

研究論文

손상된 CrMoV 터빈로터강의 보수용접에서 후열처리 온도에 따른 열영향부의 특성

김 광 수* · 오 영 근** · 안 병 국***

A Characteristics of Heat Affected Zones in Weld Repair for a Damaged CrMoV Turbine Rotor Steel

G. S. Kim*, Y. K. Oh** and B. K. Ahn***

Key Words : CrMoV Steel (CrMoV 강), Repair Weldability (보수용접성), Heat Affected Zone (열영향부), Postweld Heat Treatment (후열처리), Charpy V-Notch Impact (Charpy 충격시험), Grain Boundary (결정립), Recrystallization (재결정), Carbide Precipitation (탄화물 석출)

ABSTRACT

This study was performed to establish the characteristics of the heat affected zones from view point of the repair weldability for a damaged CrMoV steam turbine rotor steel. Characterization of the heat affected zones of the weldment was conducted with respect to various of postweld heat treatment temperatures, 566°C, 621°C and 677°C. The evaluations of the heat affected zones were carried out in terms of microstructural characterization, microhardness measurements, Charpy v-notch impact, tensile and stress-rupture tests. The results indicated that the effect of the postweld heat treatment at 677°C exhibited the favorable microstructure and mechanical properties for the stability of the heat affected zones. While the heat affected zone of the weldment, produced without postweld heat treatment, displayed the inferior toughness and microstructure indicating localized carbide precipitations on the grain boundary. It was also indicated that the stability of the heat affected zones were deteriorated by the formation of the cavitation on the grain boundaries.

* 정회원, 순천향대학교 재료공학과

** 정회원, 기아자동차 생산기술연구팀

*** 정회원, 전북대학교 국책지원사업단

1. 서 론

터빈로터는 발전설비나 화학플랜트를 구성하는 부분중 핵심부분으로서 설비의 가동중 고온과 높은 응력에서 장시간 노출되는 부분이다. 현재 발전설비의 터빈로터는 사용 증기온도가 523~600℃ 정도로서, 사용되는 재료로는 NiCrMoV강, CrMoV강 등이 있으며, 최근에는 용량의 대형화와 효율 향상을 위하여 12CrMoV강¹⁾을 이용하는 등 재료 선택 범위를 넓히고 있다. 그중에서도 1CrMoV강은 현재 국내 및 국외에서 가장 많이 사용되고 있는 재료이다.

이와 같이 고온과 고압에서 장시간 운전되는 터빈로터는 종종 열적피로, 크립손상, 고온부식 및 소려취성^{2,4)} 등의 문제점으로, 중요한 발전설비의 운행 중단으로 이어지거나, 장치의 일부분이 교체돼야 하는 경우가 발생하여 전력공급의 큰 차질을 초래할 수 있다. 이와 같이 발전설비가 예기치 못한 고장을 일으킬 경우에 발전설비 전체의 교체를 통하여 원상대로 복구하기에는 막대한 시간과 경비가 소요된다. 따라서 이러한 경우, 보다 경제적이고 효율적으로 설비의 보완 및 운행을 위한 여러 가지 방법이 고려되어질 수 있을 것이다. 이러한 경우 손상된 부분이나 또는 재료 본래의 설계수명에 접근된 제한된 부분을 제거한 후, 부분적으로 용접에 의해 보수할 수 있다면 용접시 발생하는 취약점을 갖고 있다 하더라도 매우 효과적인 방법이라 할 수 있다. 일 예로 터빈로터 설비의 부분적인 손상 등이 발생할 경우 완전교체에 비하여 보수용접을 하는 경우에 직접적인 설비 보수적인 입장에서만 약 1/6정도의 경비 절감을 할 수 있으며 동시에 시간 절약적인 면에서는 완전보수에 비하여 약 1/5 정도의 수준이었다⁶⁾.

이와 같이 용접에 의한 보수가 효과적이지만, 불건전한 용접보수가 이루어진 경우에는 더 많은 손실을 초래할 수 있기 때문에 오랜동안 많은 시도가 이루어지지 않았었다. 특히 주조와 단조에 의해 만들어진 CrMoV강은 0.3% 이상의 탄소함량과 첨가원소들의 영향으로 용접성이 불량한 재료로 알려져 있어, CrMoV강의 용접시 열영향부에서 재열균열, 또는 후열처리균열 등의 문제점이 다발적으로 발생하는 것으로 보고되었다^{6,9)}. 그러나 최근 들어

서는 용접기술의 발전과 더불어 발전설비의 긴급보수 및 운전을 목표로 하여 과거에는 어려운 문제로 인식되었던 CrMoV강의 용접을 보수용접의 관점에서 조사와 연구가 활발히 진행되어 CrMoV강의 용접시 발생하는 용접성의 문제점들을 향상시킬 수 있었다^{10,11)}.

