재열균열완화를 위한 스테인리스강 347H 보일러튜브의 용접공정 개선

이한상^{*,†} · 김희선^{*} · 박명수^{*} · 김범신^{*} · 이종민^{*}

^{*}한국전력공사 전력연구원

Welding Process Improvement of 347H Stainless Steel Boiler Tube for Mitigating Reheat Cracking

Han-sang Lee^{*,†}, Hee-sun Kim^{*}, Myung-soo Park^{*}, Bum-shin Kim^{*} and Jong-min Lee^{*}

^{*}Power Generation Laboratory KEPCO Research Institute, Daejeon, 34056, Korea

[†]Corresponding author : han1213@kepc.co.kr

(Received July 14, 2020 ; Revised August 24, 2020 ; Accepted September 2, 2020)

Abstract

Many failures at the welded joint of 347H tubes have recently occurred during the short-term operation of the boiler tubes. To mitigate reheat cracking or strain induced precipitation hardening, the finite element analysis and experiment for optimization of welding procedure were performed. Preheating, high inter-pass temperature, low and high heat input conditions were compared with existing welding procedure. According to mechanical analysis, high inter-pass temperature and high heat input condition showed the lower plastic strain and tensile residual stress at the inner area of heat-affected zone. At high temperature tensile test, the high inter-pass temperature condition had lower yield strength and higher elongation, while the high heat input condition showed higher yield strength and smaller elongation. In the specimen of high heat input condition, the dissolution of most precipitates and coarse grain were observed in the heat-affected zone. Relatively small amount of dissolution and smaller grain got shown in high inter-pass temperature condition. Therefore, high inter-pass temperature condition can be an alternative. Through X-ray diffraction analysis, it was confirmed that nitrogen was added to Super304H and carbon was substituted for the existing crystal structure of Nb(C,N). This will mitigate reheat cracking by increasing the solvus temperature of Nb(C,N) and reduce the grain coarsening.

Key Words : Strain induced precipitation hardening, Carbide dissolution, Plastic strain, Heat input, Inter-pass temperature

1. 서 론

경제적, 환경적 요구로 발전설비의 효율 향상을 위한 연구가 지속적으로 이루어지고 있으며, 화력 발전설비의 경우 증기온도를 상승시키려는 노력이 계속되고 있다. 증기온도의 상승은 발전 효율의 향상을 가져오지만, 보일러 튜브를 비롯한 여러 설비와 부품의 증기산화, 고온부식, 크리프, 강도, 인성, 장시간 미세조직 안정성 및 피로저항성 등 재료특성의 신뢰성이 확보되어야만 가능하다. 보일러 내부에는 수많은 튜브가 배열되

어 있으며, 위치별 증기온도와 압력에 따라서 다양한 강종이 적용됨으로 이에 대한 검토와 평가는 필수적이다. 기존에는 페라이트계 합금이 보일러 내 대부분을 차지하였고, 고온부에 일부 오스테나이트계 스테인리스강이 배치되었다. 증기온도가 600℃이상으로 증가함에 따라 스테인리스강의 적용범위는 확대되었으며, 347H, 347HFG, Super304H와 같은 강종이 보일러 내 높은 온도영역인 과열기, 재열기에 사용되고 있다^{1,2)}.

국내 초초임계압 발전소 내 347H 보일러튜브 용접부와 곡관부에서 1~2년 운전 중 많은 손상사례가 발생하였다. 347H와 321H 강종은 기존 304H 스테인

리스강에 탄화물 형성원소인 니오븀(Nb)과 타이타늄(Ti)을 첨가해 니오븀과 타이타늄 탄화물을 형성시킴으로 개선된 안정화 스테인리스강이다³⁾. 이러한 니오븀과 타이타늄 탄화물의 형성은 304H강이 450~800℃의 온도영역에 노출될 때 결정립계를 따라 조대한 크롬탄화물을 형성함으로 주변에 크롬함량이 저하되어 발생하는 입계부식을 개선하고, 크리프 강도도 향상시키는 효과가 있다^{4,5)}. 하지만 국내외 보일러 튜브의 재열균열 손상이 이러한 347H 용접 열영향부(Heat Affected Zone)에서 다수 발생하였으며 손상분석에 대한 연구가 수행되었다^{6,7)}.

용접부 재열균열은 후열처리 과정 또는 고온에서 사용하는 도중에 발생하는 균열로 저합금강 뿐 아니라 스테인리스강에서도 나타나며, 재열균열 손상기구는 고온에서 사용 중 형성되는 미세한 석출물에 의한 입내강화설과 불순원소 편석에 의한 입계취화설로 구분할 수 있다⁸⁾. Van Wortel⁹⁾과 L. Li¹⁰⁾ 등은 스테인리스강 347H의 경우 입내강화설로서 용접 중 열영향부에서 변형이 발생한 후 고온에서 장기간 운전될 때 전위밀도가 높은 결정립내는 미세한 탄화물들이 빠르게 형성되는 반면 결정립계는 높은 확산속도로 인하여 조대한 탄화물들이 형성되면서 주위에는 탄화물이 존재하지 않는 영역이 발생하게 됨을 지적하였다. 이러한 용접 중 발생하는 변형에 의해 촉진되는 입내강화설의 한 가지로 변형유기석출경화(Strain Induced Precipitation Hardening) 손상기구를 제시하였다. 이에 따라 Lee¹¹⁾ 등은 국내발전소 보일러 내 347H 용접부에서 발생한 재열균열 손상 사례를 분석하였으며, 열영향부에서 니오븀탄화물의 고용과 입내에서 미세한 크롬탄화물의 형성, 튜브 내면에서의 균열발생과 외면으로 결정립계를 따른 균열 전파 그리고 변형이 집중되는 열영향부에서 경도증가 등을 확인하였다. 이는 결과적으로 용접 시 열영향부에서 안정화 효과가 사라짐에 따른 것이며, 변형유기석출경화에 따른 손상임을 확인하는 결과이다.

