P-No. 1 탄소강의 기계적 특성과 미세조직에 미치는 용접후열처리의 영향

이승건^{*,†} · 강용준^{*} · 김기동^{*} · 강성식^{**}

^{*}한국기계연구원 부설 재료연구소 접합기술연구실

^{**}한국원자력안전기술원 원자력안전연구실

Effect of Post-Weld Heat Treatment on the Mechanical Properties and Microstructure of P-No. 1 Carbon Steels

Seung-Gun Lee^{*,†}, Yongjoon Kang^{*}, Gi-Dong Kim^{*} and Sung-Sik Kang^{**}

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

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

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

(Received February 1, 2017 ; Revised February 7, 2017 ; Accepted February 24, 2017)

Abstract

This study aims to investigate the suitability of requirement for post-weld heat treatment(PWHT) temperature when different P-No. materials are welded, which is defined by ASME Sec. III Code. For SA-516 Gr. 60 and SA-106 Gr. B carbon steels that are typical P-No. 1 material, simulated heat treatment were conducted for 8 h at 610°C, 650°C, 690°C, and 730°C, last two temperature falls in the temperature of PWHT for P-No. 5A low-alloy steels. Tensile and Charpy impact tests were performed for the heat-treated specimens, and then microstructure was analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy with energy-dispersive spectrometry. The Charpy impact properties deteriorated significantly mainly due to a large amount of cementite precipitation when the temperature of simulated heat treatment was 730°C. Therefore, when dissimilar metal welding is carried out for P-No. 1 carbon steel and different P-No. low alloy steel, the PWHT temperature should be carefully selected to avoid significant deterioration of impact properties for P-No. 1 carbon steel.

Key Words : P-No. 1 carbon steel, Post-weld heat treatment, Impact toughness

1. 서 론

원자력발전소에는 다양한 재료로 제작된 압력기들이 서로 용접을 통해 연결되어 있다. 용접 공정은 반복적인 팽창 및 수축으로 인해 용접 잔류응력을 발생시키고, 열영향부(HAZ)에 경(hard)하고 인성(toughness)이 낮은 미세조직을 형성시켜 기기의 건전성을 저하시킬 수 있다. 따라서 원자력발전소 안전등급 기기의 제작 기술기준인 ASME Section III, NB/NC/ND에서는 용접에 따른 열영향부의 인성 저하를 방지하기 위해 용접 후 Table 1과 같은 조건으로 용접후열처리(Post-

Weld Heat Treatment, PWHT)를 수행하도록 규정하고 있다¹⁻⁶⁾. 또한 상기 기술기준에서는 페라이트계 모재에 대해서 용접후열처리에 따른 기계적 물성 변화를 사전에 확인하기 위한 모의 열처리 시험을 수행하도록 규정하고 있어, 탄소강 기기를 용접할 경우 모재로 시험 쿠폰을 제작하여 용접후열처리 조건으로 열처리를 수행하여 기계적 물성 변화를 사전에 확인하여야 한다⁷⁻⁹⁾.

한편, 원자력발전소에는 서로 다른 재료로 제작된 두 개의 압력기기를 용접할 경우가 많은데, 상기 기술기준에서는 서로 다른 두 재료를 용접할 경우 용접후열처리는 더 높은 온도 범위를 갖는 모재를 기준으로 용접후열처리를 수행하도록 규정하고 있다. 이러한 경우 용접

Table 1 Post-weld heat treatment conditions required by ASME Sec. III, NX

P-No. (Section IX, QW-420)	Holding Temperature Range, °F(°C) [Note (1)]	Minimum Holding Time at Temperature for Weld Thickness (Nominal)			
		½ in. (13mm) or less	Over ½ in. to 2 in.(13 to 50 mm)	Over 2 in. to 5 in.(50 to 125 mm)	Over 5 in. (125 mm)
1, 3	1,100-1,250 (595-675)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	2 hr plus 15 min each additional inch (25mm) over 2 in. (50 mm)	2 hr plus 15 min each additional inch (2 hr plus 0.5 min/mm over 50 mm)
4	1,100-1,250 (595-675)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
5A, 5B, 5C, 6 except P-No. 6 Gr. 4	1,250-1,400 (675-760)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
6 Gr. 4	1,050-1,150 (565-620)				
7	1,300-1,400 (705-760)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
9A Gr. 1	1,100-1,250 (595-675)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
9B Gr. 1	1,100-1,175 (595-635)				
10F Gr. 1	1,100-1,250 (595-675)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
10I Gr. 1	1,300-1,400 (705-760)				
11A Gr. 4	1,000-1,050 (540-565)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in. (2 min/mm)
15E Gr. 1	1,350-1,425 (730-775)	30 min	1 hr/in (2 min/mm)	1 hr/in (2 min/mm)	5 hr plus 15 min each additional inch (5 hr plus 0.5 min/mm over 125 mm)
P-Nos. 8, 34, 42, 43, 45, and hard surfacing on P-No. 1 base metal whose reported carbon content is not more than 0.30%	PWHT neither required nor prohibited				

