

研 究 論 文

大韓熔接學會誌
第5卷, 第1號, 1987年 3月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol.5, No.1, Mar., 1987.

Cr-Mo강 용접 후 열처리재의 피로파괴에 관한 연구
(가열속도를 중심으로)

임재규* · 정세희** · 최동암***

The Effect of PWHT on Fatigue Fracture in HAZ of Cr-Mo Steel:
(for heating rate)

J. K. Lim*, S. H. Chung**, D. A. Choi***

Key words : HAZ(용접열영향부), Fatigue Behavior(피로거동), PWHT(용접 후 열처리)
Heating Rate(가열속도), Residual Stress(잔류응력)

Abstract

During PWHT, it is well known that residual stress in weld HAZ is one of the reasons for PWHT embrittlement. In case of static loading, it was experimentally found that fracture toughness of weld HAZ was dependant upon PWHT conditions. However, the effects of PWHT on fatigue behavior are not clearly verified.

Therefore, in this paper, the effects of heating rate of PWHT conditions and residual stress simulated in weld HAZ of Cr-Mo steel on fatigue crack propagation behavior were evaluated by fatigue Testing and SEM observation.

The obtained results are summerized as follows ;

1. Applied stress(10 Kgf/mm²) in weld HAZ during PWHT tended to decrease fatigue strength and to increase fatigue crack growth rate.
2. Applied stress and slow heating rate of 60°C/hr during PWHT contributed to precipitation of impurity elements as well as carbides, which promoted the fatigue crack growth.
3. Fatigue crack growth rate decreased at the heating rate of 220°C/hr in contrast with 600°C/hr and 60°C/hr.

* 정회원 : 전북대학교 기계공학과.

** 정회원 : 전북대학교 정밀기계공학과.

*** 전북대학교 대학원 : 현, 전북기계공고

1. 서 론

선체구조물 또는 대형압력용기의 피로 파손문제는, 최근 안전설계 및 경제설계가 강조되어 특히 주목되어 왔다. 더욱이 용접구조물의 파괴원인은 주로 용접시에 발생하는 잔류응력이나 수소의 흡수 또는 용접열로 인한 금속조직의 변화등에 의한 기계적성질의 저하에 기인된다고 알려지고 있다.¹⁾ 이들 요인으로 인한 용접부의 기계적성질의 저하를 경감하기 위한 방법으로 용접후열처리(post weld heat treatment : PWHT)를 실시하게 된다. 그러나 이 열처리는 보통 600°C 이상의 고온에서 실시되기 때문에 열처리 효과에 의해서 용접부 특히 용접영향부(heat affected zone : HAZ)의 조대결정조직에 응력제거 크랙(stress relief crack : SRC)의 발생내지는 재질의 취화를 가져오고 있다.²⁻³⁾ 뿐만아니라 최근 용접구조물의 사용조건이 점점 가혹하여 지므로 사용중에 균열이 발생하는 예가 증가하고 있다. 특히 PWHT한 용접구조물은 용접시에 수반된 작은 언더컷트, 기공, 냉간 및 열간균열과 불순물등을 기점으로 한 미세균열이 존재하는데⁴⁾ 이러한 균열은 용접구조물의 사용중 상당한 부분이 피로 파괴의 핵이 되어 피로균열의 진전내지는 파괴를 유발하고 있다. 따라서 용접 HAZ의 피로파괴를 미연에 방지하는데는 종래에 주목했던 균열발생수명을 설계기준으로 하는 것 보다는 피로균열전파수명을 기준으로 하는 쪽이 보다 합리적이어서 최근 피로균열전파거동의 해석이 많은 관심을 모으고 있다.⁵⁾

이러한 피로균열전파거동에 영향을 주는 인자로서는 열처리에 의해 표면에 생긴 탈탄층⁶⁾, 소성가공(기계적⁸⁾ 표면상태⁹⁻¹¹⁾ 그리고 잔류응력¹²⁻¹⁴⁾을 들 수 있으며, 이들 인자들중에서도 잔류응력의 영향은 아주 중요하고 특히 용접구조물에서는 PWHT시 용접부에 잔존된 잔류응력에 의해 불순물이나 탄화물들이 입계에 석출되며¹⁵⁾, PWHT조건에 의해서 용접 HAZ 조직이 변질되므로 이러한 잔류응력의 유무와 PWHT 조건이 피로균열전파에 어떠한 영향을 미치는 지를 검토할 필요가 있다.

