SA-516 Grade 70 탄소강 재현 용접 열 영향부의 기계적 특성과 미세조직에 미치는 용접후열처리 온도의 영향

박소영* · 강용준* · 강성식** · 이승건*,†

*한국기계연구원 부설 재료연구소 접합기술연구실

**한국원자력안전기술원 원자력안전연구실

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

So-Young Park*, Yongjoon Kang*, Sung-Sik Kang**, and Seung-Gun Lee*,†

*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 April 4, 2018 ; Revised April 16, 2018 ; Accepted April 23, 2018)

Abstract

The effect of post-weld heat treatment (PWHT) temperature on the mechanical properties of the heat-affected zone (HAZ) of P-No. 1 carbon steel was investigated by taking into account the change of the microstructure. SA-516 Gr. 70 plate was employed as the P-No. 1 carbon steel, 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 base metal and simulated HAZ specimens were heat treated in a furnace at 610, 650, 690, and 730°C for 8 hours. The impact toughness of ICHAZ, FGHAZ, and CGHAZ improved significantly when the PWHT temperature was 690°C or below. However, when the PWHT temperature was 730°C, pearlite transformation occurred partially, and the mechanical properties deteriorated in all specimens with the exception of the simulated CGHAZ specimen. Therefore, the PWHT temperature should be below A_1 of carbon steel to avoid the reduction of impact toughness of the carbon steel HAZ.

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

1. 서 론

원자력발전소 기기의 제작 및 설치 시 강재에 대한 용접은 필수적으로 수행된다. 그러나 용접 공정 중에는 용접부 주변에 형성되는 급격한 온도구배와 용접 구조물의 구속 조건에 의해 잔류응력이 발생하게 되며, 용접 열에 의해 상변태가 발생하여 용접 열영향부(heat-affected zone, HAZ)의 충격인성이 저하되는 문제가 있다. 이러한 문제를 방지하고 용접 구조물의 건전성을 확보

하기 위해 원전 기기 제작 기술기준인 ASME Section III NX-4620에서는 용접후열처리(post-weld heat treatment, PWHT)를 요구하고 있으며, 실제로 많은 연구를 통해 PWHT가 용접 잔류응력을 완화시키고 HAZ의 인성을 향상시키는 효과가 있다고 보고된 바 있다¹⁻³⁾.

용접 HAZ의 기계적 특성은 PWHT 온도에 따라 크게 달라질 수 있기 때문에 적절한 PWHT 조건을 적용하는 것이 매우 중요하다^{3,4)}. 따라서 ASME Section III Table NX-4622.1-1에서는 화학조성별로 모재를

그룹핑하여 PWHT 온도 및 최소 유지시간을 규정하고 있다. 이에 따르면 원전 압력기기에 대표적으로 사용되고 있는 P-No. 1 탄소강 및 P-No. 5A 저합금강에 대한 PWHT 온도는 각각 595~675℃ 및 675~760℃로 규정하고 있다.

한편 이중 강재 용접부에 대한 PWHT 시에는 ASME Section III NX-4622.5에 따라 각 강재의 PWHT 온도 범위 중 높은 범위를 적용해야 한다. 앞서 언급한 P-No. 1 탄소강과 P-No. 5A 저합금강의 이중 용접부는 675~760℃의 범위에서 PWHT를 수행해야 하며, 이 경우 탄소강에 대한 PWHT 온도가 상승되어 HAZ의 기계적 특성이 저하될 수 있으므로 사전에 기계적 특성 저하 정도를 확인하여야 한다.

본 연구에서는 PWHT 온도의 증가가 P-No. 1 탄소강 용접 HAZ의 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하였다. P-No. 1 탄소강으로 SA-516 Gr. 70을 사용하였으며, Gleeble을 이용하여 용접 HAZ를 재현하였다. 재현 용접 HAZ에 대하여 610℃, 650℃, 690℃, 730℃의 온도에서 8시간동안 PWHT를 실시한 후 PWHT 온도 증가에 따른 기계적 특성 및 미세조직 변화를 분석하였다.

2. 실험 방법

2.1 실험재료

본 연구에 사용된 재료는 SA-516 Gr. 70으로, ASME 기술기준에서 P-No. 1로 지정된 압력용기용 탄소강 판이다. 열간압연을 통해 최종 25mm의 두께를 가지며, 890℃에서 22분 유지한 후 소준(normalizing)된 상태로 제조되었다. 광학발광분석기(optical emission spectroscopy)를 이용한 화학조성 분석 결과를 Table 1에 나타내었다.

