

論 文

大韓熔接學會誌
第2卷第1號 1984年3月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 2, No. 1, Mar., 1984

**AISI 304L 오오스테나이트 스테인레스강 용접부의
Low Cycle Fatigue 거동에 관한 연구**

김환태* · 황선호* · 남수우**

Low Cycle Fatigue Behaviour of AISI 304L Austenitic Stainless Steel Weldment

by

H. T. Kim*, S. H. Hwang*, S. W. Nam**

Abstract

The influence of weld defect, residual stress and microstructure on the Low Cycle Fatigue(L. C. F.) behaviour of AISI 304L austenitic stainless steel weldment has been studied.

The specimens were welded by shielded metal arc welding process, post weld heat treated(PWHT) at 900°C for 1.5 hrs, and tested under total strain controlled condition at room temperature.

The results of the experiment showed that weld defect affected the L. C. F. behaviour of weldment deleteriously compared to the residual stress or microstructure, and it reduced the L. C. F. life about 70~80%. The PWHT exhibited beneficial effect on the L. C. F. behaviour and increased the L. C. F. life about 120%. This enhancement by PWHT was attributed to the removal of residual stress and recovery of weld metal ductility. The cyclic stress flow of as welded specimens showed intermediate cyclic softening, whereas those of heat treated specimens showed continuous cyclic hardening, and this difference was explained in terms of the residual stress removal and dislocation behaviour. Scanning electron microscopy studies of fatigue fracture surface showed that weld defects of large size and near weld surface were detrimental to the L. C. F. behaviour of weldment.

1. 서 론

차량, 선박, 항공기, 발전 설비와 같은 용접 구조물에서 반복 하중에 따른 구조물의 피로 손상을 방지하고, 경제성과 안전 설계를 위하여 용접부의 피로 거동과 수명 예측에 관한 연구가 중요한 과제로 되어 있다.

모든 용접부는 불연속적인 이음 형상, 용접중의 높은

입열량과 급속 가열 및 냉각, 용접 결함 등 많은 문제점을 내포하고 있다. 이에 따라 용접부의 피로 거동은 용접부의 geometry, 용착 금속의 soundness, 용접부의 잔류 응력, 그리고 용착 금속과 용접 열영향부의 미세 조직의 영향을 많이 받는다.

맞대기 이음, 필렛 이음, longitudinal 방향과 transverse 방향 등 용접부의 geometry에 따른 피로 거동은 Munse¹⁾ 등에 의하여 폭넓게 연구되었고, 용착 금

* 한국기계연구소 용접기술실, 정회원

** 한국과학기술원 재료공학과 교수

속의 soundness 를 결정 짓는 용접 결합과 그에 따른 피로 수명의 분석에 관하여도 많은 연구 결과가 보고되고 있다.²⁻³⁾

용접부의 잔류 응력에 따른 피로 거동의 연구는 주로 피로 균열의 성장⁴⁻⁵⁾에 관하여 이루어져 왔고, L. C. F 수명에 관한 연구⁶⁾는 매우 적다.

최근 입계의 내식성이 뛰어나고 용접성이 우수한 AISI 304L 오오스테나이트 스테인레스강이 개발되어 원자력 발전용 압력 용기와 배관 장치, 화학 공업의 고온 반응로에 많이 사용될 전망이다. 지금까지 이 재료에 대한 L. C. F 연구를 보면, 모재에 관해서는 일부 보고된 것⁷⁾이 있으나 용접부에 관한 연구는 구체적으로 보고된 것이 없는 상태이다. 따라서 용접 process에 따른 용접 미세 조직, 용접 잔류 응력, 용접 결합이 용접부의 피로 거동에 주는 영향의 크기는 시급히 연구되어야 할 과제이다.

본 연구에서는 AISI 304L 오오스테나이트 스테인레스강 모재와 AWS E 308L 용접 재료를 사용하였다. 그리고 1차로 피복 아아크 용접(shielded metal arc welding) 방법으로 접합한 맛대기 용접부에 대해 total strain controlled 방식의 low cycle fatigue 실험을 실시함으로써, 스테인레스강 용접부의 L. C. F. 거동이 용접 잔류 응력, 용접 결합, 용접 조직 중 어떤 요인의 영향을 가장 많이 받는지에 대하여 중점 고찰하였다.

2. 오오스테나이트 스테인레스강의 용접 특성

오오스테나이트 스테인레스강은 Cr강에 Ni를 첨가하여 내식성을 향상시킨 재료로서 용접성과 가공성, 인성 및 연성이 우수하여 실용 내식 합금으로 가장 많이 사용된다. 이 재료는 600~800°C 범위에서 가열되면 $M_{23}C_6$ 탄화물이 입계에 석출하며, 입계의 내식성이 급격히 저하되는 예민화 현상(sensitization)이 발생하므로 대형 용접 구조물에는 C 함유량을 0.03% 이하로 낮춘 AISI 304L, 316L, 317L 등의 극저탄소강이 각광을 받고 있다.