따라서 본 연구에서는 Cr-Mo강 용접 이음부에 무응력상태와 잔류응력을 모의한 10 kgf/mm²의 응력을 작용시킨 상태에서 PWHT 가열속도를 변화시킨 대상조직을 만들어 피로시험과 파면관찰을 통하여 용접영향부 조대 결정조직의 피로균열 전파특성을 고찰하였다.

2. 시험편 및 시험방법

2-1. 시험편

본 실험에 사용된 시험편은 판두께 16mm의 Cr-Mo 강판으로 화학성분 및 상온에서의 기계적성질은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties

(a) Chemical compositions(wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.39	0.26	0.72	0.025	0.008	0.002	0.02	0.98	0.193

(b) Mechanical properties

Tensile strength (kgf/mm ²)	Yield strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)
104.1	66.8	19.2

Cr-Mo강판은 용접시험편을 얻기 위해 Fig. 1에서와 같이 150×600mm 크기의 소판으로 절단한 후, 그 표면에 압연방향과 직각방향으로 깊이 3mm의 60°V 홈을 기계가공하였으며, 그 위에다 입열량 약 38KJ/cm로 일층용접을 실시하였다. 이때 예열온도는 200°C 였으며 사용한 용접기는 잠호자동용접기(submerged arc welder), 용접봉은 AWS EG-G급이고 Flux는 AWS F7A6급 저합금강용이며 용접조건은 Table 2와 같다.

이와같이 용접된 강판은 Fig. 1에 보인 바와 같이 용융선(fusion line)이 시험편의 중앙에 오도록 채취하여, 두께 4mm, 폭 30mm, 길이 140mm의 시험편으

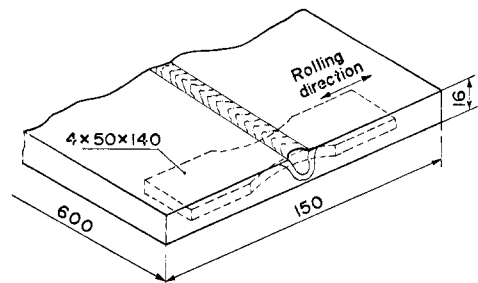


Fig. 1. Welding plate configuration and extraction of specimens

Table 2. Welding conditions (submerged arc welding)

Heat input (KJ/cm)	Pre-heating temp. (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Wire dia. (mm)
38	200	800	40	50	3.2

로 기계가공 하였다.

2-2. 실험방법

준비된 시험편은 소정의 용접후 열처리에 제공되었으며, 열처리온도는 650°C, 유지시간은 1/4시간으로, 열처리후 단전하여 노냉시켰다. 여기서 가열속도는 Fig. 2에서와 같이 600°C/hr, 220°C/hr, 60°C/hr, 280°C/hr

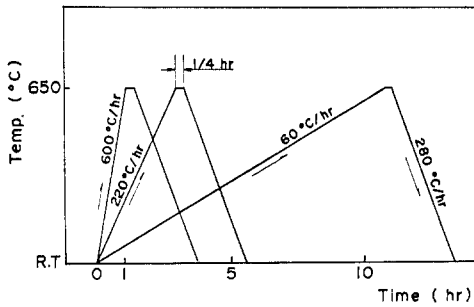


Fig. 2. Heat treatment conditions

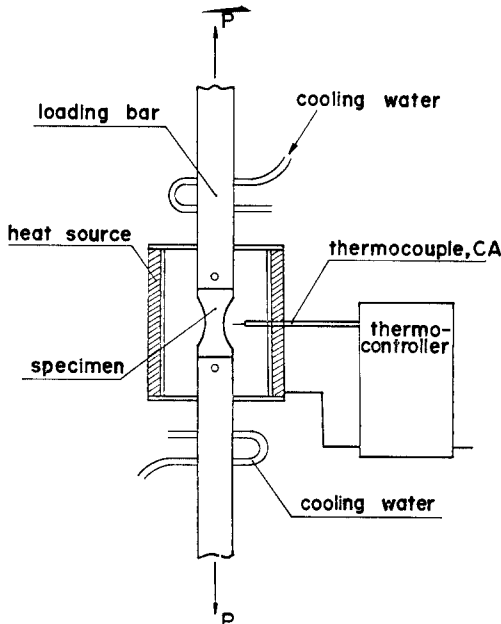


Fig. 3. Schematic diagram of heat treatment furnace

의 세가지로 변화시켰다. 또한 열처리는 잔류응력의 효과를 알아보기 위한 한 방법으로 시험편에 단축응력 $\sigma_n = 10 \text{ kgf/mm}^2$ 을 작용시킨 경우의 $\sigma_n = 0$ 즉 무응력의 두 상태에서 실시하였다. Fig. 3에 열처리로의 개략도를 도시하였다.