2.2 용접 열 영향부 재현

실험재료로부터 11mm×11mm×55mm 치수의 시편을 길이 방향이 재료의 압연 방향과 수직하게 하여 채취한 후 Gleeble을 이용하여 용접 열 사이클을 재현하였다. 일반적으로 탄소강의 용접 HAZ는 열사이클의 최고온도(peak temperature, T_p)가 오스테나이트 영역, 즉 Ac_3 이상인 coarse-grained HAZ (CGHAZ)와 fine-

grained HAZ (FGHAZ), 오스테나이트와 페라이트 이상 영역, 즉 Ac_1 과 Ac_3 사이인 intercritical HAZ (ICHAZ), 페라이트 영역, 즉 Ac_1 이하인 subcritical HAZ (SCHAZ)로 분류된다⁵⁾. 100℃/sec의 승온조건으로 딜라토미터 시험 결과, 본 연구에 사용된 재료의 Ac_1 과 Ac_3 는 각각 약 747℃와 874℃로 확인되었다. 따라서 본 연구에서는 CGHAZ, FGHAZ, ICHAZ, SCHAZ를 재현하기 위해 열 사이클의 T_p 를 각각 1350℃, 900℃, 810℃, 650℃로 선정하였다. 또한, 현장의 용접조건을 반영하여 200℃의 예열 온도와 30kJ/cm의 입열량 조건을 선정한 후, Eq. 1의 3차원 열전달을 고려한 Rosenthal 식을 이용하여 용접 열 사이클을 계산하였으며⁶⁾, 계산 결과를 Fig. 1에 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 열 사이클의 온도 및 시간이며, T_0 는 용접 전 재료의 온도(즉, 예열온도), q/v 는 입열량, λ 는 재료의 열전도도(thermal conductivity), a 는 재료의 열확산도(thermal diffusivity), r 은 용접 열원으로부터의 거리를 각각 나타낸다.

2.3 용접후열처리

PWHT는 ASME 기술기준에서 규정한 온도 및 시간에 따라 수행하였다. 모재 (base metal) 및 재현 용접 HAZ 시편을 열처리로에 장입한 후 610℃, 650℃, 690℃, 730℃의 온도에서 8시간동안 유지하였다. 여

Fig. 1 Thermal cycles used for simulation of weld HAZ

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

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Fe
0.17	1.03	0.35	0.005	0.004	0.01	0.23	0.21	0.03	Bal.

Fig. 2 Temperature histories measured at the surface of the specimens during the heat treatment

기서 610°C와 650°C는 ASME 기술기준에 따라 P-No. 1 탄소강 용접부에 적용하는 PWHT 온도 범위에 있으며, 690°C와 730°C는 P-No. 5A 저합금강과의 이종 용접부에 적용하는 PWHT 온도 범위에 해당된다. Fig. 2는 시편에 열전대를 부착하여 열처리 중 시편의 온도를 측정한 결과이며, ASME Section III NX-4623에서 제시하고 있는 PWHT의 가열 및 냉각 속도 요건을 만족하였다.

2.4 기계적 특성 평가 및 미세조직 분석

PWHT 온도 증가에 따른 용접 HAZ의 기계적 특성 변화를 평가하기 위해 경도와 충격인성을 평가하였다. 경도는 비커스경도계를 이용하여 1.96N의 하중으로 상온에서 10회 측정 후 평균값을 구하였으며, 충격인성은 ASME SA-370에 따라 Charpy 충격시험기를 이용하여 3°C에서 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

Fig. 3은 PWHT에 따른 모재 및 재현 용접 HAZ의 기계적 특성 변화를 나타낸 것이다. PWHT 전 CGHAZ가 가장 높은 경도와 낮은 충격인성을 보이는 것으로 확인되었다. 기존 다수의 연구에서도 CGHAZ가 용접 HAZ에서 인성이 가장 낮은 국부취화영역(local brittle zone)으로 작용한다고 보고된 바 있으며^{5,7,8)}, 본 연구에서도 동일한 결과를 관찰하였다. PWHT 후 ICHAZ,

(a)

(b)

Fig. 3 Mechanical properties of the base metal and simulated weld HAZ as a function of the PWHT temperature: (a) hardness and (b) impact energy

