

CrMoV강 용접부의 주기적 열시효처리에 따른 미세조직, 미세경도 및 인장강도 특성

김 광 수 · 고 진 현*
 순천향대학교 신소재공학과
 *한국기술교육대학교 금속재료공학과

A Characteristic of microstructural evolution, microhardness and tensile properties in CrMoV rotor steel weldment experienced by the cyclic thermal aging heat treatment

G. S. Kim · J. H. Koh

Dept. of Materials Engineering, Soonchunhyang University
 Dept. of Metallic Materials Engineering, Korea University of Technology and Education

ABSTRACT An investigation of the CrMoV rotor steel weldment which experienced by cyclic thermal aging heat treatment and as-received condition was performed. This evaluation was carried out to confirm whether this type of weldment is appropriate for the service environment in terms of microstructural examinations, microhardness measurements and tensile tests. The cyclic thermal aging heat treatment, containing continuous heating and cooling thermal cycle was programmed to simulate the real rotor service condition. The heat treatment was performed for 40 cycles(5920 hrs). The results indicated that the weldment was composed of 4 different regions such as heat affected zone of the base metal, butter weld(initial weld), full thickness weld(final weld) and the base metal. The double welding process was applied to eliminate the susceptibility of reheat cracking at heat affected zone of base metal. The grain refinement at the HAZ due to the welding process could reduce the possibility of cracking susceptibility, but its tensile properties was appeared to be low due to the weld metal in as-received condition. The benefit effect, grain refinement was extended with carbides coarsening during the cyclic thermal aging heat treatment. However the poor mechanical properties of the weldment was more degraded as undergoing the heat treatment.

Key Words : *CrMoV Steel, Cyclic Thermal Aging, Microstructure, Microhardness, Tensile Property, Heat Affected Zone, Base Metal, Butter Weld, Final, Weld*

1. 서 론

터빈로터는 발전설비나 화학플랜트를 구성하는 부분중 핵심부분으로 설비의 가동중 고온과 높은 응력에서 장시간 노출되는 부분이다. 현재 발전설

비의 터빈로터는 사용 증기온도가 523~600°C 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.

고온과 고압에서 장시간 운전되는 터빈로터는 종종 열적피로, 크립손상, 고온부식 및 템퍼링취성²⁾³⁾ 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 경우에는 발전설비 전체의 교체를 통하여 원상대로 복구하기에는 막대한 시간과 경비가 소요된다. 따라서 이러한 경우, 보다 경제적이고 효율적으로 설비의 보완 및 운행을 위한 여러가지 방법이 고려되어질 수 있을 것이다. 이러한 경우 손상된 부분이나 또는 재료 본래 설계수명에 접근된 일부분을 제거한 후, 부분적으로 용접에 의해 보수할 수 있다면 용접시 발생하는 취약점을 갖고 있다 하더라도 매우 효과적인 방법이라 할 수 있다. 이와 같이 용접에 의한 보수가 효과적이지만, 불건전한 용접이 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(reheat cracking), 또는 후열처리균열 등의 문제점이 다발적으로 발생하는 것으로 보고되었다.⁴⁾⁵⁾⁶⁾ 그러나 최근 들어 선진 외국에서는 용접기술의 발전에 힘입어 발전설비의 긴급보수 및 운전을 목표로 하여 과거에는 어려운 문제로 인식되었던 CrMoV강의 용접을 보수용접의 관점에서 조사와 연구가 활발히 진행되어 CrMoV강의 용접시

발생되는 용접성의 문제점들을 향상시킬 수 있었다.⁷⁾⁸⁾ 그러나 국내에서는 그러한 기술 정보 등이 매우 부족한 상태이다. 따라서 본 연구에서는 외국의 전문용접기관이 상업적으로 용접한 터빈로터 용접부중 일부를 입수하여, 이를 대상으로 용접부의 특성을 조사하고자 하였다. 한편 CrMoV강의 용접부는 일반적으로 용접후에는 큰 문제가 없지만 용접물을 실제 고온의 사용 분위기에 적용하였을 때 짧게는 3개월 길게는 6개월 정도 사용시 용접열영향부에서 미소 균열이 발생하는 것으로 알려져 있다.⁵⁾⁶⁾ 따라서 이러한 균열 발생의 유무를 포함하는 용접부의 고온 신뢰성을 조사하기 위하여 용접물의 실제 사용 분위기에 접근하는 주기적 열시효(cyclic thermal aging)처리를 이용하였고, 용접부 특성 및 열적 안정성의 평가는 미세조직 검사, 미세경도측정, 그리고 인장시험을 통하여 이루어졌다.

