원자로 압력용기용 저합금강 용접 열영향부의 기계적 특성과 미세조직에 미치는 용접후열처리 온도의 영향

강용준^{*,†} · 박소영^{*,**} · 오창영^{*} · 이승건^{*} · 강성식^{***}

^{*}한국기계연구원 부설 재료연구소 접합기술연구실

^{**}창원대학교 신소재공학부

^{***}한국원자력안전기술원 원자력안전연구실

Effect of Post-Weld Heat Treatment Temperature on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Heat-Affected Zone of Low-Alloy Steel for Nuclear Reactor Pressure Vessel

Yongjoon Kang^{*,†}, So-Young Park^{*,**}, Chang-Young Oh^{*}, Seung-Gun Lee^{*} and Sung-Sik Kang^{***}

^{*}Joining Technology Department, Korea Institute of Materials Science, Changwon, 51508, Korea

^{**}Department of Materials Science and Engineering, Changwon National University, Changwon, 51140, Korea

^{***}Dept. of Nuclear Safety Research, Korea Institute of Nuclear Safety, Daejeon, 34142, Korea

[†]Corresponding author : yjkang@kims.re.kr

(Received January 29, 2020 ; Revised February 11, 2020 ; Accepted February 17, 2020)

Abstract

The effect of post-weld heat treatment (PWHT) temperature on the mechanical properties of the heat-affected zone (HAZ) of P-No. 3 low-alloy steel was investigated by taking into account the changes in microstructure. SA-508 Gr. 3 Cl. 1 forged steel was employed, and the specimens taken from the steel were thermally cycled using a Gleeble simulator to simulate coarse-grained HAZ (CGHAZ), fine-grained HAZ (FGHAZ), intercritical HAZ (ICHAZ), and subcritical HAZ (SCHAZ). The respective base metal and simulated HAZ specimens were heat treated in a furnace at 610, 650, 690, and 730°C for 8 hours. Before the heat treatment, the ICHAZ, FGHAZ and CGHAZ exhibited high hardness and poor impact toughness. However, when the PWHT was applied, the hardness decreased and the impact toughness improved; the impact toughness was highly dependent on the PWHT temperature. The impact toughness of the ICHAZ and FGHAZ increased significantly when the PWHT temperature was 650°C or below, while that of CGHAZ improved significantly when the PWHT temperature was 650°C or higher. The microstructural changes due to the PWHT were observed by scanning electron microscopy and correlated with the mechanical properties. A system composed of iron-based composition system had similar characteristics to the material to be repaired.

Key Words : Low-alloy steel, Heat-affected zone, Post-weld heat treatment, Impact toughness

1. 서 론

원자로 압력용기는 원전의 수명과 안전성에 결정적인 영향을 미치는 원전 핵심기기로써 사용 재료의 높은 강도와 인성이 요구된다. 이에 합금원소의 첨가^{1,2)}, 열처

리 조건의 최적화^{3,4)} 등을 통해 원자로 압력용기용 재료인 저합금 단조강의 기계적 특성을 향상시키기 위한 많은 연구가 수행되어 왔다. 또한 원자로 압력용기는 가동 중에 높은 에너지의 중성자 조사를 받아 재료의 인성이 저하되는 취화 현상이 발생할 수 있으므로 이에 대한 평가와 저항성을 향상시키기 위한 연구도 지속적

Table 1 Chemical composition of the steel used (wt%)

Element	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Measured (OES)	0.23	1.40	0.006	0.001	0.18	0.89	0.22	0.50	0.003
Requirement (ASME SA-508 Gr. 3)	≤0.25	1.20~1.50	≤0.025	≤0.025	0.15~0.40	0.4~1.0	≤0.25	0.45~0.60	≤0.05

으로 이루어지고 있다⁵⁻⁷⁾.