따라서 본 연구에서는 실험실 규모의 실제 용접시험을 통하여 CrMoV강의 용접성중에서 특히 열영향부의 특성을 평가하였다. 평가는 다양한 후열처리를 행한 용접시험편들을 만들어 미소경도, 충격시험 및 응력-파단 등의 기계적시험과 미세조직 관찰 등으로 후열처리 온도가 열영향부의 특성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 재료 및 용접

본 연구에 사용된 모재는 실험실 규모의 보수용접에 그 목적을 두고자, 고압/중간압력의 발전설비에서 약 10년간 사용되던 중 소려취성¹²⁾에 의한 균열이 발생되어 운전이 중단된 CrMoV 터빈로터강으로 부터 채취되었다. Table 1은 채취된 모재로부터 분석된 화학조성(a)과 모재로부터 얻어진 기계적 성질(b)을 나타내고 있다.

Table 1 (a) Chemical Compositions and (b) Mechanical Properties of CrMoV Steel (wt%)

(a)

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo	V
0.31	0.18	0.75	1.04	0.11	0.016	0.012	0.14	0.24

(b)

	As-Received Rotor Steel	ASTM A470 Class 8
Yield Strength, ksi(MPa)	97.6(672.9)	85.0(586.1) max.
Tensile Strength, ksi(MPa)	124.1(855.7)	105.0 125.0 (723, 9-861.9)
Elongation (%)	16.9	17.0
Reduction of Area (%)	41.3	43.0
Impact Energy at Room Temperature (Joule)	6.2	8.2
FATT ₅₀ (°C)	198	121
Impact Energy at FATT ₅₀ (J)	42	

* FATT₅₀ : Fracture Appearance Transition Temperature

용접은 다층 서브머지드 아아크 용접공정으로, 미국 A사의 SYSTEM 9에 의해 이루어졌으며, Table 2는 다층 용접시 사용되어진 용접변수를 보여주고 있다. 한편 용접전 모재 조인트부의 형상은 V-type groove로 하였으며, Figure 1은 용접모재의 형상과 조인트부의 개선형상 및 용가재의 적층방법을 나타내었다. 용가재로는 고온 금속재료의 용접시에 많이 사용되고 있는 2.25Cr-1.0Mo (AWS type A 5.28 Class ER-905-B3) 강재로 하였으며, 용가재 와이어의 직경은 1.14mm 였고, 용접중 플럭스 공급장치로 부터 B사의 중성플럭스가 공급되도록 하였다.

Table 2. Welding Parameters

Arc Voltage	34 V
Welding Current	230 A
Travel Speed	30 cm/min
Heat Input	1.56 KJ/mm
Preheat Temperature	240℃
Interpass Temperature	204~232℃
Number of Pass	22 passes/coupon

다층 용접이 완료된 용접물은 후열처리에 앞서 약 200℃로 준비된 머플로에서 6시간동안 열처리 되도록하여 수소취성에 의한 균열이 방지되도록 하였다. 용접물은 다시 566, 621, 677℃에서 4 시간동안 머플로에서 후열처리 되었고, 용접시편중 한 조는 후열처리가 되지 않은 상태로 준비되어 후열처리된 용접물의 성질과 비교되도록 하였다.

2.2 미세조직 관찰

용접과 후열처리가 완료된 용접부는 후열처리 온도 변화에 따라 생성된 용접부의 미세조직이 관찰되었다. 다층용접의 특성상 용접부 전체영역이 광범위하여 선택된 대표적인 부분에서 관찰이 이루어졌으며, 미세조직 관찰시 시편의 에칭은 두가지 용액이 이용되었다. 질산알코올 용액은 미세조직 형상의 전반적인 관찰에 그리고 피크리산과 황산암벤젠을 혼합한 용액은 결정립의 크기를 관찰하기 위하여 사용되었다. 한편 일부 시편편들에 대하여는 파면 등을 관찰하기 위하여 주사전자현미

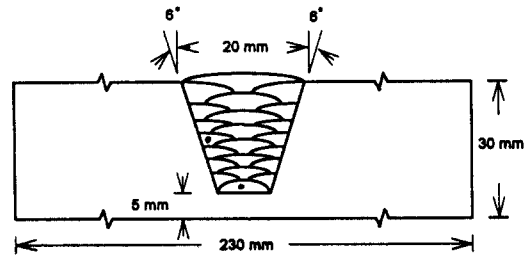


Fig. 1 Schematic of the weld coupon and the accumulated weld bead shape.

경이 사용되었다.

2.3 기계적 성질 평가

만들어진 용접물은 후열처리 온도 변화가 용접부의 기계적성질에 미치는 영향을 조사하기 위하여 용접물로부터 각각의 시험에 적합하도록 시험편을 준비하였다. 기계적 성질의 평가는 미소경도, 샤르피 충격, 응력-파단 시험을 통하여 실시되었다. 미소경도 시험은 용접금속 중앙부로부터 열영향을 받지 않은 모재까지의 경도를 후열처리 조건별로 측정하여 이루어졌다. 샤르피 충격시험을 위한 시험편은 V노치가 열영향부 중에서도 용융선에 인접된 조대한 결정립에 위치하도록 시편을 에칭한 상태에서 노치의 끝단이 위치할 부분을 정확히 표시한 후 노치가 가공되도록 하였다. 충격파단 시험은 FATT₅₀ (Fracture Appearance Transition Temperature)와 그때의 충격에너지를 조사하기 위하여 각 후열처리 조건에서 충격파단 온도를 -20, 20, 60, 100, 그리고 140℃에서 실시하였고, 각 시험 온도에 대하여 4개의 시편을 파단하였다. 응력-파단시험은 직경이 12.8mm, 게이지 길이가 25.4mm 인 표준시편이 사용되었고 게이지의 중앙부에 용융선과 인접한 열영향부가 위치하도록 시편을 가공하였다. 시험은 온도 593℃에서 30ksi의 응력을 적용하여 시행하였고, 최소 크립률, 파단시간, 그리고 파단시의 단면감소율을 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직 특성