347H와 같은 안정화스테인리스강의 재열균열 방지를 위한 대표적 방법은 용접 후 900℃에서 안정화열처리를 실시하여 조대한 니오븀 탄화물을 미리 석출시키는 것이다⁸⁾. 하지만 보일러 내 현장에서는 900℃의 후열처리를 실시하는 것은 현실적으로 불가능하다. 따라서 용접 시 열응력에 의한 잔류응력과 소성변형을 최소화하는 방향으로 용접절차를 개선하는 것이 필요하다. Thomas¹²⁾는 스테인리스강의 재열균열 예방을 위한 용접방법과 관련하여 입열량은 낮게 유지하여야 하나, 예열과 충전온도는 높거나 낮은 경우 효과에 대한 논쟁이 있는 것을 언급하였다. 이에 대한 명확한 이해를 위하

여 본 연구에서는 용접해석 프로그램을 활용하여 기존 용접방법과 개선방안들을 비교한 후 용접시험편을 제작하여 고온 인장시험과 미세조직 분석을 실시함으로 개선 용접방법의 효과를 확인하였다. 또한 Super304H 강종은 347H 이후 개발된 스테인리스강으로 크리프 강도가 높아 347H와 동등 이상의 설계온도 영역에 적용되며 재열균열은 발생하지 않고 있다. 이에 두 강종에 대한 용접열영향부 석출물의 분포와 X선 회절분석을 통한 석출물 결정구조를 분석함으로 강종에 따른 특성을 비교하였다.

2. 실험방법

보일러튜브 347H와 Super304H의 화학조성은 Table 1과 같으며, 외경은 50.8mm, 두께는 4.4mm였다. 용접 시험편 제작은 V형 맞대기로 가스텅스텐아크용접(Gas Tungsten Arc Welding)을 활용하여 2layer 2pass로 수행되었으며, 극성은 정극성(Direct Current Electrode Negative), 용접봉은 ER347, 304HCu로 직경은 2.4mm였다. 첫 번째 패스는 튜브 내면에 비드를 형성시키기 위하여 낮은 전류와 전압인 90A, 12V로 작업되었으며, 두 번째 패스는 100A, 13V 조건으로 진행되었다. 용접속도를 고려한 첫 번째와 두 번째 패스의 입열량은 각각 14.1kJ/cm, 14.8kJ/cm였다. 또한 튜브외면과 개선면의 경계로부터 5mm 떨어진 위치에 K타입 열전대를 부착하여 온도이력을 측정함으로 입열효율 등 해석을 위한 변수를 선정하는데 활용하였다.

열 및 응력해석은 전용프로그램인 ESI사의 SYSWELD 2017을 사용하였으며, 용접부를 포함한 튜브를 33,520개의 3차원 요소로 모델링하였다. 열원해석에는 Goldak's double ellipsoidal 모델을 적용하였고, 용접 토치의 각도와 전진법을 고려하여 열원의 형상과 에너지 분배 비율에 대한 변수를 최적화하면서, 열전대로 측정한 온도 이력과 비드폭을 비교하였다. 분위기 온도는 20℃ 공냉조건을 가정하여 300분까지 해석을 실시하였다.

인장시험편은 용접과정 중 변형이 집중될 것으로 예측되는 튜브 표면까지 포함하기 위하여 Fig. 1과 같이 튜브 길이방향으로 용접부를 표점거리 40mm의 중앙에 위치시키고, 폭 8mm와 두께 4.4mm인 판상형태로 제작하였다. 고온인장시험은 650℃에서 수행되었으며,

Table 1 Chemical composition for 347H and Super304H stainless steel (wt.%)

Specimen	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Nb	Cu	N
347H	0.06	1.79	0.45	0.025	0.01	9.87	17.5	0.72	-	-
Super304H	0.08	0.8	0.19	0.025	0.001	8.8	18.4	0.48	3.0	0.1

Fig. 1 Sampling location for tensile test specimens of 347H tube

열전대를 표점거리 내 두 곳에 위치시키고 저항가열로에서 목표온도에 도달하게 되면 $\pm 3^{\circ}\text{C}$ 내에서 30분간 유지한 후 기계식 인장시험기(INSTRON 8861)로 실시하였다. 변형속도는 $0.01/\text{min}$ 이었으며, 파단 후 표점거리 간 거리를 측정함으로 연신율을 계산하였다.

미세조직 분석을 위하여 각 시험편을 연마, 폴리싱하였으며, 질산, 염산과 순수를 1:2:3의 비율로 혼합하여 에칭을 실시하고 광학현미경(Optical Microscope)으로 용접부와 열영향부의 단면을 50배와 200배로 확대하여 각 패스의 두께, 결정립 크기 등을 관찰하였다.