이상의 절차에 의해서 PWHT가 끝난 시험편은 Fig. 4에 도시한 피로시험편으로 다시 가공하였다. 노치는 그림에서 알수 있듯이 용융선을 따라 시험편의 폭방향으로 원판 카터를 사용하여 폭 0.3mm, 깊이 3mm로 가공하였다. 시험편의 표면은 연삭한 다음 #1500까지 사포를 사용하여 연마하였다. 사용한 시험기는 5kg.m용량의 반복굽힘 피로시험기이고 반복속도는 30Hz였으며 시험편의 최소단면에서의 응력비는 $R=0$ 으로 하였다.

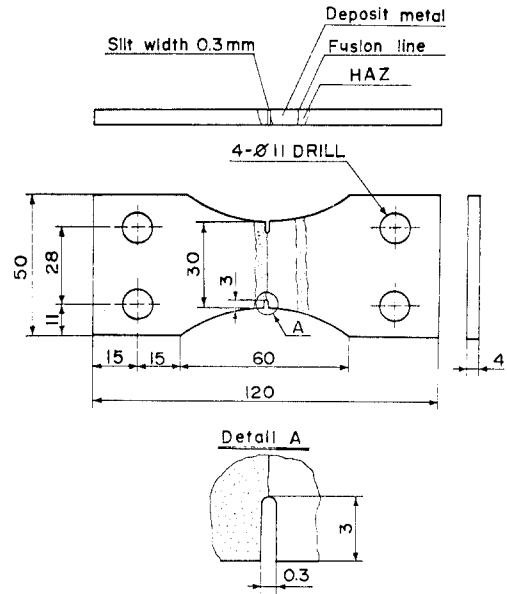


Fig. 4. Specimen dimensions and notch position for fatigue test.

3. 결과 및 고찰

3-1. S-N 곡선

Fig. 5는 용접재를 작용응력이 없는 상태에서 열처리 가열속도를 달리하여 열처리한 각종 시험편의 S-N곡선이다. 그림에서 as-weld재는 모재에 비하여 약간 낮은 피로수명을 보이나 피로한도에 가까운 낮은 피로응력하에서는 모재와 각종 열처리재에 비하여 그 수명이 길이지고 있다. 이와같은 as-weld 재에

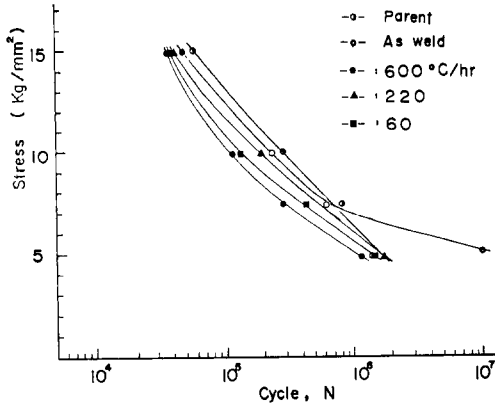


Fig. 5. Relation between maximum stress (σ_{max}) and number of cycles to fracture (N_f) (PWHT, $\sigma_n=0$ Kgf/mm²)

가열속도를 달리하여 열처리한 경우는 그림에서 볼 수 있듯이 220°C/hr, 60°C/hr, 600°C/hr의 순으로 모재와 as-weld재에 비하여 피로수명이 짧아지고 있어서 잔류응력이 없는 상태에서의 PWHT는 가열속도에 따라 차이는 있으나 전체적으로 피로수명을 저하시키고 있음을 볼 수가 있다.

한편 열처리에 10kgf/mm²의 응력이 작용된 경우는 Fig.6과 같으며, 무응력인 경우와 비교해 볼때 둘 사이에서는 큰 차이를 발견할 수가 없다. 다시 말하여 열처리에 작용된 10kgf/mm²의 작용응력은 각종 열처리재의 S-N곡선에 별로 큰 영향을 미치지 못하고 있다. 그러나 피로에서 고려해야 할 또 하나의 중요한 특성은 피로 크랙의 전파거동으로 Fig.7은 무응력 상태에서 열처리시킨 시험편을 10kgf/mm²의 굽힘응력을 가한 조건하에서 피로시킨, 모재