원자로 압력용기 제작 시 용접 공정이 필수적이며, 이로 인해 용융선 (fusion line) 주변에는 용접 열영향부(heat-affected zone, HAZ)가 형성된다. HAZ에서는 용접 열에 의해 미세조직의 변화가 발생하기 때문에 기계적 특성이 열영향을 받지 않은 모재(base metal)와 매우 상이하게 나타난다. 또한 HAZ 안에서도 용융선으로부터의 거리, 즉 열사이클의 최고온도(peak temperature, T_p)에 따라 세부영역으로 구분되어 미세조직과 기계적 특성이 다르게 나타난다. 일반적으로 탄소강 및 저합금강의 HAZ는 열사이클의 최고온도(peak temperature, T_p)가 오스테나이트 영역, 즉 A_{c3} 이상으로 가열된 coarse-grained HAZ (CGHAZ)와 fine-grained HAZ (FGHAZ), 오스테나이트와 페라이트 이상영역, 즉 A_{c1} 과 A_{c3} 사이로 가열된 intercritical HAZ (ICHAZ), 페라이트 영역, 즉 A_{c1} 이하로 가열된 subcritical HAZ (SCHAZ)로 분류된다⁸⁻¹¹⁾. 용접 HAZ 안에서 인성이 가장 낮은 영역을 국부취화영역(local brittle zone, LBZ)이라고 하는데, 일반적으로 CGHAZ와 다층(multi-pass)용접 시에 CGHAZ가 후속 패스에 의해 A_{c1} 과 A_{c3} 사이로 재가열되어 형성되는 intercritically reheated CGHAZ (ICCGHAZ)를 말한다. LBZ는 용접구조물의 안전성에 심각한 문제를 초래할 수 있으므로, 이를 규명하고 최소화하기 위한 연구도 활발하게 진행되고 있다⁹⁻¹¹⁾.

용접 HAZ의 기계적 특성은 용접후열처리(post-weld heat treatment, PWHT)를 실시함에 따라 크게 달라진다. 많은 연구를 통해 PWHT 후에 LBZ의 인성은 크게 향상되는 것으로 확인되었다^{2,9,11)}. 그러나 HAZ의 특정 영역에서는 PWHT 후에 인성이 크게 저하되는 경우도 확인된 바 있다⁹⁾. 한편 용접 HAZ의 기계적 특성 변화는 PWHT 온도에 의해서도 크게 영향을 받는 것으로 알려져 있다¹⁻¹³⁾. 따라서 용접구조물의 건전성을 확보하기 위해서는 PWHT에 따른 HAZ의 세부영역별 기계적 특성 변화에 대한 면밀한 검토와 최적화된 PWHT 온도 선정이 요구된다.

본 연구에서는 압력용기용 저합금강 용접 HAZ의 기계적 특성에 미치는 PWHT 온도의 영향을 평가하였다.

현재 국내에 가동중인 원자로 압력용기에 가장 많이 사용되는 Mn-Mo-Ni계 저합금강인 SA-508 Gr. 3 Cl. 1을 사용하였으며, HAZ의 세부영역별 평가를 위해 Gleeble을 이용하여 용접 열사이클을 모사하였다. CGHAZ, FGHAZ, ICHAZ, SCHAZ를 재현하였으며, 재현 용접 HAZ에 대하여 610°C, 650°C, 690°C, 730°C의 온도에서 8시간동안 열처리를 실시한 후 열처리 온도에 따른 기계적 특성 및 미세조직 변화를 분석하였다.

2. 실험 방법

2.1 실험재료

본 연구에 사용된 재료는 현재 국내에 가동중인 원자로 압력용기에 가장 많이 사용되는 Mn-Mo-Ni계 저합금 단조강인 SA-508 Gr. 3 Cl. 1이다. ASME 기술기준에 따라 P-No. 3 재료로 분류되며, 880°C에서 오스테나이트화 및 퀴칭 후 655°C에서 템퍼링(tempering)된 상태로 제조되었다. 광학발광분석기(optical emission spectroscopy, OES)를 이용한 화학조성 분석 결과를 Table 1에 제시하였다.