FGHAZ, CGHAZ의 경도는 감소하였으며, 특히 CGHAZ에서 큰 폭으로 감소하는 것으로 확인되었다. 또한 ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ의 충격인성은 730°C의 PWHT 조건을 제외하고 PWHT 온도가 높아짐에 따라 증가하였고, 특히 CGHAZ에서 향상되는 정도가 가장 두드러졌다. 하지만 730°C의 PWHT 온도에서는 CGHAZ를 제외한 모든 시편의 충격인성이 PWHT 전에 비해 감소하였다. 모재 및 SCHAZ의 경우 PWHT 온도에 관계없이 경도와 충격인성이 모두 감소하는 것으로 관찰되었다.

PWHT 전 모재 및 재현 용접 HAZ의 미세조직을 Fig. 4와 5에 나타내었다. 모재는 페라이트와 펄라이트의 밴드 조직을 보였으며, SCHAZ의 경우 재현을 위한 T_p (650°C)가 Ac_1 이하이므로 열 사이클에 의한 상변태가 발생하지 않아 모재와 미세조직의 차이를 보이지 않았다. ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ의 경우 상변태에 의해 미세조직이 모재 및 SCHAZ와 매우 상이하게 나타났다. ICHAZ는 열 사이클의 T_p (810°C)가 오스테나이트와 페라이트 이상영역인 Ac_1 과 Ac_3 사이이므로 펄라이트-오스테나이트 변태 후 냉각을 통해 형성된 M/A (martensite-

austenite) 상, 베이나이트, degenerated 펄라이트 등 미세한 크기의 제2상(second phase)이 발달하였으며, 열 사이클의 영향을 받지 않은 상대적으로 조대한 페라이트가 존재하였다. FGHAZ와 CGHAZ는 열 사이클

Fig. 4 Low magnification SEM micrographs of the base metal and simulated weld HAZ before the PWHT: (a) base metal, (b) SCHAZ, (c) ICHAZ, (d) FGHAZ, and (e) CGHAZ

Fig. 5 High magnification SEM micrographs of the base metal and simulated weld HAZ before the PWHT: (a) base metal, (b) SCHAZ, (c) ICHAZ, (d) FGHAZ, and (e) CGHAZ (P: pearlite, F: ferrite, B: bainite, M/A: martensite/austenite constituent, DP: degenerated pearlite)

의 T_p (900℃, 1350℃)가 A_{c3} 이상, 즉 오스테나이트 영역이므로 가열 중 완전 오스테나이트화되기 때문에 비교적 균일한 미세조직을 보였으나, 이들의 미세조직은 T_p 의 차이에 의해 크게 다르게 나타났다. T_p 가 상승함에 따라 오스테나이트 결정립 크기는 증가하며 이에 따라 핵생성 장소로 작용하는 오스테나이트 결정립계의 면적은 감소하게 되므로 경화능이 증가하게 된다⁹⁾. 따라서 FGHAZ에는 M-A 상, 베이나이트 등의 제2상과 페라이트가 미세하고 균일하게 분포되었으며, 경화능이 큰 CGHAZ에서는 베이나이트 조직이 주로 관찰되었다. CGHAZ의 경우 베이나이트 조직이 발달함에 따라 높은 경도와 낮은 충격인성을 보이는 것으로 판단된다⁷⁾.

Fig. 6과 7은 PWHT 온도 변화에 따른 모재의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. 690℃이하의 PWHT 온도에서 펄라이트의 구상화 및 입계 시멘타이트의 석출이 관찰되었으며, PWHT 온도가 상승함에 따라 구상화 정

Fig. 6 Low magnification SEM micrographs of the base metal PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C

Fig. 7 High magnification SEM micrographs of the base metal PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C (P: pearlite, F: ferrite, Cm: cementite)