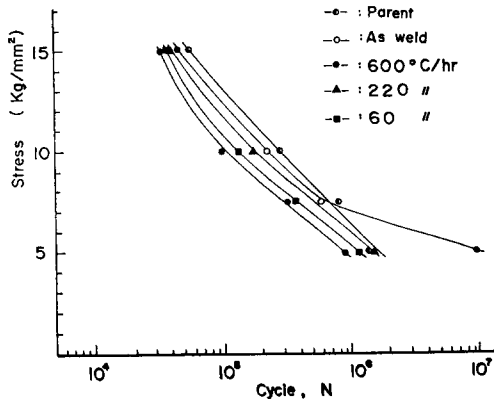


Fig. 6. Relation between maximum stress and number of cycles to fracture (PWHT, $\sigma_n=10$ kgf/mm²)

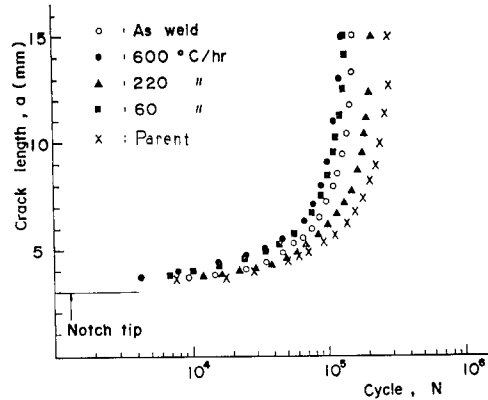


Fig. 7. Relation between fatigue crack growth and number of cycle (PWHT, $\sigma_n=0$ kgf/mm²)

와 as-weld재, 열처리재의 크랙전파거동을 살펴본 것이다. 그림에서 동일반복회수에 대하여 전파된 크랙의 길이는 모재보다 as-weld쪽이 크게 나타나고 있으며, 회전수 N이 증가함에 따라 그 차는 더욱 커지고 있다.

한편 모재의 피로수명은 $N_f=2.72 \times 10^5$ 이고, as-weld재의 경우는 $N_f=1.52 \times 10^5$ 로 모재에 비하여 짧아지고 있다. 또한 가열속도 220°C/hr의 경우가 600°C/hr, 60°C/hr의 피로수명보다 더 길었고, 열처리시간이 가장 짧은 열처리 가열속도 600°C/hr와 가장 긴 열처리 가열속도 60°C/hr에서는 as-weld재의 피로수명보다 더 짧았다.

Fig.8은 열처리시 작용응력 10kgf/mm²이 HAZ 부에 작용한 것으로 열처리 가열속도에 따라 피로수명이 서로 다르게 나타나고 있으며 220°C/hr의 가열속도가 600°C/hr, 60°C/hr 그리고 as-weld 재의 피로

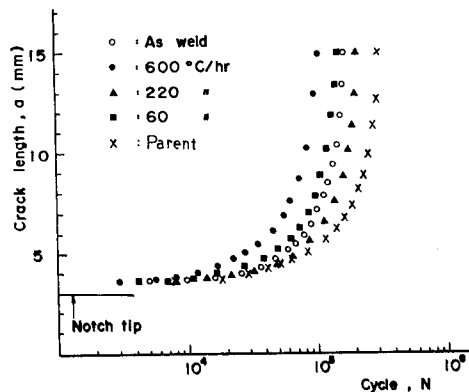


Fig. 8. Relation between fatigue crack growth and number of cycle (PWHT, $\sigma_n=10$ Kg/mm²)

수명과 비교해 볼때 가장 길게 나타났다. 또한 무응력에 비하여 600°C/hr의 경우가 작용응력의 효과가 크게 되며 더 빨리 파단수명에 도달되고 있음을 볼 수가 있다. 이상에서 잔류응력이 적은 경우에는 용접후열처리 가열속도로서 220°C/hr가 가장 바람직하다는 것을 알 수 있다.