2. 실험방법

2.1 재료 및 용접

본 연구에 사용된 재료는 서론부에서 언급한 것과 같이 보수용접에 그 주안점을 두고자 약 10년간 증기터빈설비에서 고압/중간압력(high/intermediate pressure) 터빈로터용으로 사용되던중 균열이 발생하여 은퇴된 1.0Cr-1.0Mo-0.25V강을 용접 모재로 하였다. Table 1은 사용된 터빈로터강 모재와 용접부의 화학조성을 나타냈다. 용접은 보수용접을 전문적으로 시행하고 있는 국외 B사에 의하여 이루어졌으며 용접공정 및 용접재의 기본조성에 관한 자료는 자사 기술의 보호차원에

Table 1. Chemical compositions of the weldment.(wt%)

	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo	V
Rotor base metal	0.31	0.18	0.75	1.04	0.11	0.016	0.012	1.14	0.24
Initial weld metal (Butter weld)	0.10	0.26	0.81	2.09	0.11	0.011	0.015	0.91	0.016
Final weld metal	0.071	0.54	1.36	1.62	0.04	0.019	0.019	0.82	0.004

서 공시하지 않았다. 따라서 Table1은 용접부에서 구분되는 부분에 대하여 본 연구에서 화학분석을 통하여 얻은 결과를 나타낸 것이다.

2. 2 열처리 및 특성 평가

용접부의 열처리는 주기적 열시효 방법에 의하여 이루어졌다. 이 방법은 본 터빈로터강의 파괴원인이 되었던 템퍼링취성(temper embrittlement)에 대한 민감도를 고려할 뿐아니라 동시에 용접부의 열영향부나 용접부에서 발생하는 재열균열 등에 대한 민감도를 알아보기 위하여 선택하였다. 실제로 용접부의 재열균열 평가시에는 용접부에 외부적인 응력을 부과하여 열처리하는 것이 일반적인 방법이지만 본 연구에서는 재열균열을 직접적으로 유도하여 균열 상태를 관찰하기 보다는 미세조직의 변화과정을 관찰하므로써 균열의 민감도를 간접적으로 관찰하고자 하였다. 열처리는 머플로에서 진행하였고 고온에서의 과도한 산화를 방지하기 위하여 열처리 하는 동안 일정량의 Ar가스를 공급하였다. 또한 열처리에 따른 용접부의 인장성질과 미세조직 관찰을 위하여 따로 준비된 용접부 시험편을 동시에 열처리 하였다. 열시효처리는 593°C로 유지된 전기로에 시험편을 장입한 후 20시간 유지하고 시험편을 꺼내어 대기중에서 상온까지 냉각한 후 다시 전기로에 장입하였고 이렇게 4번을 한

후 한번의 사이클은 그 유지 시간을 68시간으로 한 후 대기중에서 냉각하였다. 이와 같은 시험 주기를 1사이클로 규정할 때 모두 40회의 주기까지 시험이 이루어졌고, 총 열처리시간은 총 5920 시간 이루어졌다. Fig. 1은 열처리 사이클의 진행도를 간단히 나타냈다. 열처리에 따른 용접부의 특성 평가는 광학 현미경과 SEM 등을 이용한 미세조직 관찰, 미세경도측정, 그리고 인장시험에 의하여 이루어졌다. 열처리하지 않은 용접부에 대해서도 열처리된 조건들과 비교 평가하기 위하여 위에 언급된 동일한 시험을 시행하였다.

3. 결과 및 고찰

● 열처리하지 않은 용접부의 거시·미세조직 및 기계적 성질

Fig. 2는 실험에 사용된 용접부의 거시조직과 각부의 명칭을 나타냈다. 거시조직의 관찰에 의하면 용

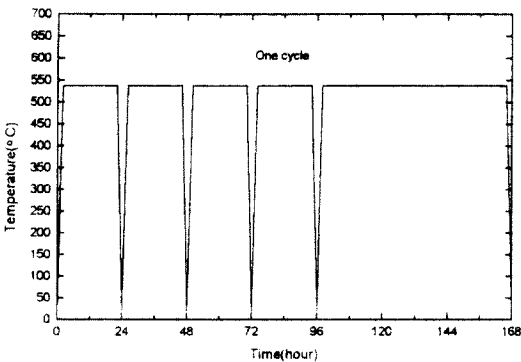


Fig. 1 Schematic diagram of the cyclic thermal aging heat treatment.