주사전자현미경(Scanning Electron Microscope)을 이용하여 용접부로부터 거리에 따른 석출물 분포의 변화를 확인하기 위하여 3000배의 배율로 열영향부와 모재를 용접조건별로 비교하였다. 또한 347H와 Super-304H 내 분포한 석출물의 결정구조 비교를 위해 X선 회절분석(RigakuD/max-2500PC)을 수행하였으며, 측정전압과 전류는 40kV, 300mA였고, 2θ 값을 30° 에서 80° 까지 0.02° 간격으로 4초씩 측정하여 강도를 얻었다.

3. 실험결과 및 고찰

Lee¹¹⁾ 등은 선행연구에서 실험방법에 서술한 바와 같이 용접부의 형상을 모사하고 입열량, 열원이동속도, 예열 및 층간온도, 분위기 온도 등 세부 용접공정을 반영하여 유한요소해석을 실시하였다. 응력해석을 통해서 튜브길이 방향인 축방향의 잔류응력이 원주 및 반경방향의 응력 대비 컸으며, 집중되는 영역이 발전소에서 균열이 생성되었던 튜브 내면 열영향부와 일치함을 확인할 수 있었다. Fig. 2(a, b)와 같이 첫 번째와 두 번째 패스 후 용접부 주위에서 축방향 잔류응력의 분포를 확인할 수 있다. Fig. 2(a)와 같이 첫 번째 패스 후 튜브 내면 용융부(fusion zone)와 열영향부(heat affected zone)에는 인장잔류응력이 형성되며, 용융부 외면에는 압축잔류응력이 형성되었다. Fig. 2(b)와 같이 두 번째 패스 후에는 튜브 내면 열영향부에서 인장 잔류응력이 384MPa까지 크게 증가하였으며 튜브 외면에는 압축 잔류응력이 형성되었다. Fig. 2(c, d) 비교를

Fig. 2 Distribution of residual stress in the axial direction after the (a) first pass and (b) second pass, and plastic deformation after the (c) first pass and (d) second pass

Table 2 Welding conditions and parameters for procedure optimization

Condition	Velocity (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Interpass temp. (°C)	Preheat temp. (°C)
Existing	5.4	14.8	90	20
Low heat input	6.5	12.2	90	20
High heat input	4.2	18.8	90	20
Preheat	5.4	14.8	90	150
High interpass temp.	5.4	14.8	280	20

통해 기존 2layer 2pass의 용접공정에서 소성변형은 첫 번째 패스 후에는 2%미만이지만 두 번째 패스 후에는 16%로 크게 증가함을 확인할 수 있다. 이는 튜브 바깥쪽의 두 번째 패스 용접 후 용융부가 냉각되며 수축할 때 안쪽에 위치한 첫 번째 패스의 용융부와 열영향부에 변형이 집중되기 때문으로 판단된다.

이상의 해석조건과 결과를 바탕으로 Table 2와 같이 기존 용접방법 외에 저입열, 고입열, 예열, 높은 층간온도의 4가지 조건을 개선방안으로 추가 해석하였다. 저입열과 고입열 조건은 두 번째 패스의 열원 이동속도를 기존 5.4 cm/min에서 6.5 cm/min와 4.2 cm/min로 변경하였으며, 이 때 입열량은 12.2, 18.8 kJ/cm였다. 예열조건은 첫 번째 패스 전 튜브의 온도를 150°C로 상승시킨 후 용접을 시작한 것이며, 높은 층간온도 조건은 첫 번째 패스 후 온도가 감소할 때 280°C에서 두 번째 패스를 시작한 것으로 입열량은 동일하였다. 저입열과 고입열조건은 보일러튜브 용접시방서 내 규정된 속도범위(Travel Speed)에서 가능한 가장 빠르고 느린 두 조건을 선정하였으며, 오스테나이트계 스테인리스강에서 층간온도는 입계예민화 방지를 위하여 대부분의 경우 180°C이하로 제한하고 있으며, 높은 층간온도

조건의 경우 이보다 100°C 높은 온도를 적용하였다.

Fig. 3은 개선된 용접조건별 응력해석 결과로서 용접부 주위의 소성변형량 분포를 나타낸다. 기존 용접조건인 경우 앞서 Fig. 2(d)와 같이 소성변형량은 튜브 내면 열영향부에서 16%로 가장 높았으며, 이 때 튜브 길이 방향의 최대 인장잔류응력은 384MPa이었다. 열원이동속도를 증가시킨 저입열조건인 경우 Fig. 3(a)와 같이 소성변형량과 잔류응력은 18%와 413MPa로 증가한 반면 Fig. 3(b)와 같이 열원이동속도를 감소시킨 고입열조건에서 소성변형량과 잔류응력은 9%와 350MPa로 크게 감소하였다. 150°C로 용접 전 온도를 상승시킨 예열조건인 경우 소성변형량 15%, 잔류응력은 372MPa로 기존조건과 유사하였으나(Fig. 3(c)), 높은 층간온도 조건인 경우 소성변형량 8%, 잔류응력은 339MPa로 모든 조건 가운데 가장 낮은 값을 나타내었다(Fig. 3(d)).