용접된 시험편에서 각각의 후열처리 조건별로 열영향을 받지 않은 모재, 용접금속, 그리고 열영향부의 미세조직관찰이 이루어졌다. Figure 2는 다층용접에 의해 만들어진 용접부의 단면이 저배율에서 관찰된 것으로서 비교적 균일한 열영향부의 폭과 함께 pass의 반복에 따른 재가열된 부분의 용접금속을 보여주고 있다. 대략적으로 열영향부는 평균 2.4 mm 폭을 가진 것으로 측정되었다. Figure 3은 용접부에서 떨어진 열영향을 받지 않은 용접모재의 미세조직을 보여주는 것으로서 후열처리에 관계없이 초기에 공급받은 재료와 유사한 소려된 베이나이트조직이었으며 결정립의 크기는 $150\mu\text{m}$ 정도로 측정되었다. 그러나 이때 모재의 미세조직에서 결정립계의 관찰은 용접전의 모재에 비하여 동일한 예칭 조건에서 어려움이 있었으며 이는 Swift와 Gulya의 연구에서 지적하였듯이 소려취성에 의해 입계에 편석되어 있던 P, S 등의 불순물들이 고온에서의 후열처리 과정으로 인하여 결정립내로 분산 고용되었기 때문으로 생각된다¹³⁾.

열영향부의 미세조직관찰은 Figure 2에서 보여준 바와 같이 열영향부가 광범위하여 선택적인 범위에서 이루어 졌다. 후열처리 조건별로 root와

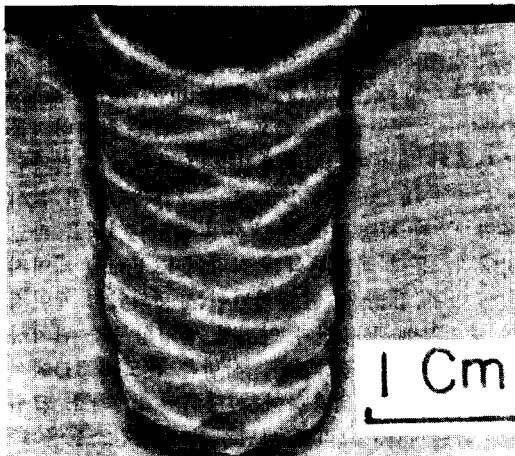


Fig. 2 Macrostructure at cross section of the weldment showing fairly uniform heat affected zone.

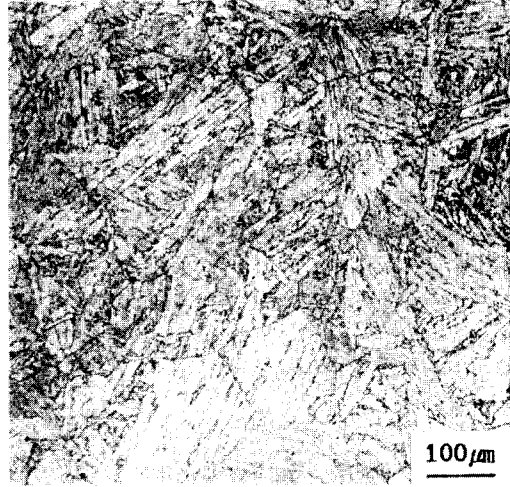


Fig. 3 Microstructure of the unaffected parent material.

middle pass 영역에서의 미세조직에 대하여 Figure 1에서 (•)표로 지적된 부분이 관찰되었다. Figure 4는 각 후열처리 온도 변화 조건별로 root pass에서 관찰된 미세조직으로서 각 사진에서 상단의 검은부위는 용접금속을, 하단부는 열영향부를 나타내었다. 조직사진에서 보여주는 바와 같이 후열처리 온도를 달리하는 경우 미세조직은 현저한 차이를 나타내주고 있다. 후열처리를 하지 않은 시편과 566°C 에서 후열처리를 한 경우에는 용융선에 인접된 부위에서 결정립계에 뚜렷하게 분포된 탄화물이 관찰되었다. 반면에 621°C 와 677°C 에서 후열처리된 경우에는 국부적으로 분포되어 있던 탄화물의 흔적이 사라진 것을 볼 수 있다. 또한 621°C 의 경우에는 국부적으로 분포되어 있던 탄화물 대신 결정립계에서 재결정화가 진행되고 있으며, 677°C 의 시편에서는 재결정화가 진전되어 이루어진 미세한 결정립을 보여주고 있다. 이는 용접시 발생되었던 잔류응력이 후열처리를 시행함에 따라 그 잔류응력을 구동력으로 하여 재결정화가 이루어진 것으로 생각된다.