3-2. 피로크랙전파거동

Fig.9는 Fig.7.8의 a-N곡선으로부터 각각의 크랙진전률 da/dN을 secant method를 이용하여 구하였으며, 이에 대응하는 응력확대계수 차 $\Delta K^{16)}$ 와의 관계를 양대수로 표시한 것이다. 그림에서 보는 바와 같이 모재나 용접재 다같이 $\Delta K=80\sim 90 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 근처에서 부터 안정된 진전률을 보이고 있으며 ΔK 의 증가와 더불어 거의 일정한 진전률을 갖고 증가되다가 $\Delta K=220 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 부근에서 크랙은 불안정적으로 진전되어 파단에 이르고 있다. da/dN이 직선적으로 안정되어 있는 이 부분은 강의 일반적인 da/dN- ΔK 선도에서의 영역 II에 해당하는 부분으로 볼 수 있

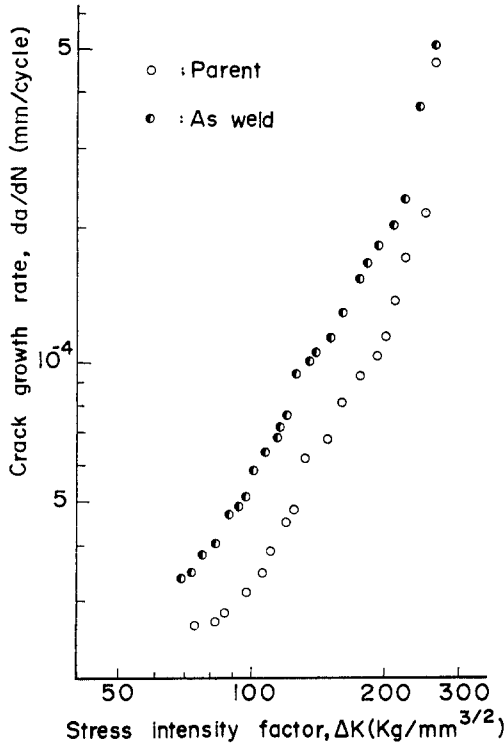


Fig. 9. Relation between crack growth rate and stress intensity factor of parent and as-weld.

다. 따라서 두조직에 대한 크랙진전파거동을 Paris식으로 표시해 보면

$$\text{모재} : da/dN = 1.75 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2.14}$$

$$\text{as-weld} : da/dN = 9.04 \times 10^{-9} (\Delta K)^{1.92}$$

로 되며, 크랙진전률은 as-weld재가 모재보다 빠르나 ΔK 가 커짐에 따라 as-weld재, 즉 HAZ 조대조직의 크랙진전률은 다소 낮아지고 있음을 볼 수가 있다.

Fig.10은 무응력상태($\sigma_n=0 \text{ kgf/mm}^2$)와 작용응력($\sigma_n=10 \text{ kgf/mm}^2$)상태에서 PWHT한 것을 da/dN- ΔK 의 관계로 나타낸 것이다. 여기서 두 응력조건에서의 크랙진전거동을 비교해 보면, 220°C/hr에서는 변화가 거의 없으나 600°C/hr와 60°C/hr의 경우는 차이가 나타나고 있다. 또한 ΔK 가 낮은 부분에서는 작용응력의 영향은 보이지 않으나 ΔK 가 증대함에 따라 크랙진전률이 증가함을 보이고 있어서, PWHT의 잔류응력은 피로크랙의 진전에 영향을 미치고 있음을 알 수 있다.

용접후열처리 가열속도가 피로크랙진전 거동에 미치는 영향을 좀더 구체적으로 알아보기 위하여 ΔK 가 90kgf/mm^{3/2} 일때의 크랙진전률 da/dN을 가열속

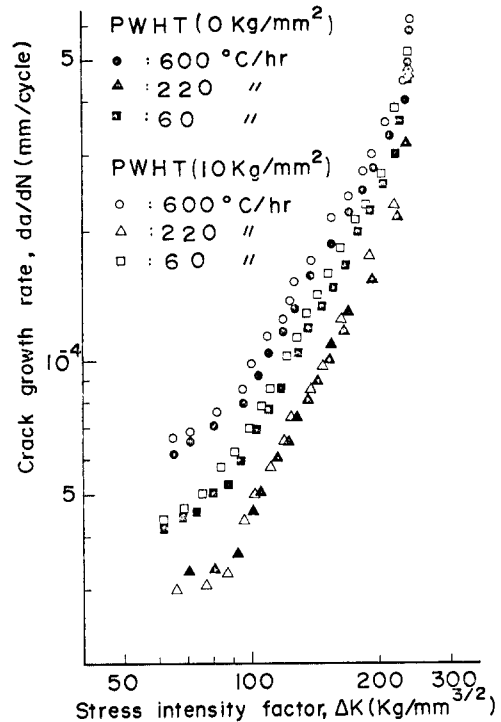


Fig.10. Relation between crack growth rate and stress intensity factor (PWHT, $\sigma_n=0 \text{ kgf/mm}^2$ and $\sigma_n=10 \text{ kgf/mm}^2$)

도의 관계로 나타내면 Fig.11와 같다. 여기서 용접 후 열처리재의 피로크랙진전거동에 미치는 영향은 용접부에 존재하는 잔류응력보다는 가열속도에 의해 더 크게 나타나며, 가열속도중에서도 220°C/hr의 가열속도가 용접재의 피로파괴를 방지하는데 가장 이상적인 열처리속도인 것을 알 수 있다.