Fig. 2 Macrostructure of the CrMoV steel weldment.

접은 두 번의 공정에 의하여 만들어진 것으로 조사되었고, 거시적으로 모재, 모재의 열영향부, 버터링(초기) 용접부 그리고 최종 용접부 4부분으로 크게 구분될 수 있었다. 초기 모재에 이루어진 초기 용접은 이름하여 버터링(buttering)용접⁹⁾으로 하였고 뒤이어 이루어진 2차 용접공정은 버터링되어있는 두 개의 터빈로터 모재를 궁극적으로 연결하기 위한 최종 용접이 시행된 것으로 조사되었

다. 이때 최종 용접은 이미 만들어진 버터링부에 이루어지기 때문에 이 부분은 재가열된 버터링부로 표기될 수 있었다. 이와 같이 두 용접공정이 적용된 이유는 초기 버터링 용접은 일반적으로 후판의 깊은 홈(narrow gap) 용접시 초기 적은 용접입열의 공정을 모재에 적용하여 적은 범위의 열영향부와 그 열영향부의 미세조직을 특별히 미세화 하기 위하여 이루어지도록 한 것이다. 다음으로 최종

용접은 이미 만들어진 버터링부에 열영향부를 만들게 되기 때문에 모재의 특성을 크게 변화시키지 않고 모재를 용접하는 공정이 된다고 할 수 있다. Fig. 3(a)-(e)는 용접부중 각 부위 미세조직을 광학현미경으로 저배율과 고배율에서 관찰한 결과를 나타냈다. (a)는 모재, 모재의 열영향부 그리고 버터링용접부를 포함하는 저배율의 미세조직으로 모재의 결정립이 열영향부로 이동하면서 크기가 증

Fig. 3 Microstructures of the weldment (a)boundary between base metal and butter weld (b)base metal (c)HAZ close to fusion line (d)butter weld (e)final weld.

가하다가 용융선에 인접해서는 다시 감소하는 경향을 보여준다. (b)와 (c)는 (a)에서 모재와 열영향부를 고배율로 관찰한 것으로서 모재(b)는 구오스테나이트 경계에 조대한 탄화물띠를 갖는 템퍼드 베이나이트 조직을 기지로 하고 약간의 페라이트 조직을 나타냈다. 이는 모재가 이미 15년간 실제 운전조건에서 운전되어 초기의 페라이트 조직이 변화되었기 때문이다. (c)는 버터링 용접에 의해 만들어진 모재 열영향부중 모재에 가장 인접한 부위를 고배율로 관찰한 것이다. 열영향부는 다른 용접공정에서와 달리 결정립을 구분할

수 없을 정도로 매우 미세하게 나타났고 용융선 부근에는 소량의 템퍼드 마르텐사이트 조직이 관찰되었지만 사진에서 보는 바와 같이 모재쪽으로는 구상화된 탄화물이 다량 산재한 조직을 나타내고 있다. (d)와 (e)는 각각 버터링 용접부와 최종 용접부를 나타내고 있는데 버터링 용접부는 결정립계에 탄화물띠를 장식한 초석페라이트를 기지를 보여주고, 최종 용접부는 초석 페라이트와 다층 용접 특성상 발생하는 용접 열이력 중복에 의하여 형성된 것으로 보이는 소량의 템퍼드 베이나이트와 페라이트가 혼재한 미세조직을 나타냈다. 이상과 같은 관찰 결과 용접부에서 가장 강한 부위는 구상화된 탄화물과 템퍼드 마르텐사이트 조직을 갖는 모재의 열영향부가 될 것으로 그리고 가장