일반적으로 AISI 304L/AWS E 308L heterogeneous 용접부는 Fig. 1과 같이 5부분으로 세분할 수 있다.⁸⁾

composite region은 아아크열을 받아 용융된 용접 재료와 모재가 weld pool에서 좌류 작용에 의해 완전히 혼합되어 형성된 부분으로, 용착 금속의 대부분은 여기에 해당된다. unmixed zone은 아아크열에 의해 용융된 모재가 용접 재료와 혼합되지 않고 그대로 응고한 부분으로 용착 금속의 외측부에 해당되며, 그 폭은 약

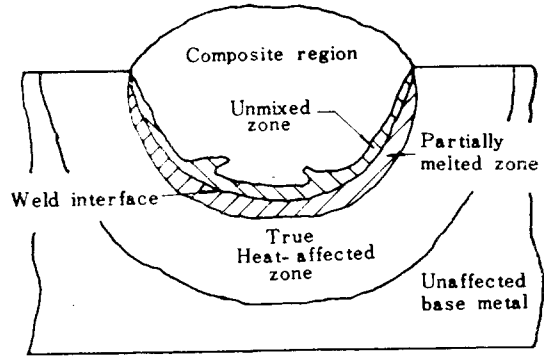


Fig. 1. Schematic Illustration of the Heterogeneous Weldments

200 μm 정도이다.

partially melted zone은 용접 중에 최고 온도가 phase diagram의 γ +liquid, δ +liquid 또는 γ + δ +liquid까지 도달하여 모재 조직의 입계 등이 부분적으로 용융된 HAZ이며, 그 폭은 unmixed zone과 비슷하다. true heat-affected zone은 용접시 최고 온도가 상태도의 solidus line 이하까지 도달한 곳으로 모재조직이 조대화되고 Cr 탄화물이 입계에 석출한 부분이다. unaffected base metal은 용접 열영향을 전혀 받지 않은 모재 원질부를 가리킨다. 이 중에서 용착 금속의 unmixed zone과 HAZ의 partially melted zone은 모재가 아아크열을 받아 용융했다가 응고할 때 Cr과 Ni 등의 합금 원소가 부분적으로 편석을 일으켜 응력 부식 균열과 hot cracking이 발생하기 쉽다.

AWS E 308L 용착 금속의 응고 과정을 살펴보면 liquid에서 primary δ -ferrite가 석출하고 온도가 내려감에 따라 eutectic 지역에서 eutectic ferrite와 γ 가 석출한다. 다시 온도가 내려가 γ + δ 지역에 이르면 δ -ferrite가 γ 로 변태를 일으키며 γ solvus line에 이르러 변태가 완료되는데, 실온에서 용접부의 용착 금속은 γ matrix의 dendrite core를 따라 δ -ferrite가 미세하게 석출한 duplex austenite-ferrite 미세 조직을 보인다. 한편 $\delta \rightarrow \gamma$ 변태 기구는 Savage⁹⁾ 등의 diffusionless massive transformation mechanism과 Kerr¹⁰⁾ 등의 Cr-Ni diffusion controlled transformation mechanism이 있다.

그리고 용착 금속중의 δ -ferrite morphology는 δ -ferrite 량과 Cr/Ni 비율에 따라 다르며 통상 vermicular type, lacy type, acicular type, globular type 을 보인다.

3. Low Cycle Fatigue의 일반 성질

total strain controlled L.C.F. 실험의 피로 과정은 다음 3단계로 진행된다.

- 1) 가공 경화, 반복 강화 및 반복 연화에 의한 소성 변형 단계
- 2) 경화 능력의 포화 및 반복 변형에 의한 미세 균열의 생성
- 3) 균열 성장 및 파괴

피로 초기에는 전위의 왕복 운동, dislocation debris 또는 dipole의 형성 및 파괴에 의해 균열 발생지가 다수 형성되고 특정한 persistent slip band에 소성 변형이 집중적으로 나타나며, 여기서 성장형 미세 균열이 발생하여 전단 응력이 최대인 slip면을 따라 결정학적 성장인 stage I 형태로 성장하게 된다. 미세 균열이 계속 성장하여 응력에 따라 일정한 크기로 자라던 균열 선단에서 plastic blunting에 의한 소성 변형이 일어나 비결정학적 성장인 stage II 형태로 성장하며, 큰 균열의 상호 연결 작용 등으로 임계 균열 크기가 되면 일시에 파단이 일어나게 된다.