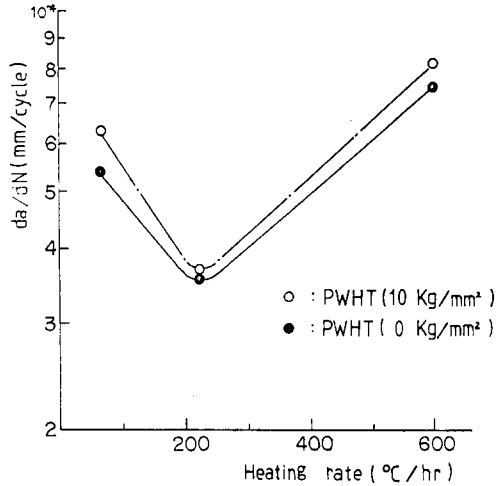


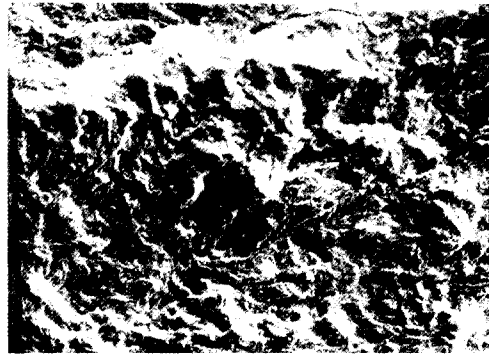
Fig.11. Relation between crack growth rate and heating rate of PWHT

3-3. SEM에 의한 파면관찰

크랙의 발생 및 진전양상을 보다 자세히 관찰·분석하기 위해서 notch선단의 피로파면을 주사전자현미경으로 관찰하였으며 화살표(→)는 크랙진전방향을 나타내고 있다.

Fig. 12(a)는 열처리전의 모재에 대한 파면사진으로 합금강의 전형적인 피로파면을 보이고 있다. 피로파면의 striation이 명확히 구분이 안되고 규칙적으로 나타나지 않는 것은 Cr-Mo강이 고강도 재료로서 모양이 강하기 때문이라고 볼 수 있다. Fig. 12(b)는 as-weld로써 quasi-striation과 약간의 facet파면이 관찰되어 용접에 의해 HAZ가 취화된 것을 알 수 있다.

Fig. 13(a)는 열처리 가열속도 600°C/hr로 PWHT시 작용응력 0 kgf/mm²에 대한 notch선단에서의 파면 사진이다. notch선단에서 피로크랙 성장은 크랙진전 방향과 약 45° 기울어진 결정면을 따라 균열이 성장하며 줄무늬가 없는 특징을 보이고 facet면을 기점으로한 striation상 모양의 취성파면을 볼 수 있다. 그러나 Fig. 13(a*)와 같이 10kgf/mm²의 작용응력하에 PWHT된 경우는 facet면이 그렇게 많이 나타나지



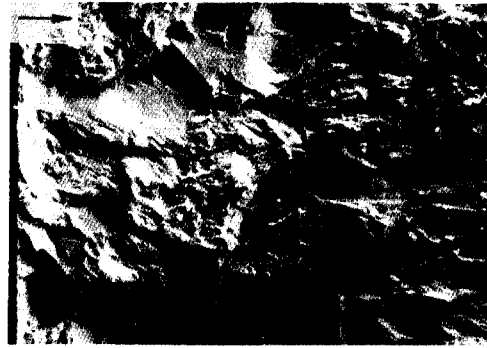
(a) Parent metal



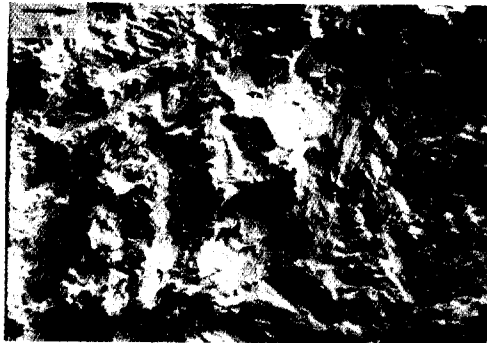
(b) As weld

Fig.12. Observation of SEM(parent and as-weld)