그러한 미세조직의 특징은 root pass에 이어 middle pass에서도 동일하게 관찰되었다. Figure 5는 후열처리 온도 변화에 따라서 현저한 차이를 보여주는 조건중 후열처리되지 않은 시편과 677°C 에서 후열처리된 시험편의 middle pass에서 관찰된

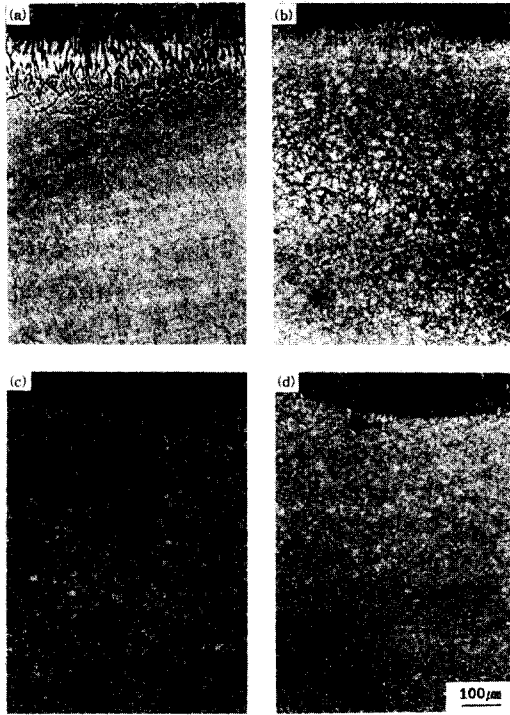


Fig. 4 Microstructure of the HAZ (at root pass) in weldment indicating the different degree of carbide density and recrystallized grains.
 (a) NO PWHT (b) 566°C PWHT
 (c) 621°C PWHT (d) 677°C PWHT

미세조직이다. Root pass에서의 미세조직과 같이 후열처리를 하지 않은 경우에는 결정립계에 석출된 탄화물이 관찰되었고, 반면에 677°C의 경우 미세조직은 재결정화에 의해 작아진 결정립을 확인할 수 있었으며, 그 결정립은 20~30µm의 크기를 갖는 것으로 추정되었다. 한편 선행된 연구보고서¹⁰⁾에서 밝혀진 결과 중 하나인 결정립의 크기에 따른 reheat cracking의 민감도를 고려할 때, 677°C에서 후열처리된 조건에서는 균열이 발생하지 않는 범위의 결정립 크기를 나타내는 것으로서 주목할 만한 결과를 보여주었다고 할 수 있다. 고배율에서 관찰된 미세조직의 형상은 후열처리를 하지 않은 경우에는 마르텐사이트가 용융선에 인접한 대부분의 영역에 분포하고 있으나 677°C에서 후열처리된 시편은 용융선 인접부위에 소려된 마르텐사이트와 부분적으로 분산된 마르텐사이트조직이 관

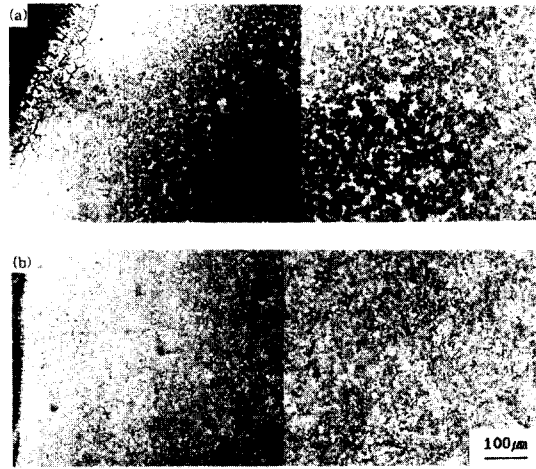


Fig. 5 Microstructure of the HAZ (at middle pass) in weldment.
 (a) NO PWHT (b) 677°C PWHT

찰 되었다.

Figure 6은 middle pass에서의 한 부분을 고배율로 관찰된 미세조직을 보여주고 있는 것으로 후열처리하지 않은 경우에는 마르텐사이트에서의 입상화된 탄화물(a)을 보여주고 있는 반면 677°C에서는 재결정화된 결정립과 함께 구상화된 탄화물(b)이 관찰되었다. 탄화물의 구상화는 후열처리온도를 증가시킴에 따라 더욱 현저한 것으로 나타났으

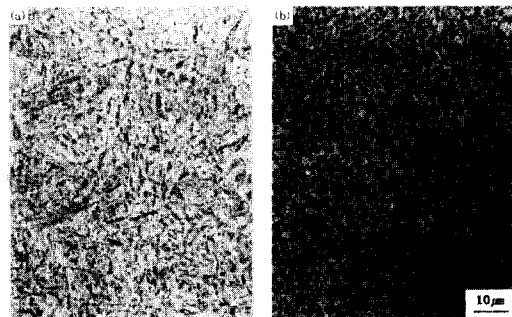


Fig. 6 Microstructure of the HAZ (at middle pass) in weldment showing
 (a) NO PWHT ; tempered martensite with carbide particle and
 (b) 677°C PWHT ; carbide spheroidization.

며, 열영향부의 기계적성질에 긍정적인 영향을 미칠 것으로 기대된다.