2.2 용접 열영향부 재현

용접 HAZ는 열사이클의 T_p 가 A_{c3} 이상인 CGHAZ와 FGHAZ, A_{c1} 과 A_{c3} 사이인 ICHAZ, A_{c1} 이하인

Fig. 1 Change in diameter of the steel specimen as a function of temperature at heating rate of 100°C/sec

SCHAZ의 세부영역으로 구분하였다⁸⁻¹¹⁾. 용접 열사이클의 빠른 승온속도로 인해 오스테나이트로의 변태가 시작되는 온도(A_{c1})와 변태가 끝나는 온도(A_{c3})가 평형 상태에 비해 상승하게 된다. 용접 열사이클 동안 재료의 A_{c1} 과 A_{c3} 를 구하기 위해 10mm의 직경을 갖는 시편을 대상으로 Gleeble을 이용하여 빠른 가열조건 (100°C/sec)에서 온도에 따른 직경의 변화를 측정하였으며, 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 일반적으로 온도가 상승함에 따라 시편은 팽창하지만, 원자 충전율이 높은 오스테나이트로의 변태가 시작되는 A_{c1} 과 변태가 끝나는 A_{c3} 사이에서는 시편의 부피 수축이 발생하게 된다. 재료의 A_{c1} 과 A_{c3} 는 각각 약 746°C와 794°C로 확인되어, CGHAZ, FGHAZ, ICHAZ, SCHAZ를 재현하기 위한 열사이클의 T_p 를 각각 1350°C, 900°C, 770°C, 650°C로 선정하였다. 또한, 현장의 용접조건을 반영하여 200°C의 예열 온도와 30kJ/cm의 입열 조건을 선정 한 후, Eq. 1의 3차원 열전달을 고려한 Rosenthal 식을 이용하여 용접 열사이클을 계산하였으며^{11,14)}, 결과를 Fig. 2에 나타내었다.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (1)$$

Eq. 1에서 T 와 t 는 열사이클의 온도 및 시간, T_0 는 예열온도, q/v 는 입열량, λ 는 재료의 열전도도, a 는 재료의 열확산도, r 은 용접 열원으로부터의 거리를 각각 나타낸다. 실험재료로부터 11mm×11mm×55mm 치수의 시편을 채취한 후 Gleeble을 이용하여 Fig. 2에 나타낸 용접 열사이클을 모사하였다.

2.3 용접 후열처리

PWHT는 선행연구와 동일한 방법으로 ASME 기술

Fig. 2 Thermal cycles used for the HAZ simulation

기준에 따라 수행하였다^{11,15)}. 모재 및 재현 HAZ 시편을 열처리로에 장입한 후 610°C, 650°C, 690°C, 730°C의 온도에서 8시간동안 유지하였다. 여기서 610°C와 650°C는 ASME 기술기준에 따라 P-No. 3 재료에 적용하는 PWHT 온도 범위(595~675°C)에 있으며, 690°C와 730°C는 P-No. 5A 재료와의 이중용접부에 실시하는 PWHT 온도 범위(675~760°C)에 해당된다. Fig. 3은 시편 표면에 부착한 열전대를 통해 열처리 동안 시편의 온도를 측정한 결과이다. 가열 및 냉각 속도는 각각 약 0.035°C/sec와 0.01°C/sec로 확인되어 ASME Section III NX-4623에서 규정하고 있는 PWHT의 가열 및 냉각 속도 요건을 만족하였다. 열처리 중 상변태 발생 여부를 확인하기 위해 직경 3mm, 길이 10mm의 시편을 대상으로 Dilatometer를 이용하여 0.035°C/sec의 승온속도일 때 온도에 따른 시편의 길이 변화를 측정하였다. Fig. 4에서 보듯이 승온 중 오스테나이트로의 변태가 시작되는 온도는 약 700°C로 확인되었다. 따라서 열처리 온도가 730°C인 경우에는 상변태가 발생할 것으로 예상할 수 있다.