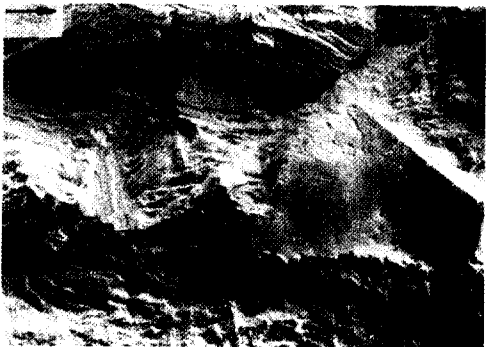
않았으며 (a)에 비해 다소취화된 모양을 보이고 있다. Fig. 13(b)는 PWHT시 작용응력 0 kgf/mm²에 대한 가열속도 220°C/hr의 파면사진으로서 역시 notch선단 부근이다. notch선단에서 상당한 거리까지 결정면을 따라 균열이 성장하고 있으며 확실한 striation과 facet를 보이고 있다. 그러나 Fig. 13(b*)와 같이 10kgf/mm²의 작용응력하에선 facet면이 현저히 줄은 대신 결정방향이 크랙진전방향과 거의 일치되고 있어서 열처리시 작용응력 10 kgf/mm²에 의해 크랙진전이 용이해지고 있음을 의미한다. Fig. 13(c)는 PWHT시 작용응력 0 kgf/mm²에 대한 가열속도 60°C/hr의 것으로 유효 열처리시간이 600°C/hr, 220°C/hr에 비해 아주 길어서 결정면에 따른 균열구간은 훨씬 줄어들고 있고 striation양이 증가하고 있다. 이는 용접HAZ 조적인 말르탄사이트, 배이나이트 등이 아주 긴 시간동안의 열처리로 인해 조적이 변한 것으로 생각된다. 한편 Fig. 13(c*)와 같이 PWHT시 10 kgf/mm²의 작용응력이 가해지면 오철의 폭이 크며 파면에는 무수히 많은 석출물들을 확인할 수가



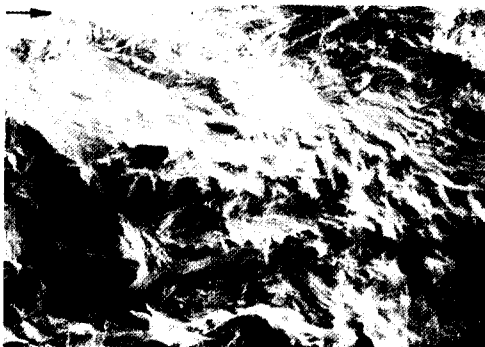
(a) 600°C/hr, $\sigma_n=0\text{kg/mm}^2$ X 300



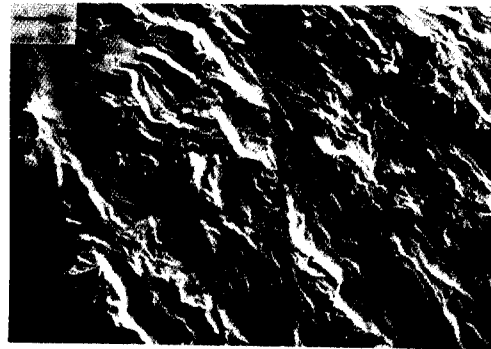
(a*) 600°C/hr, $\sigma_n=10\text{kg/mm}^2$ X 300



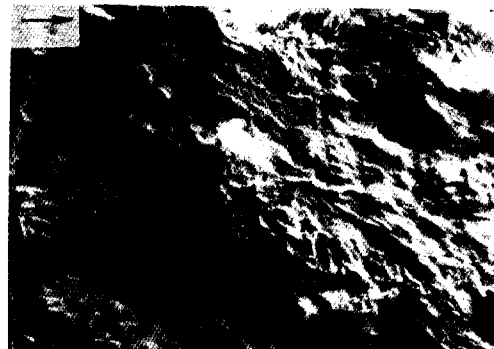
(b) 220°C/hr, $\sigma_n=0\text{kg/mm}^2$ X 300