조직관찰의 마지막 단계로 용접금속의 미세조직이 관찰되었다. 용접금속의 미세조직은 열영향부와는 달리 후열처리 온도 변화에 따라 특별한 차이를 나타내지 않았으며, 2.25Cr-1.0Mo강에서 전형적으로 나타나는 페라이트와 베이나이트의 혼합조직¹⁴⁾을 보여주었다.

3.2 기계적 특성 평가

3.2.1 미소경도 검사

후열처리에 의한 용접부의 기계적 특성변화를 조사하기 위하여 용접부의 용접금속에서 열영향부 그리고 열영향을 받지 않은 모재까지 미소경도 분포를 측정하였다. Figure 7은 각 후열처리 조건별로 용접부의 middle pass에서 조사된 경도 분포를 보여준다. 용융선에서부터 열영향을 받지 않은

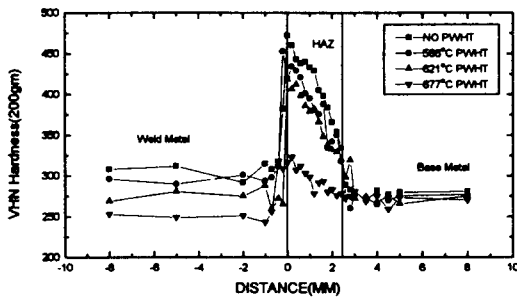


Fig. 7 Microhardness profiles across the weldment from weld metal to the unaffected base metal. (measured at middle pass)

모재까지의 거리는 2.4 mm 정도였으나 시편에 따라서는 약간씩 차이가 있었다. 모든 후열처리 조건에서 가장 높은 경도 값은 용융선에 인접한 열영향부에서 나타났으며 열영향부로부터 모재부위로 가면서 경도 값은 감소하였다. 모든 조건에서 측정된 용융선 부근의 최고 경도치는 열처리 온도가 증가된 순서대로 472, 453, 418 그리고 323VHN으로 감소하였다. 이러한 결과는 미세조직관찰의 결과와 같이 결정입계에 국부적으로 분포된 탄화물에 의한 경화와 재결정화에 의한 연화조직에 기인된

것으로 생각된다. 또한 후열처리를 하지 않은 경우 그리고 566°C, 621°C에서 후열처리를 한 경우의 미소경도는 용융선의 열영향부, 용접금속, 열영향을 받지 않은 모재순으로 낮게 나타났으나, 677°C에서 후열처리한 경우에는 용접금속이 가장 낮은 경도 값을 나타냈으며, 구간별의 경도 차이도 가장 적었다. 따라서 후열처리 조건들중에서 677°C에서 후열처리한 경우가 용접시에 용접금속과 열영향부에서 발생된 잔류응력을 가장 효과적으로 이완시켜준 것으로 생각된다.

3.2.2 충격시험

모든 충격시험편은 middle pass의 범위에서만 준비되었다. Figure 8의 (a)는 충격온도에 따른 충격에너지, (b)는 FATT₅₀와 그때의 충격에너지를 나타내었다. 충격에너지는 용접전 사용된 모재의 충격에너지가 상온에서 약 6.2 joule을 그리고 모재 본래의 충격에너지가 8.2 joule을 나타낸 것보다는 상향된 값인 약 30~40 joule 정도로 충격에너지 값이 증가되었음을 알 수 있다. 이러한 결과는 middle pass에서 준비된 미세조직의 결과와 부분적으로 일치하지 않다. 즉 후열처리를 하지 않은 시편과 566°C에서 후열처리한 시편의 경우 용융선 부근의 미세조직은 입계에 분포한 탄화물의 영향으로 낮은 충격에너지를 예상하였지만, 측정된 값은 오히려 증가한 것으로 나타났다. 이러한 효과는 다층용접의 특성상 후열처리를 하지 않거나 566°C의 낮은 온도에서 후열처리를 한 경우라도 용접이 시작되어 완료될 때까지 여러번에 걸친 반복 용접공정에 의하여 재결정에 의한 결정립의 미세화와 템퍼링이 일어나 비록 취약한 마르텐사이트조직이 존재하더라도 미세해진 결정립이 충격을 흡수할 수 있었을 것으로 생각된다. 한편 621°C 그리고 677°C에서 후열처리된 시편의 높은 충격에너지 값은 역시 반복 용접공정에 의해 재결정화된 미세한 결정립과 더불어 후열처리에 의하여 용융선 부근 결정립계에 국부적으로 존재하던 탄화물이 재분배되면서 구상화되어 연화된 미세조직에 기인한 것으로 생각된다. Table 4는 Figure 8(b)로부터 측정된 FATT₅₀값과 그때의 충격에너지 값을 요약한 결과를 보여준다. 요약된 충격시험 결과는 역시 사용된 용접 모재의 값(FATT₅₀ = 198°C, 42