Fig. 3 Temperature histories measured at the surface of the specimens during the heat treatment

Fig. 4 Change in length of the steel specimen as a function of temperature at heating rate of 0.035°C/sec

2.4 기계적 특성 평가 및 미세조직 분석

용접 HAZ의 기계적 특성 변화를 평가하기 위해 선행연구와 동일한 방법으로 경도와 충격인성을 평가하였다¹¹⁾. 경도는 비커스경도계를 이용하여 1.96N의 하중으로 상온에서 10회 측정 후 평균값을 구하였으며, 충격인성은 ASME SA-370에 따라 Charpy 충격시험기를 이용하여 3℃에서 3회 측정 후 평균값을 구하였다. 충격시험편은 열처리 시편을 절삭가공하여 10mm×10mm×55mm 치수로 제작하였다. 또한 주사전자현미경(scanning electron microscopy, SEM)을 이용하여 미세조직을 분석하였으며, 미세조직 관찰을 위한 시편은 기계적 연마 후 3% nital 용액으로 에칭(etching)하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

PWHT 전과 후 모재 및 재현 용접 HAZ의 기계적 특성을 Fig. 5에 제시하였다. 최근 연구¹¹⁾에 따르면 ASME 기술기준에 따라 P-No. 1 재료로 분류되는 탄소강의 경우 PWHT 전에 CGHAZ가 가장 높은 경도와 낮은 충격인성을 보이는 LBZ인 것으로 나타났다. 이와 달리 본 연구에서는 PWHT 전에 CGHAZ뿐만 아니라 ICHAZ와 FGHAZ도 매우 높은 경도와 낮은 충격인성을 보이는 것으로 확인되었다. 즉, P-No. 3 저합금강의 경우 P-No. 1 탄소강에 비해 용접 시 HAZ 안에 형성되는 취화영역의 면적이 상대적으로 크게 형성될 것으로 예상할 수 있다. PWHT 후 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ의 경도는 큰 폭으로 감소하였으며, 충격인성은 PWHT 온도에 따라 크게 달라지는 것으로 관찰되었다. ICHAZ와 FGHAZ는 PWHT 온도가 650℃이하일 때 충격인성이 크게 향상된 반면, CGHAZ의 경우 PWHT 온도가 650℃이상일 때 충격인성이 향상되는 정도가 두드러지는 것으로 나타났다. 모재 및 SCHAZ의 경우 PWHT 온도가 상승함에 따라 충격인성이 감소하였으며, 특히 PWHT 온도가 730℃일 때 큰 폭으로 감소하는 것으로 확인되었다. 따라서 본 연구에 사용된 P-No. 3 재료의 경우 595~675℃의 범위, 즉 P-No. 3 재료의 PWHT 온도 범위에서는 PWHT 온도가 높을수록, 675~760℃의 범위, 즉 P-No. 5A 재료와 이중용접 시 실시하는 PWHT 온도 범위에서는 PWHT 온도가 낮을수록 HAZ의 기계적 특성이 우수할 것으로 예상된다.

PWHT 전 모재 및 재현 용접 HAZ의 미세조직을 Fig. 6과 7에 나타내었다. 모재는 전반적으로 베이나이트 조직을 보였으며, 결정립계와 결정립 내부에 석출물이 존재하였다. 선행 연구²⁾에서 결정구조 및 화학조

Fig. 5 Mechanical properties of the base metal and simulated HAZ as a function of the PWHT temperature: (a) hardness and (b) impact energy

Fig. 6 Low magnification SEM micrographs of the base metal and simulated HAZ before the PWHT: (a) base metal, (b) SCHAZ, (c) ICHAZ, (d) FGHAZ, and (e) CGHAZ