(b*) 220°C/hr, $\sigma_n=10\text{kg/mm}^2$ X 300



(c) 60°C/hr, $\sigma_n=0\text{kg/mm}^2$ X 300



(c*) 60°C/hr, $\sigma_n=10\text{kg/mm}^2$ X 300

Fig. 13. Observation of SEM

- (a) Heating rate ; 600°C/hr, $\sigma_n=0\text{kgf/mm}^2$
- (a*) Heating rate ; 600°C/hr, $\sigma_n=10\text{kgf/mm}^2$
- (b) Heating rate ; 220°C/hr, $\sigma_n=0\text{kgf/mm}^2$
- (b*) Heating rate ; 220°C/hr, $\sigma_n=10\text{kgf/mm}^2$
- (c) Heating rate ; 60°C/hr, $\sigma_n=0\text{kgf/mm}^2$
- (c*) Heating rate ; 60°C/hr, $\sigma_n=10\text{kgf/mm}^2$

있다. 이로부터 긴 유효열처리 시간과 작용응력은 불순물 또는 어떠한 탄화물의 석출을 돕고 있으며, 이들은 용접HAZ의 피로파괴에 큰 영향을 미치고 있음을 알 수가 있다. 이상의 파면관찰로부터 확실하게 말할수 있는것은 세가지 조건중 열처리 가열속도가 220°C/hr인 경우 작용응력의 영향을 크게 받지 않으며 따라서 피로강도의 저하를 가져오지 않는 열처리 조건임을 알 수가 있다.

4. 결 론

용접후열처리 가열속도가 용접열영향부의 피로거동에 미치는 영향을 고찰하기 위해, 일정한 작용응력하에서 열처리된 시험편을 반복굽힘피로실험과 파

면관찰을 실시하여 다음과 같은 실험결과를 얻었다.

1. 모재 및 용접열영향부의 피로강도는 열처리 가열 속도에 따른 미시조직의 영향을 받는다.
2. 모재 및 HAZ의 피로크랙진전률은 열처리 가열 속도에 의존성이 있다.
3. 용접후열처리시 HAZ에 작용된 10kgf/mm²의 작용응력은 용접 HAZ의 피로강도 저하 및 크랙진전을 가속화시키는 경향이 있다.
4. 60°C/hr의 느린 가열속도와 10kgf/mm²의 작용응력은 열처리시 불순원소나 탄화물의 석출을 돕고 있으며 이러한 석출물은 피로크랙의 진전을 촉진한다.
5. 용접재를 가열속도 220°C/hr로 열처리 하였을 때 60°C/hr나 600°C/hr에 비하여 피로강도 개선 및 크랙진전률을 감소시키는 효과가 있다.

후 기

본 연구는 1984년도 한국과학재단의 연구비 (신진 연구)에 의해 수행된 것의 일부로써 관계자 여러분께 깊은 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

1. F.M. Burdekin ; "Initiation of brittle fracture in structural steel." *Welding Journal* vol.12 (1967) pp.647~659.
2. 越賀 ; "破壊靱性評價における力學的 問題點", *鐵と鋼*, 第64年 7號(1978) pp.89~96.

3. 三村 ; "破壊靱性を支配する 諸因子", *鐵と鋼* 第64年 7號(1978) pp.78~86.
4. 김영식, 조상명 ; "평면굽힘피로 하중에 의한 강 용접부의 모서리 균열 전파특성", *대한기계학회 논문집* 제6권3호(1982) pp.232~238.
5. 福田收一 外2 ; "疲労き裂傳ばに およぼす溶接残留應力の影響". *日本機械學會 論文集*. 第47卷 第416號(1982) pp.384~389.
6. R. Cazaud ; "Fatigue of metals, Philosophical Library (1953)
7. E.T. Gill and K. Goodacre ; *J. of Iron and Steel Inst*, (1935)
8. *日本材料學會 : 金屬の疲労*(1965) pp.152~170.
9. H.F. Moore and J.B. Koppers ; *Univ. Illinois Eng. Sta. Bull.* 124(1921) p.118
10. W.N. Thomas ; *Engineering*, 116 (1923) pp.449~483.
11. O.J. Horgger and H.R. Neifert ; *ASTM, Symposium on Surface Treat.* (1940) p.279.
12. A Thum and A. Eiler ; *VDI, Z.* 81-9(1937) p.276.
13. M.L. Becker and C.E. Phillips ; *J. Iron and Steel Inst*, 133(1936) p.427.
14. D. Rosenthal and G. Sines ; *ASTM Proc* 51 (1951) p.593.
15. 임재규, 정세희 ; "Cr-Mo강 용접열영향부의 파괴인성에 미치는 용접후 열처리의 영향(II)", *대한기계학회논문집*, 제9권1호(1985) pp.40~46.
16. *日本材料學會 ; 疲労き裂傳ば抵抗データ集* p.32.