도가 향상되면서 입계 시멘타이트의 분율 및 크기가 증가하는 것으로 확인되었다. PWHT 온도가 690°C 이하일 때 모재의 경도가 감소하는 것은 펄라이트의 구상화로 인한 연화가 주된 원인으로 보이며, 충격 특성의 감소는 취성특성이 있는 입계 시멘타이트의 석출에 기인한 것으로 판단된다. 펄라이트의 구상화 및 입계 시멘타이트 석출에 의한 탄소강 모재의 기계적 특성 감소는 최근 연구에서도 확인된 바 있다¹⁰⁾. 한편 PWHT 온도가 730°C일 때는 구상화 되지 않은 층상구조의 펄라이트가 형성되었는데, 이것은 기존의 펄라이트가 730°C에서 오스테나이트로 변태한 후 느린 냉각 속도(Fig. 2)에 의해 층상간격(interlamellar spacing)이 큰 새로운 펄라이트가 생성된 것으로 생각되며, 이로 인해 경도 및 충격인성이 PWHT 전 대비 감소한 것으로 판단된다¹¹⁾. 730°C에서 형성된 오스테나이트는 탄소의 고용도가 크므로 석출되는 입계 시멘타이트의 양은 다른 PWHT

조건 대비 감소하는 것으로 관찰되었다.

Fig. 8과 9는 PWHT 온도변화에 따른 SCHAZ의 미세조직 변화 양상을 나타낸 것으로, SCHAZ는 모재와 유사한 미세조직이 관찰되었다. PWHT 온도가 690°C 이하일 때는 펄라이트의 구상화와 입계 시멘타이트의 석출이 관찰되었으며, PWHT 온도가 730°C일 때는 상변태에 의해 펄라이트가 생성되는 것으로 확인되었다.

Fig. 10과 11은 PWHT 온도변화에 따른 ICHAZ의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. Fig. 11에서 점선의 원으로 표시한 바와 같이 690°C 이하의 PWHT 온도에서 M-A 상 등 탄소 함량이 높은 제2상이 분해되면서 미세한 탄화물이 밀집하여 석출되는 것으로 관찰되었다. 이와 같이 경도가 높고 취성이 큰 제2상의 분해에 의해 경도가 감소하고 충격인성이 증가한 것으로 판단된다¹⁾. PWHT에 의한 입계 시멘타이트의 석출도 관찰되었으나, 결정립 크기가 작고 결정립계의 면적이 넓으

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

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

Fig. 9 High magnification SEM micrographs of the SCHAZ PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C (P: pearlite, F: ferrite, Cm: cementite)

Fig. 11 High magnification SEM micrographs of the ICHAZ PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C (P: pearlite, F: ferrite, Cm: cementite)

므로 탄소의 확산이 용이하게 되어 결정립계를 따라 크게 분산된 형태를 보였으며, 이에 따라 충격인성 저하에 미치는 영향은 미미한 것으로 생각된다. PWHT 온도가 730℃일 때는 모재 및 SCHAZ와 마찬가지로 상변태에 의해 펄라이트가 형성되어 PWHT 전 대비 경도 및 충격인성이 감소한 것으로 보인다.

Fig. 12와 13은 PWHT 온도변화에 따른 FCGHAZ의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. 그림에서 보듯이 PWHT에 따른 FCGHAZ의 미세조직 변화 양상은 ICGHAZ의 경우와 유사하게 나타났다. PWHT 온도가 690℃이하일 때는 M-A 상 등의 제2상이 분해되면서 형성되는 미세한 탄화물의 집합체(aggregate)와 결정립계를 따라 불연속적인 형태로 석출되는 입계 시멘타이트가 관찰되었으며, PWHT 온도가 730℃일 때는 상변태에 의해 펄라이트가 생성되는 것으로 확인되었다.

Fig. 14와 15는 PWHT 온도변화에 따른 CGHAZ의

미세조직 변화를 나타낸 것이다. 690℃이하의 PWHT 조건에서는 템퍼링 (tempering) 효과에 의해 미세한 탄화물이 래스(lath) 경계 등에서 석출되는 것으로 관찰되었다. 즉, PWHT에 의해 CGHAZ에서 템퍼드 베이나이트 조직이 발달함에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 크게 향상된 것으로 판단된다¹²⁾. PWHT 온도가 730℃일 때는 상변태에 의해 펄라이트가 생성되어 다른 PWHT 온도에 비해 충격인성이 낮은 것으로 확인되었다.