성 분석을 통해 결정립계를 따라 형성된 조대한 석출물과 결정립 내부에 분포하는 미세한 석출물은 각각 M_3C -type 탄화물과 M_2C -type 탄화물임을 확인한 바 있다. 열사이클의 $T_p(650^\circ\text{C})$ 가 Ac_1 이하인 SCHAZ의 경우 상변태가 발생하지 않기 때문에 모재와 미세조직의 큰 차이를 보이지 않았다. 열사이클의 T_p 가 Ac_1 을 초과하는 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ의 경우 상변태가 발생하기 때문에 미세조직이 모재 및 SCHAZ와 매우 상이하게 나타났다. ICHAZ는 열사이클의 $T_p(770^\circ\text{C})$ 가 오스테나이트와 페라이트 이상영역인 Ac_1 과 Ac_3 사이이므로 가열 중 기존 미세조직 일부에서 오스테나이트 변태가 발생하게 되는데^{16,17)}, 이렇게 부분적으로 형성된 오스테나이트가 냉각 과정을 거치면서 최종적으로 마르텐사이트로 변태하는 것으로 판단된다. ICHAZ에서 열사이클에 의해 상변태가 발생하지 않은 지역은 기존 베이나이트 조직을 유지하였으나 템퍼링 효과에 의해 탄화물의 성장이 다소 발생하였다. FGHAZ는 열사이클의 $T_p(900^\circ\text{C})$ 가 Ac_3 를 초과하므로 가열 중 완전 오스테나이트화되고 이후 냉각을 통해 마르텐사이트 조직이 높은 분율로 형성되었지만, $T_p(900^\circ\text{C})$ 가 낮고 고온 영역에서의 유지 시간도 짧기 때문에 기존 M_3C -type 탄화물은 충분히 용해되지 않은 것으로 관찰되었다. CGHAZ는 열사이클의 $T_p(1350^\circ\text{C})$ 가 매우 높으므로 가열 중 완전 오스테나이트화될 뿐만 아니라 결정립의 성장으로 인해

Fig. 7 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 6) of the base metal and simulated HAZ before the PWHT: (a) base metal, (b) SCHAZ, (c) ICHAZ, (d) FGHAZ, and (e) CGHAZ (PAGB: prior austenite grain boundary)

핵생성 장소로 작용하는 결정립계의 면적이 감소하게 되므로 경화능이 더욱 증가하게 된다¹⁸⁾. 이로 인해 CGHAZ에는 전반적으로 마르텐사이트 조직이 발달하였으며, 높은 $T_p(1350^\circ\text{C})$ 로 인해 기존의 조대한 M_3C -type 탄화물은 완전히 용해되었다. PWHT 전에 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ에서 매우 높은 경도와 낮은 충격인성을 보이는 것은 상변태로 인해 형성된 마르텐사이트가 주된 원인인 것으로 보인다.

Fig. 8과 9는 PWHT에 따른 모재의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. PWHT 온도가 690°C 이하일 때 미세조직의 큰 변화는 없었으나, PWHT 온도가 730°C 일 때는 등가직경(equivalent diameter)이 대체로 $1\mu\text{m}$ 이상인 섬(island)모양의 마르텐사이트가 형성되었다. PWHT 온도가 730°C 일 때는 Fig. 4에 나타낸 바와 같이 오스테나이트 변태 온도를 초과하므로 기존의 미세조직에서 부분적으로 오스테나이트 변태가 발생하게

Fig. 8 Low magnification SEM micrographs of the base metal with PWHT at: (a) 610°C , (b) 650°C , (c) 690°C , and (d) 730°C

Fig. 9 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 8) of the base metal with PWHT at: (a) 610°C , (b) 650°C , (c) 690°C , and (d) 730°C

되며^{16,17)}, 이렇게 형성된 오스테나이트는 탄소 함량이 높기 때문에 냉각을 통해 마르텐사이트로 변환한 것으로 보인다. 마르텐사이트는 취성파괴의 기점으로 작용하여 인성을 크게 저하시킬 수 있으므로^{19,20)}, PWHT 온도가 730℃일 때 모재의 충격인성이 크게 감소하는 것은 이로부터 기인한 것으로 판단된다.

Fig. 10과 11에 나타낸 바와 같이 PWHT에 따른 SCHAZ의 미세조직 변화 양상은 모재와 유사하게 나타났다. PWHT 온도가 690℃이하일 때 미세조직의 큰 변화는 없었으나, PWHT 온도가 730℃일 때는 섬(island) 모양의 조대한 마르텐사이트 상이 형성되었다.