약한 부위는 최종 용접부 또는 버터링 용접부가 될 것으로 사료된다. 미세조직 관찰에 이어 미세조직이 미세경도에 어떻게 반영되는지 알아보기 위하여 용접부의 미세경도 추이를 Fig. 4와 같이 조사하였고, 열처리된 시험편에서 측정된 값도 비교를 위하여 함께 표시하였다. 경도가 가장 높은 곳은 미세조직 관찰결과와 일관성 있게 버터링 용접에 의한 모재의 열영향부로 대략 287VHN 값을 나타냈다. 이 값은 모재에 비하여 약 27VHN 정도 상승된 값이지만 동일 모재를 사용하여 만든 다른 용접부에서 얻어진 결과⁷⁾와 비교할 때는 상대적으로 낮은 것으로 나타났다. 이와 같은 경도값은 비록 템퍼드 마르텐사이트 조직을 기본으로 하지만 Fig. 3(c)에서와 같이 구상화된 탄화물에 기인한 것으로 생각된다. 가장 낮은 값은 버터링 용접부에서 기록되었으며 그 값은 대략 220VHN 정도였다. 이렇게 낮은 경도값을 보이는 것은 버터링 용접부가 장시간 2차의 최종 용접공정을 경험하면서 이루어진 연속적인 템퍼링효과에 기인한 것으로 사료된다. 모재의 열영향부를 제외하고는 다른 부분들의 미세 경도 값은 모재에 비해 낮은 것으로 나타났는데 이는 용접시 사용된 용접봉의 화학성분에 기인한 것으로 사료된다. 참고로 용접부의 화학조성 결과인 Table 1에 의하면 사용된 용접봉의 탄소량은 모재에 비하여 매우 낮은 값을 갖는 것으로 나타났다. 이것은 고탄소의 용접봉을 사용하는 경우에 특히 모재와 용접봉에 다량 포함된 탄소와 용접봉의 탄화물 형성 원소들 사이에 시간 경과에 따라 탄화물 형성을 야기하는 경우 열영향부를 취약하게 하여 인성을 약화시킬 수 있는 가능성을 배제하기 위함이었다는 보고가 있었다⁶⁾. 한편 가장 낮은 값을 갖는 버터링 부위에서도 최종 용접부와 인접한 부위는 높은 경도 값을 갖는데 이는 이미 응고된 버터링 용접부가 최종 용접공정에 의하여 재가열되므로서 버터링 부위에 마치 모재의 열영향부와 같은 성격을 갖는 경화부를 만들기 때문인 것으로 생각된다. 이상의 미세조직 관찰과 미세경도 조사 결과를 놓고 볼 때 모재의

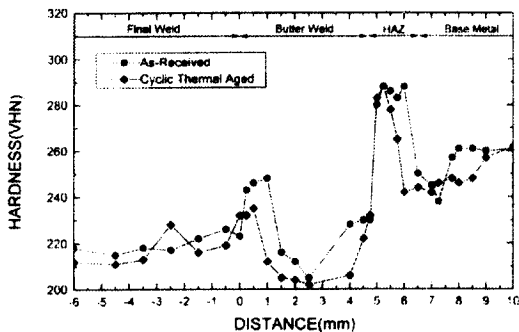


Fig. 4 Microhardness profiles across the weldment.

용접성에 나쁜 영향을 미치는 열영향부의 조대한 조직을 제거하는 방법으로 사용된 버터링 용접은 매우 효과적이라고 생각되지만 실제 사용된 용접봉의 선택은 용접물의 강도를 전반적으로 하락시키고 용접물이 갖추어야 할 기계적 특성을 현저하게 낮출수 있을 것으로 생각된다. 이러한 추론을 확인하기 위하여 인장시험을 시행하였다. Table 2는 열처리 전과 후 용접부의 인장시험 결과를 보여주고 있으며, 동시에 모재자체 그리고 초기 모재의 본래 규격(ASTM)도 함께 나타냈다. 열처리 되지 않은 상태의 용접부의 항복 및 최대 인장강도 값은 모재 및 ASTM 규격에 비하여 약 20% 정도의 낮은 값을 나타냈고, 반면에 단면수축률은 모재 및 소재 규격에 같거나 약간 상회하는 값을 나

타냈다. 인장시험편 3개중 1개는 버터링 용접부에서 2개는 최종 용접부에서 파괴가 일어났다. 이와 같이 파괴가 모두 용접부에서 발생하고 그 값이 낮은 것은 용접부가 가장 낮은 미세경도 값을 가지며 초석 페라이트기지의 미세조직을 갖는 것과 잘 일치하는 것으로 나타났다. 이와 같은 인장시험 결과는 용접에 사용된 용가재가 비교적 저탄소를 함유하였기 때문으로 사료되며, 그 확인을 위한 일련의 과정으로 동종의 강에 다른 화학성분의 용가재를 사용하여 용접된 경우^{7,14)}와 비교하였을 때 인장강도와 항복강도에서 약 20~25% 정도의 낮은 값을 갖는 것으로 나타났다. Fig. 5는 파괴된 인장시험편의 단면을 나타내는 SEM사진으로 파단된 부분의 차이에 무관하게 특징 없는 덩플 파단면을 관찰할 수 있었다. 한편 파단면의 덩플에 있는 구상의 입자는 EDS 분석결과 MnS의 비금속 개재물로 판명되었다.