후열처리 온도가 낮은 재료의 기계적 성질이 저하될 가능성이 크므로 사전 모의 열처리 시험을 통해 높은 온도의 용접후열처리 조건에 대한 적절성을 반드시 확인해야 한다. 예를 들어 배관 재료(P-No. 1)와 밸브몸체 재료(P-No. 5A)를 용접할 경우 용접후열처리 온도가 상대적으로 높은 밸브몸체 재료(P-No. 5A)의 용접후열처리 조건을 적용해야 하는데, 이러한 경우 배관 재료는 기계적 성질이 저하되는 문제가 발생할 수 있으므로 용접후열처리 조건에 대한 적절성을 사전에 확인해야 한다.

본 연구에서는 P-No. 1 탄소강과 P-No. 5A 저합금강이 용접될 때를 가정하여 용접후열처리 온도를 P-No. 5A에 맞춰 모의 열처리 시험을 수행하였다. 또한 용접후

열처리에 따른 기계적 물성 및 미세조직 변화를 관찰하여 원자력 발전소에서 빈번히 사용되는 P-No. 1 탄소강에 대한 용접후열처리 온도의 적절성을 확인하고자 한다.

2 실험 방법

2.1 실험재료

용접후열처리에 따른 P-No. 1 탄소강의 기계적 성질의 변화를 확인하기 위하여 P-No. 1 재료 특성을 대표하며, 원전에서 빈번히 사용되는 SA-516 Gr. 60(50mm t) 및 SA-106 Gr. B(46mm t)를 대상으로 모의 열처리 및 기계적 시험을 수행하였다. 참고로 SA-516은 '중, 저온 압력용기용 탄소강 판'이고, SA-106은 '고온용 이

Table 2 Chemical composition of the steels used (wt%)

Steel	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	Al
SA-516 Gr. 60	Bal.	0.15	0.32	1.06	0.017	0.005	0.23	0.01	0.01	-	0.013	0.028
SA-106 Gr. B	Bal.	0.17	0.36	0.64	0.013	0.004	0.11	0.09	0.15	0.06	-	0.033

음매 없는 탄소강 관'이며, 해당 재료들은 용접절차인정을 위해 모재를 화학조성에 따라 구분할 때 P-No. 1 모재로 구분된다. 판재인 SA-516 Gr. 60은 열간 압연 후 890℃에서 소준(normalized)된 상태로 제작된 재료이며, 판재인 SA-106 Gr. B은 열간마무리(hot-finished) 상태로 제작된 재료이다.

화학조성을 확인하기 위하여 OES(Optical Emission Spectroscopy)를 이용하여 분석하였고, Table 2에 화학조성 결과를 나타내었다.

2.2 모의 열처리 시험

용접후열처리에 따른 모재의 기계적 물성을 확인하기 위하여 모의 열처리 시험 온도는 Table 1에서 제시하는 P-No. 1의 용접후열처리 온도 범위(595~675℃) 및 P-No. 5A의 용접후열처리 온도 범위(675~760℃)에서 각각 2개의 온도를 선정하여 610℃, 650℃, 690℃, 730℃로 하였다. 또한 기기의 제작 기술기준인 ASME Section III에 제시된 요건에 따라 Fig. 1과 같이 가열 속도, 유지시간 및 냉각속도를 선정하였다.

한편 Fig. 2와 같이 본 시험의 가열 조건에서 DSC (Differential Scanning Calorimetry) 분석을 실시한 결과, 모의 열처리 온도는 SA-516 Gr. 60(A_1 : 733℃) 및 SA-106 Gr. B(A_1 : 734℃)의 A_1 온도를 초과하지 않는 것을 확인할 수 있었다.

2.3 기계적 특성 평가 및 미세조직 분석

모의 열처리 전과 후 재료를 대상으로 Fig. 3과 같이 시편을 채취하여 ASME Section II, SA-370에 따라

Fig. 1 Schematic illustration of thermal history for simulated post-weld heat treatment **Fig. 2** DSC curves obtained during continuous heating at heating rate of 1.7°C/min from 427 to 750°C: (a) SA-516 Gr. 60 and (b) SA-106 Gr. B **Fig. 3** (a) location of tensile and impact test specimens and (b) their dimensions

인장시험 및 Charpy 충격시험을 수행하였다. 이때, 인장시험은 상온에서 수행하였으며, Charpy 충격시험은 3℃의 온도에서 실시하였다.