예열조건은 변형량과 잔류응력에 있어 기존조건과 큰 차이가 없는 반면 높은 층간온도는 이를 크게 낮추었다. 용접 시 예열은 미리 용접부를 포함한 주위 온도를 상승시킴으로서 용접 후 냉각속도를 감소시키는 효과가 있으며, 탄소강의 경우 열영향부에서 급냉으로 인해 형성되는 마르텐사이트의 양을 줄이게 된다^{13,14)}. 층간온

Fig. 3 The distribution of plastic deformation for each welding condition by mechanical analysis ((a) Low heat input, (b) High heat input, (c) Preheat, (d) High interpass temp.)

도를 증가시키는 것은 두 번째 패스에 대하여 예열을 하는 것과 동일한 효과로 이해할 수 있으며, 앞서 언급한 바와 같이 기존 용접조건 해석결과 두 번째 패스 후 변형량이 크게 증가한 것을 고려할 때 층간온도를 높여 용접 후 냉각속도를 감소시키는 것이 결과적으로 Fig. 3(d)와 같이 잔류응력과 변형량을 낮춘 것으로 판단된다. 또한 저입열 조건에서는 잔류응력과 변형량이 높은 반면 고입열 조건에서는 감소하였으며, 이 경우에도 용접 후 냉각속도에 대한 영향을 고려해야 한다. 입열량이 작을 경우 튜브를 통한 열전달로 기존조건 대비 냉각속도가 빠른 반면 입열량이 클 경우 튜브 두께와 외경은 동일함으로 냉각속도는 감소하게 된다. 따라서 열원 이동속도가 느리며 용접부 주위온도가 높은 고입열 조건에서는 냉각속도가 감소함으로 변형량과 잔류응력을 감소시키는 효과가 있다.

4가지 용접조건 가운데 해석을 통하여 변형과 잔류응력의 감소가 예상되는 고입열과 높은 층간온도 조건에 대하여 용접시험편을 제작하고 기존조건과의 특성비교를 위하여 650℃에서 고온인장시험을 실시하였다. 시험결과 모든 용접조건에서의 파단은 열영향부에서 발생했으며, Table 3에 모재와 함께 기존, 고입열, 높은 층간온도의 용접 조건별로 항복강도, 인장강도 그리고 연신율을 나타내었다. 347H 모재의 경우 650℃에서의 항복강도는 170MPa, 인장강도는 407MPa이었으며, 연신율은 29.2%였다. 기존용접조건의 경우 모재와 비교할 때 항복강도와 인장강도는 증가한 반면 연신율은 24.2%로 크게 감소하였다. 이러한 강도 증가와 연신율 감소는 앞선 해석결과로부터 이해할 수 있다. 용접과정 중 발생한 열응력에 의해 열영향부에서 항복점을 넘어서는 큰 소성변형이 발생함으로 이후 인장 시험 시에는 항복강도가 증가하고 연신율은 감소하게 된다. 따라서 최적 용접조건의 선정은 이러한 강도상승과 연신율 감소가 최소화되는 조건이 된다. 고입열조건의 경우 항복강도는 기존조건과 유사하게 모재 대비 약 30MPa 증가하였으나, 연신율은 23.2%로 오히려 기존용접조건의 연신율보다 1% 낮았다. 높은 층간온도조건의 경우 항복강도는 175MPa로 기존조건보다는 크게 낮으며

모재의 항복강도보다 다소 높았고, 인장강도는 397MPa로서 모재의 강도보다 낮았다. 연신율의 경우 26.4%로 모재보다는 낮았으나 기존 용접조건보다는 2%이상 높았다. 해석결과로부터는 두 조건 모두 기존 용접조건보다 낮은 항복강도와 높은 연신율이 예상되었지만, 높은 층간온도조건은 이를 만족시킨 반면 고입열 조건은 기존 대비 낮은 특성을 나타내었다.

기존, 고입열, 높은 층간온도의 용접조건별로 Fig. 4와 같이 단면 미세조직을 관찰하였다. 모든 시험편은 2layer 2pass로 용접됨을 확인할 수 있으며 열영향부에서 결정립 조대화가 관찰되었다. 첫 번째 패스는 모든 조건에서 전류, 전압, 열원 이동속도 등이 동일하였으나 두 번째 패스는 상이한 조건으로 인하여 다른 비드 깊이와 폭, 결정립 크기를 나타내었다. 기존 용접조건의 경우 Fig. 4(a)와 같이 두 번째 패스 시 형성된 비드 깊이는 튜브 전체두께 4.4mm의 70%에 해당하는 외면으로부터 3.0mm까지였으며, 첫 번째와 두 번째 패스의 영향을 모두 받는 열영향부 내 점선 표기된 영역에서는 최대 직경 300 μ m 결정립이 성장하였다. 고입열 조건의 경우 Fig. 4(b)와 같이 튜브두께의 85%에 해당하는 3.7mm 깊이까지 두 번째 비드가 형성되었으며, 열영향부에서는 기존조건보다 큰 400 μ m 크기의 결정립이 확인되었다. 고입열조건은 두 번째 패스에서 투입되는 에너지를 증가시켜 주위를 가열함으로 냉각속도가 감소하는 효과가 있으나, 이로 인하여 비드는 깊어지고 열영향부에서 결정립은 더욱 크게 성장하였다. 한편 높은 층간온도 조건의 경우 Fig. 4(c)와 같이 두 번째 패스 비드 깊이는 튜브 두께의 60%에 해당하는 2.7mm였으며, 열영향부에서의 결정립 크기는 최대 150 μ m였다. 이는 첫 번째 패스 시 상승한 온도가 냉각되기 전 두 번째 패스를 시작하여 냉각속도를 감소시키는 방법으로 기존조건과 비교할 때 비드 깊이가 감소할 뿐 아니라 결정립 크기 또한 감소하는 특징을 나타내었다. John 등은 347H와 800H와 같은 스테인리스강에서 결정립 크기가 작을수록 변형량의 집중이 완화되고 기공의 형성과 결정립계 미끄럼을 최소화함으로 재열균열의 발생을 완화할 수 있음을 보고하였다^{15,16)}. 따라서 열영향부에서는 결정립크기가 작은 높은 층간온도 조건이 유리할 것으로 판단된다.