● 주기적 열시효 처리후 용접부의 미세조직 및 기계적 성질

실험 방법에서 설명된 바와 같이 주기적 열시효처리는 궁극적으로 용접부의 사용 분위기가 약500~565°C의 고온에서 냉각과 가열이 연속적으로 이루어지기 때문에 이를 모방하기 위하여 채택되었다. 주기적 열처리가 진행되는 동안 경도는 7주기(1036 hr)를 경험한 시편을 그리고 인장시험은 7

Fig. 5 Fracture surface of the tensile tested specimen.

Table 2. Summary of the tensile test results.

Conditions		Tensile Test			
		Y.S, MPa (ksi)	U.T.S, MPa (ksi)	RA(%)	Location of Failure
ASTM A-470		586(85.0)	723~861 (105~125)	43.0	
Rotor Base Metal		667(96.7)	150(121.8)	41.3	
As-Received Weldment		519(75.3)	634(92.3)	43.2	F.W*:2, B.W*:1
Thermal-Aged	7 cycle(1036 hr)	512(74.2)	628(91.1)	40.6	F.W:2, B.W:1
Weldment	40 cycle(5920 hr)	453(65.7)	547(79.3)	39.3	F.W:2, B.W:1

주기와 최종40 주기를 경험한 시험편들을 사용하였다. 또 다른 시편들은 최종 용접부, 버터링 용접부, 그리고 버터링 용접에 의하여 만들어진 모재 열영향부의 미세조직을 열시효 처리중 주기의 증가에 따라 변화된 미세조직을 관찰하였다. Fig. 6의 (a)(b), (c)(d) 그리고 (e)(f)는 각각 모재의 열영향부, 버터링 용접부 그리고 최종 용접부를 7사이

클(1036 hr)이 지난 후에 그리고 40사이클(5920 hr)이 완료된 이후에 관찰된 미세조직을 나타내고 있다. 이 세부분의 미세조직은 열처리하지 않은 시험편에서 관찰된 미세조직과 비교하기 위하여 유사한 부분을 주기의 차이에 따라 관찰된 것이다. 모재의 열영향부는 Fig. 3(a)에서 관찰된 바와 같이 열처리 전에도 용융선에 인접한 부위에서는 결

Fig. 6 Microstructures of the weldment after cyclic thermal aging heat treatment (a)HAZ, after 7 cycles (b)HAZ, after 40 cycles (c)butter weld, after 7 cycles (d)butter weld, after 40 cycles (e)final weld, after 7 cycles (f)final weld, after 40 cycles.

정립의 크기가 약간 감소하는 것으로 나타났지만 열사이클이 진행됨에 따라서 구오스테나이트 경계를 따라서 재결정화가 진행되므로 열영향부의 결정립을 더욱 미세화 하는 것으로 관찰된다. 이러한 재결정화는 용접시 발생하는 급가열에 따라 탄화물이 용해되고 용해된 탄화물들이 핵생성 자리 역할을 하고 동시에 발생된 내부응력이 구동력으로 작용하여 이루어진 것으로 생각된다. 이와 같은 결정립의 미세화는 열영향부의 경도를 낮추면서 열영향부가 갖는 본래의 취약한 성질을 개선할 것으로 생각된다. 따라서 재결정화는 본 용접물에서는 초기 용접인 버터링 용접에 기인한 것으로서 버터링 용접공정은 열영향부의 인성향상에 효과적일 것으로 사료된다. Fig. 6 (c)(d)는 버터링용접부에서 열처리에 따라 변화된 미세조직을 관찰한 것으로 열처리전 상태인 Fig. 3(d)와 비교된다. 초기 구오스테나이트 결정립을 장식하고 있던 탄화물은 열처리 경과에 따라서 탄화물이 조대화되고 구상화 되는 것으로 나타났으며 이러한 과정은 40주기 열처리 조건에서는 더 많은 수의 조대화된 탄화물을 관찰할 수 있었다.

