용접된 상태(as-welded) 미세조직과 용접 후 열처리(PWHT)로 용착금속의 미세조직은 비교하여 후자의 경우 페라이트 형상이 더욱 넓고, 둥글고, 등축정의 형상으로 변하였다.
3. 입열량 증가로 인성이 감소하였다. 이것은 입열량 증가는 냉각속도가 감소되어 미세조직에서 페라이트 형상이 조대하고 AF량이 감소하고 인성에 불리한 GBF, FSP와 베이나이트 생성이 증가하였기 때문이었다.
4. 압력용기강 SA508은 Mn, Mo, Ni 등을 주요합금원소로 함유하고, 사용 입열량이 2~4kJ/mm 조건과 염기성 플럭스 사용은 AF 생성에 유리한 조건이었기 때문으로 본 실험에서 사용한 두 입열량에서 AF생성량에 큰 차이가 없었다.
5. 용접된 상태의 용접부, 열영향부 및 재열부의 미세조직은 용접후 열처리에 의해 용접부에서는 페라이트 입자 또는 래드 형상이 조대화 및 넓어졌고, 열영향부의 미세조직은 입자와 템퍼드 마르텐사이트 래드가 조대화 되었고, 재열부에서는 후열에 의한 재가열로 노멀라이징이 되었기 때문에 구형화 되었다.

감사의 글

이 연구는 과학기술부 주관으로 추진중인 원자력기반확충사업의 하나로공동이용활성화분야 과제로 수행하였으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. G.E.Linnert, Welding Metallurgy, Vol.1, 4th ed.,AWS, 1994, p.858
2. R.E.Dolby, Advances in Welding Metallurgy of Steel, Vol.10, 1983, pp.349-361
3. P.R.Kirkwood, "New Observation on Microstructural and Toughness Control in Low Carbon Weld Metals", Metal Construction, May 1978, pp.260
4. K.Eastering, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, 1983, p151
5. R.E.Dolby, "Factors Controlling Weld Toughness-The Present Position Part 2 Weld Metal", The Welding Institute Research Report, May 1976
6. B.G.Kenny, H.W.Kerr, B.B.Lazor and B.Graville, "Ferrite Transformation Characteristics and CCT Diagrams in Weld Metals", Metal Construction, June 1985, pp.374-381
7. J.A.Gianetto, N.J.Smith, J.T.McGrath and J.T.Bowker, "Effect of Composition and Energy Input on Structure and Properties of High-strengrth Weld Metals", Welding Journal, Vol.17 No.11, Nov.1992, pp.407-419
8. R.A.Farrar, S.S.Tuliani and S.R.Norman, "Relationship between Fracture Toughness and Microstructure of Mild Steel Submerged-arc Weld Metal", Welding and Metal Construction, Feb.1974, pp.68-73
9. C.B.Callam, S.Liu and D.L.Olson, "Flux Composition Dependence of Microstructure and Toughness of Submerged Arc HSLA Weldments", Welding Journal, Vol.64 No.5, May 1985, p.150s
10. J.HChen, T.D.Xia and C.Yan, "Study on Impact Toughness of C-Mn Multilayer Weld Metal at -60℃", Welding Journal, Vol.72,, No.1, Jan.1993, p19s