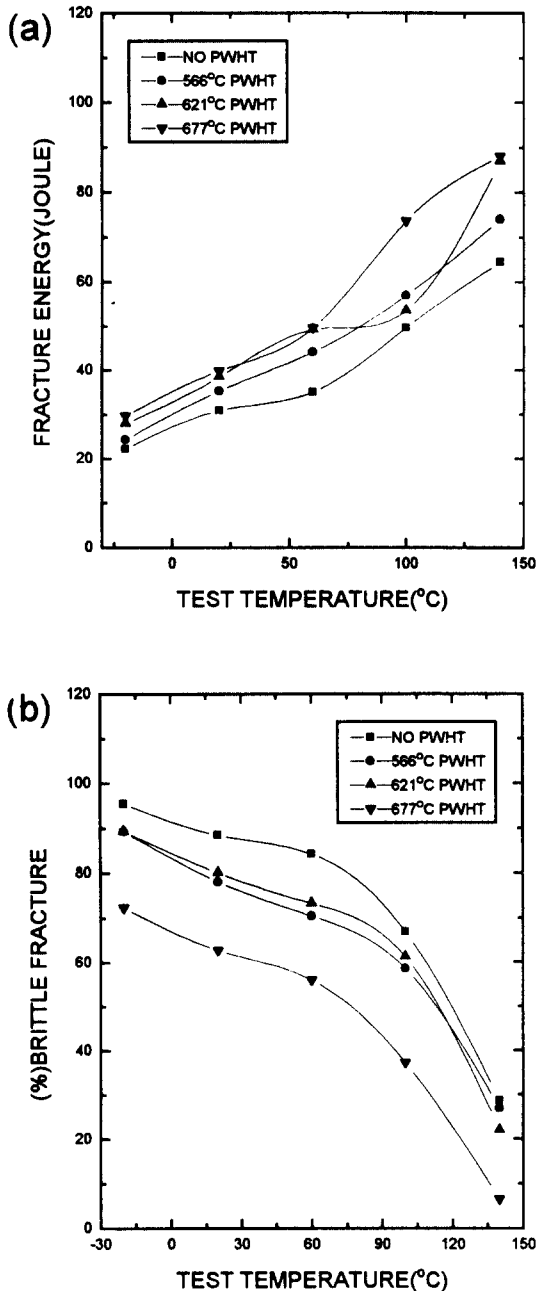


Fig. 8 Charpy V-notch impact test results of weldment.
 (a) Impact energy vs. testing temperature
 (b) Measurement of FATT₅₀

joule) 과 모재 제조 초기의 표준값 (FATT₅₀ = 121°C) 보다 모든 후열처리조건에서 높은 충격에너지와 낮은 FATT₅₀ 값을 나타냈다. 충격시험이 완료된 후 시험편들은 초음파세척기를 이용하여 세척한 후 선별된 시험편에 대하여 주사전자현미경으로 파면을 관찰하였다.

Table 4. Summary of Charpy V-Notch Results for the HAZ

Condition	FATT ₅₀ (°C)	Fracture Energy at FATT ₅₀ (Joule)
No PWHT	120	55
566°C PWHT	116	62
621°C PWHT	113	60
677°C PWHT	76	80

Figure 9는 상온에서 파괴된 시험편으로 부터 얻어진 사진으로 (a)는 후열처리를 하지 않은 시편에서 그리고 (b)는 677°C 후열처리 시편에서 준비되었다. 사진에서 보여지는 바와 같이 (a) (b) 모두 전형적인 덩플형태의 연성파괴를 보여주고 있으며 파괴면은 다량의 개재물을 노출시키면서 후열처리가 되지 않은 시편의 경우 덩플이 보다 날카롭게 형성되어진 것을 알 수 있다. 한편 이러한 개재물은 일반적으로 서브머지드 용접시에 첨가되는 플럭스로 부터 유입되어 용접금속의 파면에서 흔히 관찰되는 개재물과 유사하여 노치의 위치 설정이 의심되었지만, 임의로 용접금속, 열영부 그리고 모재에 각각 다이아몬드 휠로 날카로운 노치를 만든 후 파단한 파면과 비교한 결과 개재물이 포함된 파단면은 열영향부의 파단면과 동일한 것으로 나타났다. Figure 10은 용접금속, 열영부 그리고 모

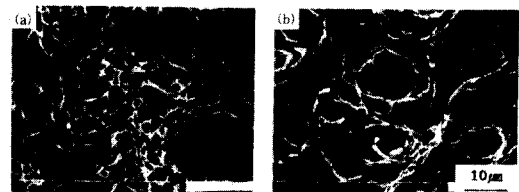


Fig. 9 Fracture surface of broken Charpy V-notch impact samples in HAZ.
 (a) NO PWHT (b) 677°C PWHT

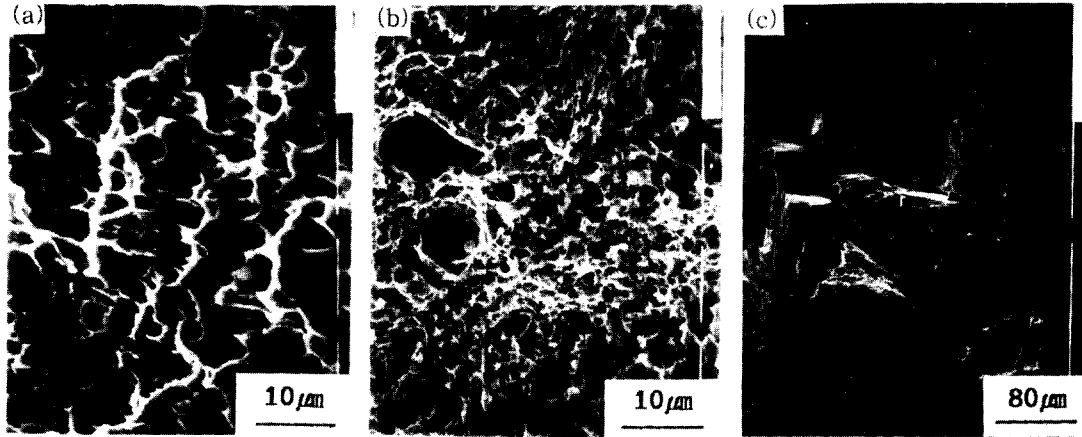


Fig. 10 Fracture surface of broken subsample notched by diamond wheel.
(a) Base metal (b) HAZ (c) Weld metal

재에서 관찰된 상이한 파면을 보여준다.