열영향부에서의 석출물 거동을 비교하기 위하여 Fig. 5와 같이 용융부와 열영향부의 경계로부터 0.1, 0.5, 1, 2mm 떨어진 영역에서 미세조직을 관찰하였다. Fig. 5(a)는 기존 용접조건에서 용융선으로부터 거리가 0.1mm인 영역에서의 미세조직으로 일부 결정립계 석출물만 관찰되며 대부분의 석출물은 모재에 고용되었다. Fig. 5(b,c)와 같이 0.5mm와 1mm 떨어진 영역에서 조대

Table 3 High temperature tensile results for welding conditions

Condition	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Substrate	170	407	29.2
Existing	195	424	24.2
High heat input	198	395	23.2
High interpass temp.	175	397	26.4

Fig. 4 Optical image of the cross-sectional area for welded joint ((a) Existing, (b) High heat input, (c) High interpass temp.)

Fig. 5 Microstructure according to the distance from the boundary between the fusion zone and the heat-affected zone of existing welding condition ((a) 0.1mm, (b) 0.5mm, (c) 1mm, (d) 2mm)

한 석출물은 관찰되지 않으며 일부 미세한 석출물이 입내와 입계에 분포하였다. 그리고 Fig. 5(d)의 2mm 떨어진 영역에서는 모재와 같이 수 mm크기의 조대한 석출물이 관찰되며 미세한 석출물도 입내와 입계에 고루 분포되어 있다. 입계와 입내에 형성된 석출물에 대하여 전자현미경 에너지분산형 분광분석기를 활용해 성분분석을 실시하고 결과를 Table 4에 나타내었다. 석출물 10개에 대하여 주요성분 원소인 철, 니켈, 크롬, 니오븀 등에 대하여 함유량을 분석하였으며, 석출물의 크기에 따라 니오븀의 함량에 다소 차이가 있으나 모든 석출물에서 347H 내 니오븀 함량인 0.72 wt.%를 크게 상회하였다. 따라서 초기 상태 모재 내 대부분의 석

출물은 니오븀 탄화물로 판단할 수 있다.

한편 고입열 조건의 경우 탄화물의 고용영역이 기존 용접조건보다 증가하여 0.1mm 뿐 아니라 0.5mm에서도 대부분의 탄화물이 고용되었으며(Fig. 6(a,b)), 1mm와 2mm 떨어진 영역까지는 미세한 석출물이 입계와 입내에 분포하였다(Fig. 6(c,d)). 또한 높은 중간온도 조건의 경우 기존 용접조건과 유사하게 0.1mm에서는 대부분의 탄화물이 고용되었으며(Fig. 7(a)), 0.5mm와 1mm 떨어진 영역에는 미세한 탄화물이 분포하였으나 기존 용접조건과 비교할 때 밀도는 상대적으로 높은 것을 확인할 수 있다(Fig. 7(b,c)). 이상의 열영향부 석출물 분포특성을 바탕으로 열영향부에서의

Table 4 Chemical composition for grain interior and boundary precipitates of as-welded 347H tube (wt.%)

Elements	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Fe	55.88	39.64	50.73	61.4	49.33	55.96	50.28	65.18	36.98	59.87
Ni	7.66	4.79	6.39	8.1	6.9	7.06	6.23	8.36	4.72	8.37
Cr	15.31	11.14	14.03	16.67	13.36	15.54	14.07	17.23	10.68	16.45
Nb	18.37	42.98	27.04	11.7	28.35	19.29	27.75	7.11	46.11	12.64
Mn	1.39	1.0	1.19	1.31	1.15	1.26	1.08	1.39	0.99	1.29
Si	0.79	0.45	0.62	0.82	0.59	0.66	0.59	0.73	0.51	0.81

Fig. 6 Microstructure according to the distance from the boundary between the fusion zone and the heat-affected zone of high heat input condition ((a) 0.1mm, (b) 0.5mm, (c) 1mm, (d) 2mm)

입열량은 고입열조건이 가장 크며, 기존조건이 다음이며 높은 층간온도 조건이 가장 작은 것으로 판단할 수 있다. 안정화 스테인리스강에 대한 선행연구에 따르면 1300℃에 30분에서 1시간 동안 노출하였을 때 니오븀 탄화물의 70~80%가 고용되며¹⁷⁾, Folkhard에 따르면 E347 용접봉은 1300℃이상에서 5초간 유지될 경우에도 탄화물 고용은 크게 증가함을 보고하였다¹⁸⁾. 따라서 열영향부에서는 용접 시 1300℃ 이상의 고온에 의해 니오븀탄화물이 상당부분 고용되고 이후 600℃의

운전온도에 노출될 때 이 영역에서 석출속도가 빠른 크롬탄화물이 다수 형성됨으로 안정화 효과를 상실하게 된다.