Fig. 12와 13은 PWHT에 따른 ICHAZ의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. PWHT를 실시함에 따라 탄소가 과포화 상태로 고용되어 있는 마르텐사이트가 분해되면서 탄화물들이 밀집한 형태로 석출되는 것으로 관찰되었다. 경도가 높고 취성이 큰 마르텐사이트가 분해

Fig. 10 Low magnification SEM micrographs of the SCHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 11 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 10) of the SCHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 12 Low magnification SEM micrographs of the ICHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 13 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 12) of the ICHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

됨에 따라 PWHT를 수행한 시편의 경도가 감소하고 충격인성이 증가하게 된 것으로 판단할 수 있다. PWHT 온도가 690℃일 때도 마찬가지로 마르텐사이트가 분해되면서 탄화물들이 석출되는 것을 확인할 수 있으나, 결정립계에서 조대한 탄화물이 형성되어 이로 인해 PWHT 온도가 650℃이하일 때에 비해 충격인성이 급격히 저하된 것으로 예상된다. 동일한 PWHT 온도(690℃)임에도 불구하고 모재 및 SCHAZ에서 관찰되지 않는 조대한 탄화물이 ICHAZ에서 관찰되는 것은 마르텐사이트가 분해된 지역에서 증가하게 되는 탄소 함량과 미세한 결정립 크기로부터 기인하는 것으로 사료된다. 즉, 탄소 함량이 높고, 삼중점 (triple junction) 등 탄화물이 석출하고 성장하기 쉬운 장소가 많기 때문에 조대한 탄화물이 형성된 것으로 예상된다. PWHT 온도가 730℃일 때는 모재 및 SCHAZ와 마찬가지로 섬(island)

Fig. 14 Low magnification SEM micrographs of the FGHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 15 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 14) of the FGHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

모양의 조대한 마르텐사이트 상이 발달하였으며, 이로 인해 낮은 충격인성을 갖는 것으로 판단된다.

Fig. 14와 15에서 볼 수 있듯이 PWHT에 따른 FGHAZ의 미세조직 변화 양상은 ICHAZ와 유사한 것으로 확인되었다. PWHT 시 마르텐사이트가 분해됨에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 크게 향상되는 효과가 있지만, PWHT 온도가 690°C일 때는 조대한 탄화물이, 730°C일 때는 섬(island)모양의 마르텐사이트 상이 형성됨에 따라 충격인성의 개선효과가 상쇄되는 것으로 판단된다.

Fig. 16과 17은 PWHT에 따른 CGHAZ의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. PWHT 시 템퍼드 마르텐사이트 조직이 발달함에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 향상된 것으로 보이며, 특히 PWHT 온도가 650°C 이상일 때 템퍼링 효과가 큰 것으로 판단된다. 한편 CGHAZ는

Fig. 16 Low magnification SEM micrographs of the CGHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 17 High magnification SEM micrographs (taken from the rectangular areas in Fig. 16) of the CGHAZ with PWHT at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

모재 및 다른 HAZ와는 다르게 PWHT 온도가 730°C 일 때도 충격인성의 개선효과가 크게 나타났는데, 이는 섬(island)모양의 마르텐사이트 상이 낮은 분율로 형성되는 대신 상대적으로 인성이 높은 베이나이트가 제2상(second phase)으로 형성되었기 때문인 것으로 판단된다. 래스(lath)경계가 잘 발달된 미세조직을 갖는 CGHAZ의 경우 오스테나이트 변태 시 핵생성 장소가 분산될 것으로 예상되며, 이로 인해 각 오스테나이트의 탄소 함량은 상대적으로 낮게 되어 베이나이트가 형성된 것으로 사료된다.

4. 결 론

본 연구에서는 압력용기용 저합금강 용접 HAZ의 기

계적 특성에 미치는 PWHT 온도의 영향을 평가하였다. ASME 기술기준에서 P-No. 3 재료로 분류되는 Mn-Mo-Ni계 저합금 단조강인 SA-508 Gr. 3 Cl. 1을 사용하였으며, Gleeble를 이용하여 용접 HAZ를 재현한 후 610℃, 650℃, 690℃, 730℃의 온도에서 8시간동안 열처리를 실시하였다. PWHT에 따른 모재 및 재현 용접 HAZ의 기계적 특성 및 미세조직 변화를 분석하였으며, 주요 결과는 아래와 같다.