일반적으로 열처리시 대략 0.5Tm 이하의 열처리시에는 평형 탄화물상이 형성되기 어렵고 또한 기지와는 불일치하는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 이러한 탄화물은 장시간의 템퍼링 처리시에는 구상화 되기

쉽고 또한 조대화되기 용이하다고 알려져 있다. 이것의 주된 요인은 아마도 불평형 탄화물의 높은 계면에너지에 기인한 것으로 사료되고, 이러한 빠른 구상화를 야기시키는 탄화물은 주로 M₂₃C₆와 M₆C 등의 탄화물로서 Robinson¹¹⁾ 등은 이런 탄화물의 구상화와 조대화는 크립강도의 큰 손실을 야기시킨다고 보고하였다. Fig. 6(e)(f)는 최종 용접부의 미세조직으로 Fig. 3(e)와 비교된다. 최종 용접부의 열처리는 초기 조대한 페라이트 조직이 미세화되었고 또한 부분적으로 소량의 탄화물이 결정립계에서 조대화한 현상을 보여준다. Tamaki¹²⁾ 등은 Cr-Mo 강에 있어 Mo 탄화물에 의한 재열균열에 관하여 조사하였는데 그들에 따르면 M₂C 형태의 탄화물은 초기 미세하게 페라이트 결정립계에 위치하고 결정립계의 결합력을 약화시키면서 재열균열을 야기시키지만 템퍼링중에 성장하여 만들어진 조대화한 탄화물은 연성의 증가를 가져오기는 하지만 크립강도를 크게 하락시키기 때문에 고온 강도의 요구에는 적합하지 않다고 설명하고 있다. Fig. 7 (a)(b)는 Fig. 6(c)와(e)상태를 SEM으로 관찰한 것으로서 광학현미경에서 관찰된 것과 같이 최종 용접부(a)와 버터링 용접부(b)에서 모두 주로 결정립계에 탄화물이 형성되었으며 버터링 용접부(b)에서는 입내에도 일부 탄화물이 분포된 것을 관찰할 수 있었다. 이상과 같

Fig. 7 SEM micrographs of the cyclic thermal aged weldment showing the carbides(a)final weld (b)butter weld.

이 열처리된 용접부의 미세조직을 관찰한 결과로부터 본 용접물의 최종용접부와 버터링부는 고온에서 장시간 열처리시 발생하는 탄화물의 조대화가 빠르게 일어나기 때문에 용접부가 실제 사용되는 분위기에서 요구되는 고온강도를 유지하기에는 적절하지 않은 것으로 나타났다. 따라서 차후 본 용접물의 제작공정에 사용되는 용접 용가재의 선택은 고온에서 장시간 사용시 특성을 유지할 수 있는 용가재를 사용하는 것이 바람직하다고 하겠다. 열처리과정중 7주기를 거친 시험편의 미세경도 시험결과도 Fig. 4에 같이 나타냈는데, 열처리를 경험한 시험편은 열처리하지 않은 시험편의 미세경도와 비교할 때 전반적으로 감소한 것으로 나타났다. 이는 이미 미세조직에서 관찰한 바와 같이 열처리에 의하여 연화된 조직과 탄화물의 조대화에 기인한 것으로 생각된다. 한편 두 용접부에 비하여 열영향부의 미세경도가 열처리에 무관하게 큰 차이를 나타내지 않았는데 이것은 열처리 시간이 짧아 재결정화가 충분히 확대되지 않아 열처리전의 경도를 유지하기 때문으로 생각된다. 미세경도에 이어 진행된 열처리된 시험편의 인장강도 시험의 결과도 Table 2에 열처리전 인장시험의 결과와 함께 나타났다. 열처리된 시험편중 7주기를 거친 시험편의 인장강도는 열처리전에 비하여 큰 차이를 나타내지 않았다. 반면에 40주기를 경험한 시험편의 강도는 열처리전 용접부에 비하여 약 12% 정도의 강도

저하를 나타냈다. 이는 미세조직의 변화에 거의 일치하는 현상으로서 조직의 연화와 탄화물의 조대화가 직접적으로 용접부의 강도를 낮춘 것으로 생각된다. 반면에 인장강도의 감소에도 단면수축률은 증가하지 않고 오히려 약간 감소하는 것으로 나타났는데 이것은 아마도 장시간의 시효처리중 미세조직의 연화와는 반하게 템퍼링취성의 가능성이 있는 P, S에 의한 취약화일 가능성이 있는 것으로 사료된다. P와 S를 포함하는 Cr-Mo강 또는 Cr-Mo-V강은 장시간 템퍼링시에 이들 원소들이 결정립계에 주로 편석하여 강도에는 크게 영향을 주지 않지만 연성을 현저하게 감소시키는 것으로 알려져 있다¹³⁾. Fig. 8은 40주기를 경험한 인장시험편중 한 시험편의 파단면을 SEM으로 관찰한 것으로 열처리전(Fig 5) 덩플만이 관찰된 것과 달리 부분적으로 취약한 파단면을 관찰할 수 있었다.