3. 2. 3 응력-파단 시험

응력파단 시험은 시험온도와 응력을 재료의 사용범위보다 높은 범위를 선택하여 30ksi의 응력으로 538℃에서 이루어졌으며 용접 보수된 경우의 용접부에 대한 고온 안정성을 관찰하였다. 시험은 후열처리하지 않은 시편과 677℃에서 후열처리된 시편 두가지 조건에서 이루어졌으며, 그 요약된 결과는 Table 5에 나타내었다. 시편의 파단시간은 후열처리되지 않은 시편이 677℃에서 후열처리된 시편보다 약 12시간 정도 길게 나타났으나 크리프와 연신률은 후열처리된 시편이 반대로 약간 높은 값을 나타내었다. 후열처리를 하지 않은 시편의 경우가 후열처리된 시편보다 파단시간이 장시간 유지된 것은 미소경도 측정 결과에서 나타난 바와 같이 용접부의 높은 경도에 기인한 것으로 생각된다. 즉 초기 높은 경도의 용접금속과 열영향부는 시험 온도에서 장시간 유지됨에 따라 우선 템퍼링 효과에 의하여 경도가 감소한 후 서서히 크리프 효과가 나타나므로서 파단시간이 연장된 것으로 생각된다. 한편 연신률에 있어서는 677℃ 후열처리 경우가 비록 파단시간은 짧았지만 후열처리 하지 않은 경우에 비하여 약간 높은 값을 보여 주었다. 이러한 결과는 크리프취성에 의한 효과로서¹⁶⁾ 파단

Table 5. Summary of stress-rupture test (593℃, 30 ksi)

Condition	Rupture Time (hr)	Creep Rate (%/hr)	Elongation (%)
NO PWHT	64.8	0.0210	2.6
677℃ PWHT	52.7	0.0228	3.0
Reference ¹⁵⁾ (NO PWHT)	68.9	0.0206	2.4

부의 파괴양상이 전단에 의한 입내파괴로 부터 입계파괴로의 천이 현상과 밀접한 관계를 나타내는 것으로 알려져 있으나 본 실험에서는 파단된 부위가 두 조건 모두 동일하게 용접금속부에서 연성파괴의 양상을 나타냈다.

한편 시험의 목적상 열영향부의 안정성과 파단 유무를 관찰하고자 한 시험이었지만 용접부의 강도 저하로 용접금속이 파단되어 후차적으로, 그 파단된 시편을 회수하고 충격시험에서와 같이 용융선에 인접한 부위에 다이아몬드휠로 노치를 만든 후 드라이아이스와 알코올을 혼합한 용액에서 냉각하여 파단한 시편의 파단면은 현저한 차이를 보여주었다. Figure 11은 그렇게 준비된 파단면을 주사전자 현미경으로 관찰한 것으로서, 후열처리되지 않은 시편의 파면은 다량의 공동을 함유한 입계균열을 보여준 반면 677℃에서 후열처리된 시편은 전단에 의한 입내균열을 나타내었다. 이와 같

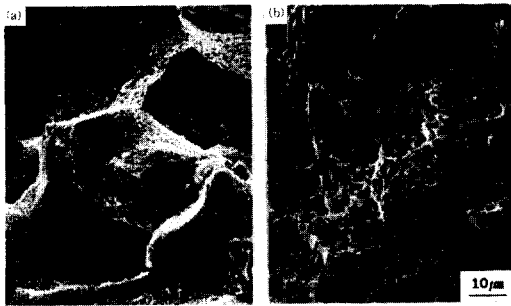


Fig. 11 Fractured surface of the stress-rupture tested samples, notched by a diamond wheel in HAZ.

이 후열처리를 하지 않은 경우에 나타나는 입계균열과 결정립계에 형성된 공동의 발생은 적절한 후열처리가 이루어지지 않은 경우에 열영향부에서 발생하는 재열균열의 초기 단계를 나타내준다고 하는 보고⁸⁾와 잘 일치하였다. 따라서 후열처리 되지 않은 시편은 677℃에서 후열처리된 경우 보다 재열균열이 발생할 확률이 클 것으로 생각된다. 이러한 결과로부터 본 연구에서와 같이 보수용접을 고려하는 경우 우선적으로는 상향된 기계적 성질을 소유한 재료를 용접금속으로 선택하므로써 용접금속의 강도를 보강하고, 동시에 용접부에서 특히 열영향부에서의 고온 안정성의 필수조건이 되는 재열균열 방지를 위하여는 후열처리 온도의 선택이 매우 중요할 것으로 생각된다.