보일러튜브 347H의 용접 열영향부에서 니오븀 탄화물 고용에 따른 안정화 효과의 상실을 확인하기 위하여 발전소에서 약 10,000시간 운전한 용접 열영향부에 대하여 석출물을 관찰하고 화학성분을 비교하였다. Fig. 8(a)는 용융부와 열영향부의 경계로부터 0.1mm 떨어진 영역으로 결정립 내에는 석출물이 거의 관찰되지 않

Fig. 7 Microstructure according to the distance from the boundary between the fusion zone and the heat-affected zone of high inter-pass temperature condition ((a) 0.1mm, (b) 0.5mm, (c) 1mm, (d) 2mm)

Fig. 8 Microstructure according to the distance from the boundary between the fusion zone and the heat-affected zone of used 347H tube ((a) 0.1mm, (b) 2mm)

Table 5 Chemical composition for grain boundary precipitates of used 347H tube (wt.%)

Elements	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Fe	25.32	41.53	33.93	45.81	43.88	35.65	38.27	58.25	56.73	48.64
Ni	4.20	6.18	5.2	6.32	5.49	5.15	5.73	7.62	7.91	6.40
Cr	68.56	49.06	56.88	41.72	14.62	56.13	52.85	29.35	29.76	38.99
Nb	1.92	2.66	3.49	3.91	33.99	2.59	3.15	2.84	3.56	3.69
Mn	-	-	-	1.72	1.34	-	-	1.17	1.24	1.54
Si	-	0.56	0.50	0.52	0.67	0.48	-	0.77	0.80	0.74

(a) 0.1mm from fusion line

Elements	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Fe	8.90	35.99	40.36	45.71	27.48	34.94	42.16	40.49	16.52	40.07
Ni	1.03	4.53	5.80	5.52	3.44	6.22	6.17	6.11	2.49	5.21
Cr	3.49	14.14	48.44	15.20	-	55.12	51.18	12.20	5.97	13.73
Nb	86.18	43.51	3.32	31.78	59.93	1.72	-	39.57	75.02	40.41
Mn	-	1.29	1.54	1.14	0.75	1.44	-	1.03	-	-
Si	0.40	0.54	0.48	0.65	8.40	0.56	0.49	0.6	-	0.58

(b) 2mm from fusion line

으며, 입계를 따라 다양한 크기의 석출물이 형성되어 있다. 이러한 입계석출물에 대하여 성분분석을 실시하고 결과를 Table 5(a)에 나타내었다. 10회 분석결과 1회를 제외한 대부분 석출물에서 크롬함량이 347H 튜브 화학조성 보다 높게 측정되었다. 따라서 입계에 형성된 대부분의 석출물은 운전 중 형성된 크롬탄화물로 안정화효과를 상실한 것으로 판단된다. Fig. 8(b)와 같이 경계로부터 2mm 떨어진 영역에서는 입계탄화물 뿐 아니라 입내탄화물도 관찰된다. 이에 대하여 성분분석을 실시한 결과 Table 5(b)와 같이 10회 가운데 7회는 니오븀의 함량이 높게 측정되나 3회는 크롬함량이 높게 분석되었다. 이는 기존 니오븀탄화물외에 약 10,000시간 운전 중에 크롬탄화물이 형성된 것으로 판단할 수 있다.

앞선 용접해석에서는 입열량에 따른 결정립 성장과 석출물 고용과 같은 미세조직의 변화가 반영되지 않았으며 열영향부는 모재와 동일하게 계산되었다. 그러므로 저입열, 고입열, 예열, 높은 층간온도의 4가지 조건 가운데 고입열과 높은 층간온도 조건이 소성변형량과 잔류응력이 작을 것으로 예측되었으나, 실제 용접시험편에 대한 고온인장시험 결과 고입열 조건은 기존용접 조건과 유사한 항복강도와 낮은 인장강도, 연신율을 나타내었다. 이상의 결과로부터 층간온도를 상승시키는 조건이 열영향부에서 발생하는 소성유기석출경화 또는 재열균열에 의한 손상을 완화시킬 수 있는 최적의 방안

으로 판단된다. 일반적으로 층간온도의 상한치 설정은 용융부에서 냉각과정 중 발생할 수 있는 고온균열과 크롬탄화물의 과도한 석출을 예방하기 위해서이다. 하지만 347H의 경우 용접과정 중에 형성되는 크롬탄화물보다 이후 600℃에서 장기간 운전 중에 형성되는 크롬탄화물의 양이 훨씬 많다. 또한 고온균열은 용접 직후 비파괴검사를 통하여 확인이 가능하기 때문에 결함이 발견되었을 때 바로 재용접을 실시할 수 있다. 따라서 재열균열로 인하여 1~2년 운전 후 다수의 파손이 불시에 발생하는 것보다 층간온도를 적정수준으로 높여 재열균열을 완화하며 고온균열 발생 시 즉시 결함을 제거하는 방향으로 용접절차를 변경하는 것이 바람직할 것으로 판단된다.