1) PWHT 전 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ는 매우 높은 경도와 낮은 충격인성을 보였다. PWHT를 실시함에 따라 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ의 경도는 큰 폭으로 감소하였으며, 충격인성의 변화는 HAZ의 세부영역별로 PWHT 온도에 따라 크게 다르게 나타났다. ICHAZ와 FGHAZ는 PWHT 온도가 650℃이하일 때, CGHAZ의 경우 PWHT 온도가 650℃이상일 때 충격인성이 크게 향상되었다. 모재 및 SCHAZ의 경우 PWHT 온도가 상승함에 따라 충격인성이 감소하였으며, 특히 PWHT 온도가 730℃일 때 큰 폭으로 감소하였다.

2) 모재 및 SCHAZ의 경우, PWHT 온도가 730℃일 때 섬(island)모양의 조대한 마르텐사이트가 형성됨에 따라 충격인성이 크게 감소한 것으로 판단된다.

3) ICHAZ 및 FGHAZ의 경우, PWHT 시 마르텐사이트가 분해됨에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 크게 향상되는 효과가 있지만, PWHT 온도가 690℃일 때는 조대한 탄화물이, 730℃일 때는 섬(island)모양의 마르텐사이트 상이 형성됨에 따라 충격인성의 개선 효과가 상쇄된 것으로 판단된다.

4) CGHAZ의 경우, PWHT 시 템퍼드 마르텐사이트 조직이 발달함에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 향상되었다. 또한 모재 및 다른 HAZ와는 다르게 PWHT 온도가 730℃일 때도 충격인성의 개선효과가 크게 나타났는데, 이는 섬(island)모양의 마르텐사이트 상이 낮은 비율로 형성되는 대신 상대적으로 인성이 높은 베이나이트가 제2상(second phase)으로 형성되었기 때문인 것으로 사료된다.

후 기

본 연구는 원자력안전위원회의 재원으로 한국원자력안전재단의 지원을 받아 수행한 원자력안전연구사업의 연구결과입니다. (No. 1805005)

ORCID: Yongjoon Kang: <http://orcid.org/0000-0001-7088-9384>

References

1. S. G. Park, K. H. Lee, K. D. Min, M. C. Kim and B.S. Lee, Influence of the thermodynamic parameters on the temper embrittlement of SA508 Gr. 4N Ni-Cr-Mo low alloy steel with variation of Ni, Cr and Mn contents, *J. Nucl. Mater.*, 426 (2012), 1-8.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.02.032>
2. S. Kim, Y. R. Im, S. Lee, H.C. Lee, Y. J. Oh and J. H. Hong, Effects of Alloying Elements on Mechanical and Fracture Properties of Base Metals and Simulated Heat-Affected Zones of SA 508 Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 32A (2001), 903-911.
<https://doi.org/10.1007/s11661-001-0347-8>
3. J. T. Kim, H. K. Kwon, H. S. Chang and Y. W. Park, Improvement of impact toughness of the SA 508 class 3 steel for nuclear pressure vessel through steel-making and heat-treatment practice, *Nucl. Eng. Des.*, 174 (1997), 51-58.
[https://doi.org/10.1016/S0029-5493\(97\)00068-X](https://doi.org/10.1016/S0029-5493(97)00068-X)
4. C. Lu, Y. He, Z. Gao, J. Yang, W. Jin, and Z. Xie, Microstructural evolution and mechanical characterization for the A508-3 steel before and after phase transition, *J. Nucl. Mater.*, 495 (2017), 103-110.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.08.013>
5. B. S. Lee, M. C. Kim, J. H. Yoon and J. H. Hong, Characterization of high strength and high toughness Ni-Mo-Cr low alloy steels for nuclear application, *Int. J. Pres. Ves. Pip.*, 87 (2010), 74-80.
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2009.11.001>
6. H. H. Jin, J. Kwon and C. Shin, Evolution of radiation defect and radiation hardening in heat treated SA508 Gr3 steel, *Nucl. Instrum. Meth. B*, 319 (2014), 24-28.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.11.008>
7. X. Li, J. Lei, G. Shu, and Q. Wan, A study on the microstructure and mechanical property of proton irradiated A508-3 steel, *Nucl. Instrum. Meth. B*, 350 (2015), 14-19.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.03.037>
8. J. H. Kim and E. P. Yoon, Notch position in the HAZ specimen of reactor pressure vessel steel, *J. Nucl. Mater.*, 257 (1998), 303-308.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00451-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00451-6)
9. S. Kim, S. Y. Kang, S. J. Oh, S. J. Kwon, S. Lee, J. H. Kim and J. H. Hong, Correlation of the Microstructure and Fracture Toughness of the Heat-Affected Zones of an SA 508 Steel, *Metall. Mater. Trans. A*, 31A (2000), 1107-1119.
<https://doi.org/10.1007/s11661-000-0106-2>
10. B. C. Kim, S. Lee and D. Y. Lee, Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High-Strength Low-Alloy Steel Welds, *Metall. Trans. A*, 22A (1991) 139-149.
<https://doi.org/10.1007/BF03350956>