미세조직 분석을 위해 광학현미경(optical microscopy, OM), 주사전자현미경(scanning electron microscopy, SEM)을 사용하였으며, 시편은 표면 연마 후 3% Nital 용액으로 에칭(etching) 하였다. 또한 영상분석기(image analyzer)를 이용하여 페라이트 결정립 크기를 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 4는 모의 열처리에 따른 재료의 인장 특성 변화를 나타낸 것이다. 그림에서와 같이 모의 열처리 전 SA-516 Gr. 60의 항복강도 및 인장강도는 각각 327 MPa, 502 MPa 이며, SA-106 Gr. B의 항복강도 및 인장강도는 각각 304 MPa, 495 MPa이다. 모의 열처리를 수행한 결과 두 재료 모두 인장 강도가 감소하였으며, 모의 열처리 온도가 높아질수록 감소 정도가 증가함을 확인할 수 있었다.

Fig. 5는 모의 열처리에 따른 재료의 충격 특성 변화를 나타낸 것이다. 그림에서와 같이 두 재료 모두 충격 특성인 횡팽창량 및 흡수에너지가 모의 열처리 온도가 증가할수록 감소하는 것을 확인할 수 있었다. 특히 P-No. 5A의 용접후열처리 온도 범위에 해당되는 73 0℃에서는 두 재료 모두 충격 특성이 급격하게 저하되는 것이 확인되었다. 또한 SA-516 Gr. 60 및 SA-106 Gr. B의 충격시험 파단면을 관찰한 결과 Fig. 6 과 같이 연성(ductile) 파괴와 취성(brittle) 파괴가 발생하는 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 7은 모의 열처리 전 두 재료의 미세조직 관찰 결과를 나타낸 것으로, 두 재료 모두 페라이트와 펄라

Fig. 4 Tensile strength of the steels as a function of post-weld heat treatment temperature

이트로 구성되어 있다. SA-516 Gr. 60의 경우 열간 압연 후 소준 상태로 제작되었기 때문에, 미세한 결정립의

Fig. 5 Charpy impact properties of the steels as a function of post-weld heat treatment temperature: (a) lateral expansion and (b) impact energy

Fig. 6 SEM fractographs of the steels: (a) SA-516 Gr. 60 and (b) SA-106 Gr. B

Fig. 7 Optical micrographs of the steels: (a) SA-516 Gr. 60 and (b) SA-106 Gr. B

페라이트와 밴드(band) 형태로 배열된 펄라이트가 관찰된 반면, 열간마무리(hot-finished) 상태로 제작된 SA-106 Gr. B의 경우 상대적으로 조대한 결정립의 페라이트와 펄라이트가 관찰되었다. 모의 열처리 전 각 재료의 펄라이트 영역에서의 경도를 측정해 본 결과 SA-516 Gr. 60의 평균값은 229.0 Hv이며, SA-106 Gr. B의 평균값은 256.7 Hv로 확인되었다.

따라서, Fig. 5에서와 같이 모의 열처리 전 두 재료의 횡팽창량 및 흡수에너지가 차이를 보이는 것은 두 재료 간에 페라이트 상의 결정립 크기 및 펄라이트 상의 경도 차이가 파괴 양상의 변화를 유발한 것으로 사료된다(10-13).

Figs. 8-10과 14에 화살표로 표시한 바와 같이 모의 열처리 후에는 새롭게 생성된 상(phase)이 관찰되었고,

Fig. 8 Optical micrographs of SA-516 Gr. 60 with a post-weld heat treatment at (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 9 Optical micrographs of SA-106 Gr. B with a post-weld heat treatment at (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

특히 P-No. 5A의 용접후열처리 온도 범위에 해당되는 730 °C에서는 새롭게 생성된 상의 분율과 크기가 현저하게 증가하는 것으로 보였으며, Fig. 10에 나타난 바와 같이 결정립계를 따라 film 혹은 massive 형태로 존재하였다.