4. 결론

Cr-Mo-V강 용접부의 특성중 미세조직, 미세경도 그리고 인장성질이 열처리전과 주기적 열시효 열처리후에 어떻게 변화되는지에 대한 연구결과를 요약하면 다음과 같다.

1. 열처리전 모재는 템퍼드 베이나이트, 모재 열영향부는 템퍼드 마르텐사이트, 버터링 용접부와 최종 용접부는 초석페라이트를 기지로 하고 탄화물이 주로 결정립계에 분포하고 있었다. 열처리후의 조직은 열처리 시간이 경과되면서 열영향부와 용접부의 조직이 미세화 되었다. 용접부중 버터링 용접부는 탄화물의 조대화가 진행되었고, 최종용접부는 조직의 미세화와 함께 조대한 탄화물이 주로 결정립계에 분포하는 것으로 나타났다.
2. 용접부중 미세경도가 가장 높은 곳은 모재의 열영향부로 287VHN으로 모재에 비하여 10% 정도 높게 나타났다. 가장 낮은 값은 버터링 용접부로 평균 220VHN 정도였다. 버터링 용접부의 낮은 경

Fig. 8 Fracture surface of the thermal aged tensile tested specimen.

도는 용접시 선택된 용가재의 자체 강도가 낮은 것에 기인한 것으로 사료된다. 한편 열처리 후의 미세경도 추이는 열처리전과 비교할 때 용접부 경도가 낮아지는 것으로 나타났다.

3. 용접부의 인장성질중 항복 및 인장강도는 모재 및 본래 소재(ASTM)의 사양에 비하여 약 20% 정도의 낮은 값을 갖는 것으로 나타났지만 단면 수축률은 모재보다 크게 기록되었다. 열처리 시편에서는 7주기와 40 주기 모두에서 현저하게 낮은 항복 및 인장강도를 나타냈다. 이와 같은 강도 저하는 고온에서 용접물을 사용할 경우 적절하지 않을 것으로 생각된다.

후 기

본 연구는 1998년 한국전력공사의 지원에 의하여 기초전력공동연구소 주관으로 수행된 연구 결과의 일부로 관계기관에 감사 드립니다.

참고문헌

1. S.C. Lee and S.W. Nam : J. Kor. Inst. Met., Vol. 28, No. 9, (1990), pp18-824.
2. R.T. Hagaman : Electric Power Research Institute Proceedings, WS/79/235, Sept.,(1981), pp.32-39.
3. R. Viswanathan and A. Joshi : Met. Trans. Vol. 6A, (1975), pp. 2289.
4. R.E. Munson and N.D. Russell : EPRI Proceedings GS/6233, April, (1989), pp.43-54.
5. D. Murray : British W. J., vol. 8 , (1967), pp. 447-456.
6. K.P. Bently : British W. J., vol. 11, (1964), pp. 507.
7. G.S. Kim : J. KWS, Vol. 13, No.4, (1995), pp89-101.
8. T.D. Spry, D.J. Graves, G.Kulnen, G.Faber and H. Bartsch : American Power Conference Proceedings, April 1987, Chicago, IL. pp345-353.
9. H. B. Cary : Modern Welding Technology, Prentice-hall, Inc pp 483.
10. J.H. Woodhead and A.G. Quarrel : JISI, 203, pp605-620.
11. V.S. Robinson, A.W. Pense and P.D. Stout : Welding J. 43(12) pp531-540.
12. K. Tamaki and J. Suzuki : Research report of the faculty of engineering, Mie, Japan vol.11,(1986) pp95-122.
13. R. Viswanathan and A. Joshi : Met. Trans. vol 6A, (1975), pp2289-2297.
14. G.S. Kim and Y.K.Oh : J. KWS, Vol. 16, No.4, (1998), pp26-35.