4. 결 론

본 연구에서는 PWHT 온도의 증가가 P-No. 1 탄소강 용접 HAZ의 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하였다. P-No. 1 탄소강으로 SA-516 Gr. 70을 사용하였으며, Gleeble를 이용하여 용접 HAZ를 재현한 후

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

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

Fig. 13 High magnification SEM micrographs of the FCGHAZ PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C (P: pearlite, F: ferrite, Cm: cementite)

Fig. 15 High magnification SEM micrographs of the CGHAZ PWHTed at: (a) 610 °C, (b) 650 °C, (c) 690 °C, and (d) 730 °C (P: pearlite, TB: tempered bainite)

ASME 기술기준에 따라 610℃, 650℃, 690℃ 및 730℃의 온도에서 8시간동안 유지하였다. PWHT 온도 증가에 따른 모재 및 재현 용접 HAZ의 기계적 특성 및 미세조직 변화를 분석하였으며, 주요 결과는 아래와 같다.

1) 경도는 모재 및 재현 용접 HAZ의 모든 시편에서 PWHT 온도에 관계없이 감소하였다. 충격인성의 경우 모재 및 SCHAZ는 PWHT 온도에 관계없이 감소하였으나, ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ는 730℃의 PWHT 조건을 제외하고 PWHT 온도가 높아짐에 따라 증가하는 것으로 확인되었다. 한편 730℃의 PWHT 온도에서는 CGHAZ를 제외한 모든 시편의 충격인성이 PWHT 전에 비해 감소하는 것으로 확인되었다.

2) PWHT 온도가 690℃이하일 때 모재 및 SCHAZ는 펄라이트의 구상화와 입계 시멘타이트의 석출에 의해 경도 및 충격인성이 감소한 것으로 판단되며, ICHAZ 및 FGHAZ는 M-A 상 등 제2상의 분해에 의해 경도가 감소하고 충격인성이 증가한 것으로 보인다. 한편 CGHAZ는 템퍼드 베이나이트 조직이 발달함에 따라 경도가 감소하고 충격인성이 크게 향상된 것으로 판단된다.

3) PWHT 온도가 730℃일 때는 상변태에 의해 펄라이트가 생성되어 CGHAZ를 제외한 모든 시편의 기계적 성질이 저하된 것으로 판단된다.

4) 탄소강 용접 HAZ의 충격인성 저하를 방지하기 위해서는 PWHT 시 상변태에 의한 펄라이트 생성을 피해야 할 것으로 사료된다. 따라서 ASME 기술기준에 따라 P-No. 1 탄소강과 P-No. 5A 저합금강의 이중 용접부를 대상으로 PWHT를 실시할 경우, PWHT 온도가 탄소강의 A₁ 온도를 초과하지 않아야 할 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 원자력안전위원회의 재원으로 한국원자력안전재단의 지원을 받아 수행한 원자력안전연구사업의 연구결과입니다. (No. 1305003)

ORCID: So-Young Park: <http://orcid.org/0000-0002-7919-8595>

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

ORCID: Seung-Gun Lee: <http://orcid.org/0000-0001-6030-2703>

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. P. Dong, S. Song, and J. Zhang, Analysis of Residual Stress Relief Mechanisms in Post-Weld Heat Treatment, *Int. J. Pres. Ves. Pip.*, 122 (2014), 6-14
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.06.002>
3. 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, *Journal of KWS*, 13(4) (1995), 55-64
4. 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
5. M. Lomozik, Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels, *Weld. Int.*, 14(11) (2000), 845-850
<https://doi.org/10.1080/09507110009549281>
6. K. Easterling, *Introduction to the physical metallurgy of welding*, (1983), 20
7. Y. Zhang, H. Zhang, J. Li, and W. Liu, Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels, *J. Iron Steel Res. Int.*, 16(5) (2009), 73-80
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60014-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60014-3)
8. L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao, and L. Du, Analysis of Microstructural Variation and Mechanical Behaviors in Submerged Arc Welded Joint of High Strength Low Carbon Bainitic Steel, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, 558 (2012), 592-601
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.057>
9. 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>
10. 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, *Journal of Welding and Joining*, 35 (2017), 26-33
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2017.35.1.26>
11. S.-I. Lee, J.-Y. Kang, S.-Y. Lee, and B. Hwang, Effect of Microstructural Factors on Strength and Ductility in Hypoeutectoid Steels with Ferrite-Pearlite Structure, *J. of the Korean Society for Heat Treatment*, 29(1) (2016), 8-14
<http://dx.doi.org/10.12656/jksht.2016.29.1.8>
12. N. Saeidi and A. Ekrami, Impact properties of tempered bainite-ferrite dual phase steels, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, 527 (2010), 5575-5581
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.015>