새롭게 생성된 상에 대한 EDS 분석 결과를 Figs. 11과 12에 나타내었다. 해당 상의 크기가 작아서 정확한 정량 분석은 어려웠으나, 기지(matrix) 조직에 비해 탄소 함량이 상당히 높은 것을 확인할 수 있었으며, 따라서 새롭게 생성된 상은 고온에서 석출된 시멘타이트(cementite)로 판단된다. 또한 Fig. 13의 파단면에서 관찰되는 바와 같이 모의 열처리에 따라 석출된 시멘타이트가 충격 특성 감소를 유발한 주된 원인으로 사료된다.

Fig. 10 Higher magnification optical micrographs of the steels with a post-weld heat treatment at 730 °C: (a) SA-516 Gr. 60 and (b) SA-106 Gr. B

Fig. 11 Results of SEM-EDS analysis of newly formed phase in SA-516 Gr. 60 after post-weld heat treatment at 730 °C: (a) SEM image; EDS spectra from (b) point 1 and (c) point 2 shown in (a)

Fig. 12 Results of SEM-EDS analysis of newly formed phase in SA-106 Gr. B after post-weld heat treatment at 730 °C: (a) SEM image; EDS spectra from (b) point 1 and (c) point 2 shown in (a)

Fig. 13 (a) fracture surface of SA-106 Gr. B with a post-weld heat treatment at 610°C and (b) EDS analysis of the cementite taken from the rectangular area in (a)

Fig. 14 SEM micrographs of the steels: (a, c) microstructure (as-received) of SA-516 Gr. 60 and SA-106 Gr. B; (b, d) microstructure (post-weld heat treatment at 730°C) of SA-516 Gr. 60 and SA-106 Gr. B

한편, Fig. 14에 나타난 바와 같이 모의 열처리 온도가 730°C일 때 펄라이트의 구상화가 상당히 진행되었음을 확인할 수 있었다. 모의 열처리 후 구상화된 펄라이트에 대한 경도를 측정된 결과, SA-516 Gr. 60의 경우 평균값이 166.0 Hv였고 SA-106 Gr. B의 경우 207.7 Hv로, 모의 열처리 전과 비교해서 각각 63.0 Hv와 49.0Hv 감소하는 것으로 확인되었다. 따라서 모의 열처리 온도가 730°C 일 때 시멘타이트의 석출량이 현저하게 증가하는 것은 펄라이트 조직 내의 시멘타이트가 구상화되면서 일부 용해된 후 결정립계에서 석출하였기 때문인 것으로 사료되며^{14,15)}, 이로 인해 충격 특성의 감소가 더 급격하게 나타나는 것으로 보인다(Fig. 5).

Figs. 15와 16에 모의 열처리에 따른 페라이트 결정립 크기의 변화를 나타내었다. SA-516 Gr. 60의 페라이트 결정립 크기는 큰 변화가 관찰되지 않은 반면 SA-106 Gr. B의 경우 페라이트 결정립 성장이 발생한 것으로 확인되었다. SA-516 Gr. 60의 경우 관재의 제조 공정 중 높은 변형량으로 인해 증가된 축적에너지(stored energy)가 고온에서 회복(recovery)의 구동력(driving force)으로 작용하였기 때문에 페라이트 결정립 성장이 지연된 것으로 생각된다^{16,17)}. 따라서 SA-106 Gr. B의 경우 모의 열처리로 인한 페라이트 결정립 성장 효과가 추가되어 SA-516 Gr. 60에 비해 충격 특성의 감소가 더 큰 것으로 보인다(Fig. 5).

Fig. 15 Ferrite grain size distribution of SA-516 Gr. 60 : (a) as-received; post-weld heat treated at (b) 610°C, (c) 650°C, (d) 690°C, and (e) 730°C

Fig. 16 Ferrite grain size distribution of SA-106 Gr. B : (a) as-received; post-weld heat treated at (b) 610 °C, (c) 650 °C, (d) 690 °C, and (e) 730 °C

4. 결 론

P-No. 1 탄소강(SA-516 Gr. 60, SA-106 Gr. B)를 대상으로 모의 열처리에 따른 기계적 특성 및 미세조직의 변화를 관찰하였고, 다음의 결론을 도출하였다.

1) 인장시험을 통해 도출된 인장강도는 모의 열처리 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향을 보였다.

2) 충격시험을 통해 도출된 횡편향량 및 흡수에너지는 모의 열처리 온도가 증가함에 따라 감소하였고, 730 °C의 모의 열처리 온도에서 현저히 감소하였다.

3) 모의 열처리에 따라 석출된 시멘타이트가 충격 특성 감소를 유발한 주된 원인으로 보이며, 특히 모의 열처리 온도가 730 °C일 때 시멘타이트의 석출량이 현저하게 증가하기 때문에 충격 특성이 급격하게 감소하는 것으로 사료된다. 또한 SA-106 Gr. B는 모의 열처리로 인한 페라이트 결정립 성장 효과가 추가되어 SA-516 Gr. 60에 비해 충격 특성의 감소가 더 큰 것으로 보인다.