국내 보일러에는 스테인리스강 튜브로 347H 외에 347HFG, Super304H 등이 적용된다. 347HFG는 347H에서 결정립을 미세화한 강종으로 제작 시 높은 온도에서 고용화열처리를 실시하고 냉간가공 후 상대적으로 낮은 온도에서 열처리를 실시함으로 미세한 석출물을 형성하게 된다. 이러한 미세한 석출물의 분포는 열처리 시 결정립을 미세화하는 효과가 있다. Super304H의 경우 구리를 첨가하여 나노크기의 정합석출물을 형성시키고, 질소를 첨가함으로 기존 석출물에서 탄소를 대신하여 질소가 고용하도록 하며, 시그마상의 형성을 저하하는 특징이 있다^{19,20)}. 국내에서는 347H와 더불어 Super304H가 널리 사용되고 있으며, 이에 대한 재열

Fig. 9 Microstructure according to the distance from the boundary between the fusion zone and the heat-affected zone of Super304H tube ((a) 0.1mm, (b) 0.5mm, (c) 1mm, (d) 2mm)

균열 발생여부에 대한 비교가 필수적이다. Super304H 용접시험편 제작 시에는 347H의 기존용접조건과 같은 전류와 전압이 적용되었으며, 용접속도를 고려한 첫 번째와 두 번째 패스의 입열량은 347H와 유사한 13.7kJ/cm, 14.5kJ/cm였다. 앞서 347H와 마찬가지로 Super304H 용접부에 대해서 Fig. 9와 같이 용융부와 열영향부의 경계로부터 0.1, 0.5, 1, 2mm 떨어진 영역에서 미세조직을 관찰하였다. Super304H의 경우 347H과 달리 0.1mm에서도 일부 미세한 석출물이 분포하였으며(Fig. 9(a)), 0.5mm 떨어진 영역에서는 석출물의 밀도가 증가하였다(Fig. 9(b)). 1, 2mm 떨어진 영역에서 석출물 밀도는 동등하며 용접에 의한 고용이 발생하지 않는 것으로 판단된다(Fig. 9(c, d)). 이와 같이 Super304H 내 석출물은 347H의 석출물과 달리 용접에 따른 고용도가 낮으며, 용접공정에 따른 영향도 낮을 것으로 판단된다.

Fig. 10에는 Super304H와 347H를 비교하기 위하여 모재에 대하여 X선 회절분석을 실시하고 결과를 나타내었으며, 점선으로 표기한 회절피크의 위치는 석출물인 Nb(C,N)에 해당한다. Nb(C,N)에서 탄소와 질소는 결정구조 내 동일한 원자위치에서 서로 치환될 수

Fig. 10 X-ray diffraction profiles of 347H and Super-304H

있으며 합금 내 각 원소의 함량에 따라 비율이 변하게 된다. 두 강종 간 회절피크의 위치를 비교해보면 347H에서의 회절피크 보다 Super304H에서의 회절피크 2θ값이 증가한 것을 알 수 있다. Bragg법칙에 따라 $2d \cdot \sin\theta = n\lambda$ 에서 회절빔의 파장(λ)이 일정하다고 가정할 때 2θ값이 증가하는 것은 면간거리(d), 즉 Nb

(C,N)의 격자상수가 감소하는 것을 의미한다. 347H와 Super304H에서 Nb(C,N)의 2 θ 값은 각각 35.05°와 35.28°로서 격자상수는 각각 4.43Å과 4.40Å이 된다. 이는 NbN과 NbC의 격자상수인 4.39Å과 4.47Å 사이에 위치하며 Super304H의 석출물 격자상수인 4.40Å은 NbN 격자상수와 유사함으로 대부분 질소로 구성됨을 알 수 있다. Yoon²¹⁾ 등은 Nb 안정화 스테인리스강의 화학조성 연구에서 Thermo-Calc로 계산 시 탄소의 함량이 감소하고 대신 질소가 증가할수록 석출물의 고용온도가 증가함을 보고하였으며, Popov²²⁾ 등은 탄소와 질소 함량에 따른 탄화물과 질화물의 완전 고용온도를 계산하여, 탄화물의 완전고용온도가 질화물 대비 낮음을 확인하였다. 따라서 Super304H에는 질소를 첨가한 효과로 열영향부에서 석출물의 고용과 결정립 조대화 경향이 감소하고 소성유기석출경화에 따른 재열균열이 완화되는 효과가 있는 것으로 판단된다.

4. 결 론

347H 스테인리스강 보일러튜브의 용접공정 최적화를 통하여 재열균열 개선방안을 제시하였으며, Super304H와의 비교분석을 통해 아래와 같은 결과를 얻었다.

1) 기존 용접방법 외에 저입열, 고입열, 예열, 높은 층간온도의 4가지 용접조건에 대하여 응력해석을 실시하였으며, 기존조건과 비교해 저입열과 예열조건은 열영향부에서 높은 인장 잔류응력과 소성변형량 분포를 나타내었으나, 고입열과 높은 층간온도 조건은 낮은 인장 잔류응력과 소성변형 분포를 나타내었다.