4. 결 론

이상과 같이 손상된 CrMoV 터빈로터강의 보수용접에서 후열처리 온도에 따른 열영향부의 특성에 관한 연구 실험의 결과를 요약하면 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 용접 열영향부의 미세조직은 마르텐사이트와 소려된 마르텐사이트를 주된 조직으로 하고 있으며, 후열처리 되지 않았거나 566℃에서 후열처리된 경우에는 마르텐사이트 조직과 결정립계에 탄화물이 국부적으로 분포하였다. 반면 후열처리 온도를 621℃로 높힌 경우 재결정화에 의한 결정립 미세화가 시작되고 677℃

에서는 재결정화에 의해 형성된 20-30 µm의 미세한 결정립과 소려된 마르텐사이트 조직을 나타냈다.

2. 후열처리 온도가 증가됨에 따라 용접부와 열영향부의 미소경도는 감소하였고, 후열처리 온도가 높을수록 미소경도 감소가 크고 동시에 용접금속, 열영향부, 모재사이의 경도 차이는 작았다. 열영향부에서의 최대 경도는 후열처리 온도가 증가하는 순서로 472, 453, 418 그리고 323VHN로 측정되었다.
3. 충격에너지는 후열처리에 관계없이 모재보다 4배 이상 증가하였고, FATT₅₀ 에서도 향상되었다. 후열처리 온도 변화에 따른 충격에너지는 후열처리 온도가 677℃에서 가장 우수한 값을 보여 주었다. 한편 후열처리에 관계 없이 모든 조건에서 55 joule 이상의 높은 충격에너지를 나타낸 것은 다층 용접공정상 연속적인 재열과정으로 열영향부 미세조직이 재결정화되어 이루어진 미세한 결정립이 주된 원인으로 생각된다.
4. 응력파단 시험이 완료된 시편의 열영향부 파단면을 관찰한 결과 후열처리를 하지 않은 경우 재열균열의 초기단계를 나타내주는 공동이 결정립경계를 따라 발생하였으나, 677℃에서 후열처리된 시험편의 파단면은 전단 입내파괴를 나타내어 보수용접시 용접 열영향부의 고온안정성을 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다.

참 고 문 헌

1. S.C. Lee and S.W. Nam : "A Study on Condition Low Cycle Fatigue Properties of 1% Cr-Mo-V Steel Used in Turbine Rotors", J. Kor. Inst. Met., Vol. 28, No. 9, (1990), pp 18-824
2. S.H. Bush : "Failures in Large Stream Turbine Rotors", Electric Power Research Institute Proceedings, WS/79/235, Sept., (1981), pp. 1-27

3. R. T. Hagaman : "Failures Experience with Generator Rotor", Electric Power Research Institute Proceedings, WS/79/235, Sept., (1981), pp. 32-39
4. R. Viswanathan and A. Joshi : "Effect of Microstructure on the Temper Embrittlement of Cr-Mo-V Steels" Met. Trans. Vol. 6A, , (1975), pp. 2289
5. R. E. Munson and N. D. Russell : "Welded Rotor Repair, An Insurer s Perspective" EPRI Proceedings GS/6233, April, (1989), pp. 43-54
6. D. Murray : "Stress-Relief Cracking in Carbon and Low Alloy Steels", British W. J., August, (1967), pp. 447-456
7. K. P. Bently : "Precipitation During Stress-Relief of welds in CrMoV Steels", British W. J., vol. 11, (1964), pp. 507
8. C. P. You, A. Hipsley, and J. F. Knott : "Stress Relief Cracking Phenomena in High Strength Struvtral Steel", Metal Sci., Vol. 18, (1984), pp. 387-394
9. V. N. Zemzin and R. Z. Shron : "Local Breakdown of Joint in Heat-Resistant Cr-Mo-V Steels at High Temperatures", Avt. Svarka., (1968), No. 6, pp. 1
10. G. S. Kim : "Evaluation of Reheat Cracking Susceptibility with simulated Heat Affected Zones in CrMoV Turbine Rotor Steel", J. KWS, Vol. 13, (1995), pp89-101
11. T. D. Spry, D. J. Graves, G. Kulnen, G. Faber and H. Bartsch : "Weld Repair HP and IP Turbine Rotors Having Extensive High Temperature service, American Power Conference, April 1987, Chicago, IL.
12. EPRI Interim Report : "Temper Embrittlement of CrMoV Turbine Rotor Steels", EPRI CS-2242, (1982)
13. R. A. Swift and J. A. Gulja : "Temper Embrittlement of Pressure Vessel Steels", Welding J., Feb., (1973), pp558-564
14. O. Serrano : "A Comparison of As-Welded and Stress-Relieved 2 1/4Cr-1Mo Steel Electroslag Weldments, Microstructure and Properties", M. S. Thesis Dissertation, Colorado School of Mines, Golden (1979)
15. R. A. Swift and H. Rogers : " Study of Creep Embrittlement of 2 1/4cr-1Mo steel Weld Metal", welding J. July, (1976), pp. 188-198
16. A. D. Batte and M. C. Murphy : "Creep-Rupture Properties of 2 1/4CrMo Weld Deposit", Welding J. June, (1973), pp261-267