4) 따라서 P-No. 1 탄소강을 P-No. 5A 등의 저합금강과 용접할 경우, 기술기준에 따른 용접후열처리 요건을 적용하게 될 때 기계적 물성 저하가 발생할 수 있으므로 용접후열처리 온도를 700 °C 미만으로 가급적 낮게 선택하거나, 용접설계 시 버터링을 고려하여 버터링 및 본 용접 후 각각 용접후열처리를 수행하는 것이 인성 저하를 방지할 수 있을 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 원자력안전위원회와 원자력안전재단의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

References

1. G.M. Evans, The Effect of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits, *Weld. J.*, 65-12 (1986), 326s-334s
2. A.G. Olabi and M.S.J. Hashmi, The Effect of Post-Weld Heat-Treatment on Mechanical-Properties and Residual-Stresses Mapping in Welded Structural Steel, *J. Mater. Process Tech.*, 55 (1995), 117-122
3. H.-T. Kim and S.-C. Kil, Trends of Welding Technologies (Heat Treatment), *Journal of KWS*, 21 (6) (2003), 3-11 (in Korean)
4. S.-S. Kang and Y.-J. Lee, Procedure of PWHT in Actual Welding Industry, *Journal of KWS*, 21 (6) (2003), 12-15 (in Korean)
5. S.-S. Kang and Y.-J. Lee, PWHT of Joint in Dissimilar Materials, *Journal of KWS*, 21 (6) (2003), 16-19(in Korean)
6. S. Paddea, J.A. Francis, A.M. Paradowska, P.J. Bouchard and I.A. Shibli, Residual Stress Distributions in a P91 Steel-Pipe Girth Weld before and after Post Weld Heat Treatment, *Mat. Sci. Eng. A*, 534 (2012), 663-672
7. 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
8. Y.-S. Ahn, H.-D. Kim, T.-S. Byun, Y.-J. Oh, G.-M. Kim and J.-H. Hong, Application of Intercritical Heat Treatment

- to Improve Toughness of SA508 Cl.3 Reactor Pressure Vessel Steel, *Nuclear Engineering and Design*, 194 (1999), 161-177
9. B.K. Choudhary, C. Phaniraj, K. Bhanu Sankara Rao and S.L. Mannan, Creep Deformation Behaviour and Kinetic Aspects of 9Cr-1Mo Ferritic Steel, *ISIJ Int.*, 41 (2001), s73-s80
 10. D. Lonsdale and P.E.J. Flewitt, The Role of Grain Size on the Ductile-Brittle Transition of a 2.25 Pct Cr-1 Pct Mo Steel, *Metall. Trans. A*, 9 (1978), 1619-1623
 11. Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim and N.J. Kim, Effect of Microstructure on the Yield Ratio and Low Temperature Toughness of Linepipe Steels, *ISIJ Int.*, 42 (2002), 1571- 1577
 12. B. Hwang, Y.G. Kim, S. Lee, Y.M. Kim, N.J. Kim and J.Y. Yoo, Effective Grain Size and Charpy Impact Properties of High-Toughness X70 Pipeline Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 36 (2005), 2107-2114
 13. H. Qiu, T. Hanamura and S. Torizuka, Influence of Grain Size on the Ductile Fracture Toughness of Ferritic Steel, *ISIJ Int.*, 54 (2014), 1958-1964
 14. A. Cabral, A.W. Thompson, I.M. Bernstein and D.H. Stone, The Thermal Fatigue Behavior of Near-eutectoid Steel, *Materials Science and Engineering*, 93 (1987), 73-82
 15. Y. Peng, H. Xu and M. Zhang, Effects of Simulated On-Fire Processing Conditions on the Microstructure and Mechanical Performance of Q345R Steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 23 (2016), 49-56
 16. R. Song, D. Ponge, D. Raabe and R. Kaspar, Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C-Mn Steel and their Evolution during Warm Deformation and Annealing, *Acta Mater.*, 53 (2005), 845-858
 17. A. Karmakar, M. Mandal, A. Mandal, M. B. Sk, S. Mukherjee and D. Chakrabarti, Effect of Starting Microstructure on the Grain Refinement in Cold-Rolled Low-Carbon Steel During Annealing at Two Different Heating Rates, *Metall. Mater. Trans. A*, 47 (2016), 268-281