11. S. Y. Park, Y. Kang, S. S. Kang and S.G. Lee, Effect of Post-Weld Heat Treatment Temperature on the Mechanical Properties and Microstructure of Simulated Weld Heat-Affected Zone of SA-516 Grade 70 Carbon Steel, *J. Weld. Join.* 36 (2018), 82-88.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2018.36.2.12>
12. T. W. Park, I. O. Shim, Y. W. Kim and C.Y. Kang, The effects of PWHT on the toughness of weld HAZ in Cu-containing HSLA-100 steel, *J. Korean Weld. Join.* 13(4) (1995), 55-64.
https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.Suppl_S49
13. B. Silwal, L. Li, A. Deceuster and B. Griffiths, Effect of Postweld Heat Treatment on the Toughness of Heat-Affected Zone for Grade 91 Steel, *Weld. J.*, 92 (2013), 80s-87s.
14. K. Easterling, Introduction to the physical metallurgy of welding, *Butterworth-Heinemann* (1992) 20.
15. S. G. Lee, Y. Kang, G. D. Kim and S. S. Kang, Effect of Post-Weld Heat Treatment on the Mechanical Properties and Microstructure of P-No. 1 Carbon Steels, *J. Weld. Join.* 35 (2017), 26-33.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2017.35.1.26>
16. X. J. Di, L. Cai, X. X. Xing, C. X. Chen and Z. K. Xue, Microstructure and Mechanical Properties of Inter-critical Heat-affected Zone of X80 Pipeline Steel in Simulated In-Service Welding, *Acta Metall. Sin.*, 28 (2015), 883-891.
<https://doi.org/10.1007/s40195-015-0272-2>
17. M. A. Maleque, Y. M. Poon and H. H. Masjuki, The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel, *J. Mater. Process Tech.*, 153-154 (2004), 482-487.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.391>
18. B. Hwang, D. W. Suh and S. J. Kim, Austenitizing temperature and hardenability of low-carbon boron steels, *Scripta Mater.*, 64 (2011), 1118-1120.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.03.003>
19. H. U. Hong, Technical Review on Improvement of HAZ Toughness through a Control of M-A Constituent, *J. Korean Weld. Join. Soc.* 28(3) (2010), 232-236.
<https://doi.org/10.5781/KWJS.2010.28.3.004>
20. Y. Lee, J. Moon, S. Kim and C. Lee, Correlation Between M-A Constituents and Tensile Properties in the Intercritical Coarse Grained HAZ of an Ultra Low Carbon Steel, *J. Korean Weld. Join. Soc.* 28(3) (2010), 327-331.
<https://doi.org/10.5781/KWJS.2010.28.3.099>