2) 해석결과로부터 기존과 고입열, 높은 층간온도 조건으로 용접시험편을 제작하고 고온인장시험과 미세조직 분석을 실시하였다. 높은 층간온도 조건의 경우 기존조건 대비 낮은 항복강도와 높은 연신율을 나타내었으나, 고입열 조건은 높은 항복강도와 낮은 연신율을 나타내었다. 또한 높은 층간온도 조건은 열영향부에서 결정립 조대화와 석출물의 고용정도가 기존 및 고입열 조건 대비 적음으로 강도와 연신율이 우수한 것으로 확인되었다.

3) 347H와 Super304H에 대하여 X선 회절분석을 실시하였으며, 두 강종의 주요한 석출물인 Nb(C,N)의 격자상수에는 차이가 있었고 Super304H의 경우 NbN에 가까운 격자상수를 나타내었다. 이는 Super304H에 첨가된 질소가 열영향부에서의 미세조직 분석결과와 같이 용접과정 중 석출물이 고용되는 정도를 감소시켰으며, 재열균열을 완화하는 효과가 있을 것으로 판단된다.

Acknowledgement

본 연구는 한국전력공사 주력연구개발과제인 “지능형 디지털 발전소 구현을 위한 발전소 맞춤형 플랫폼 및 앱개발(R19GA04)”과제의 일환으로 수행되었습니다.

ORCID: Han-sang Lee: <https://orcid.org/0000-0001-8659-0141>

References

1. F. Abe, Creep-Resistant Steels, CRC Press, Washington DC, USA (2008) 42-57.
2. K. Shin, Microstructures and Creep Fracture Characteristics of Dissimilar Metal Welds between Inconel 740H Ni-Based Superalloy and Gr.92 Ferritic Steel, *J. Met. Mater.* 56 (2018) 375-383.
<https://doi.org/10.3365/KJMM.2018.56.5.375>
3. J. Shingledecker, State of Knowledge for Advanced Austenitics, EPRI, Palo Alto, USA (2009) 13-31.
4. A. John Sedriks, Corrosion of Stainless Steels, John Wiley & Sons, New York, USA (1996) 100-137.
<https://doi.org/10.1080/10426919708935180>
5. H. S. Khatak, Corrosion of Austenitic Stainless Steels, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK (2002) 117-138.
<https://doi.org/10.1533/9780857094018.139>
6. J. Ahn, Effect on the Stabilizing Heat Treatment to Weld Joint for the USC Coal Boiler Tubes(SA213 TP347H), *J. Weld. Join.* 33(4) (2015) 30-36.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2015.33.4.30>
7. S. K. Park, Effects of Thermal Aging Induced Microstructure Evolution on Mechanical and Corrosion Properties of Delta-Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld, *Korean J. Met. Mater.* 56 (2018) 296-303.
<https://doi.org/10.3365/KJMM.2018.56.4.296>
8. H. Park, Cracking in Welds and Its Prevention, *J. Korean Weld. Join. Soc.* 21(1) (2003) 5-7.
9. Hans van Wortel, Control of Relaxation Cracking in Austenitic High Temperature Component, <http://www.efcweb.org> (2007).
10. L. Li, The effects of phosphorus and sulfur on susceptibility to weld hot cracking in austenitic stainless steels, *Weld. J.* 79(6) (2000) 138-144.
11. H. Lee, Failure analysis on welded joints of 347H austenitic boiler tubes, *Eng. Fail. Anal.* 57 (2015) 413-422.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.08.024>
12. R. D. Thomas, Heat-Affected Zone Cracking in Thick Sections of Austenitic Stainless Steels, *Weld. J.* 63 (12) (1984) 355-368.
13. R. W. Hinton and R. K. Wiswesser, Estimating Welding Preheat Requirements for Unknown Grades of Carbon and Low-Alloy Steels, *Weld. J.* 87 (2008) 273-278.
14. ASM Specialty Handbook: Cast Irons, *ASM International Ohio, USA* (1996) 221-222.

15. John C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability*, John Wiley & Sons, New York, USA (2014) 160.
<https://doi.org/10.1002/9781118960332>
16. Phung-on, Ph. D. Thesis, An investigation of reheat cracking in the weld heat affected zone of type 347 stainless steel, *The Ohio State Univ.*, Ohio, USA (2007) 88-89.
17. K. J. Irvine, The Effect of Heat-Treatment and Microstructure on the High-Temperature Ductility of 18%Cr-12%Ni-1%Nb-Steels, *J. Iron. Steel Inst.* 196 (1960) 166-179.
18. E. Folkhard, *Welding of Stainless Steels*, Springer-Verlag/Wien, New York, USA (1988) 211-213.
<https://doi.org/10.1002/maco.19890400711>
19. E. V. Morales, Alloy Steel - Properties and Use, *Intech Open*, London, UK (2011) 171-180.
<https://doi.org/10.5772/1347>
20. X. Li, Y. Zou, Z. Zhang and Z. Zou, Microstructure Evolution of a Novel Super304H Steel Aged at High Temperatures, *Mater. Trans.* 51 (2010) 305-309.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.MC200916>
21. J. Yoon, Ph. D. Thesis, Correlation of Chemistry, Microstructure and Fracture Resistance of Nb Stabilized Austenitic Stainless Steel at Elevated Temperature, *Hanyang University*, Seoul, Korea (2007) 51-55.
22. V. V. Popov, Dissolution of carbides and nitrides during austenitizing of steel, *Met. Sci. Heat Treat.* 33 (1991) 480-483.