한편 금속 재료가 반복 변형을 받으면 이에 대한 저항이 증가하거나 감소하는 반복 강화 또는 반복 연화를 보이며, cycle이 계속 진행될수록 차츰 안정되어 포화 단계에 이른다.

반복 강화는 통상 annealed된 재료에서 나타나며, 반복 연화는 냉간 가공이나 석출물에 의해 강화된 재료에서 나타난다.

L.C.F. 실험에서 total strain range $\Delta\epsilon_T$ 는 elastic strain range $\Delta\epsilon_e$ 와 plastic strain range $\Delta\epsilon_p$ 로 구분되며, 피로 수명은 식(1)로 정리된다.

$$\frac{\Delta\epsilon_T}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \left(\frac{\sigma_f'}{E}\right) \cdot (2N_f)^b + (\epsilon_f') \cdot (2N_f)^c \dots (1)$$

여기서 σ_f' = fatigue strength coefficient
 b = fatigue strength exponent

ϵ_f' = fatigue ductility coefficient
 c = fatigue ductility exponent

한편 K. T. Rie⁹⁾ 등은 재료의 사용 가능 측면에서 피로 수명을 검토하여 피로에 의해 재료가 완전히 파괴될 때까지의 cycle, N_f 대신에, 재료가 현저하게 손상을 입을 정도의 거시적 균열이 성장한 시점에 해당되는 critical cycle, N_{cr} 을 피로 수명의 기준으로 사용하고 있다. N_{cr} 은 cyclic stress flow curve에서 압축 응력/인장 응력 비율이 급격히 증가하기 직전의 cycle에 해당한다.

polycrystalline 재료의 L.C.F. 실험에서 안정된 hysteresis loop으로부터 얻어지는 cyclic stress와 strain은 아래의 power law로 표현할 수 있다.

$$\frac{\Delta\epsilon_T}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K}\right)^{1/n'} \dots (2)$$

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2}\right)^{n'} \dots (3)$$

여기서 K' = cyclic-strength coefficient

n' = cyclic-strain hardening exponent

cyclic stress-strain curve가 monotonic curve보다 위에 놓이면 반복 강화, 그리고 아래에 놓이면 반복 연화를 나타낸다. 한편 wavy slip 재료의 n' 는 0.15 정도이고 planar slip 재료의 n' 는 0.15 이하이다.

4. 실험 방법

본 연구에 사용한 AISI 304L 모재와 AWS E 308L-16 용접봉의 화학 성분은 Table 1과 같다.

본 용접은 Table 2의 최적 용접 조건을 사용하여 Fig. 2 (a)의 용접 이음부를 Fig. 2 (b)의 용접 순서에 맞추어 아래 보기 자세로 실시했으며, 용접부의 냉각 속도를 줄이기 위해 예열 온도와 층간 온도는 200°C를 유지하였다.

용접이 완료된 시험편은 X-ray 검사를 실시하여 합격된 시험편만 L.C.F. 시험에 사용했으며, 그중의 일부를 900°C에서 1.5시간 동안 유지한 후 노냉시켜 잔

Table 1. Chemical composition of AISI 304L base metal and AWS E 308L weld metal.

Element	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	N
304L Base metal	0.02	1.68	0.51	18.5	8.3	0.19	0.025	0.016	0.32	
E 308L Weld metal	0.03	0.76	0.78	21.7	10.1	0.25	0.037	0.023	0.19	0.065

Table 2. SMAW welding condition.

Current (A)	Voltage (B)	Welding speed (cm/min)	Polarity	Heat input (KJ/cm)
130~140	25~27	18~20	DCRP	9.8~12.6

류 응력을 제거하였다.

L.C.F. 실험은 KIMM 보유 50 Φ 용량의 피로 시험기를 사용하여 total strain controlled 방식으로 실시했다. 50 Φ 시험기는 computer와 interface가 부착되어 실험의 통제와 실험 결과의 계산이 computer로 처리된다. 피로 시험편은 용접부에서 transverse 방향으로 채취하여 Fig. 3과 같이 uniform gage 형태의 봉상 시편으로 가공하였다. 그 후 회전 연마 장치에서 수동 연마를 끝낸 뒤 electropolishing을 실시하여 scratch를 완전히 제거시켰다.

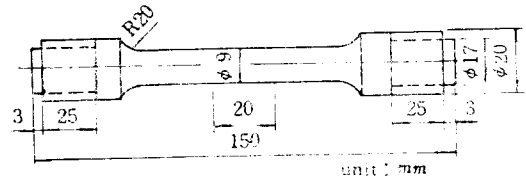
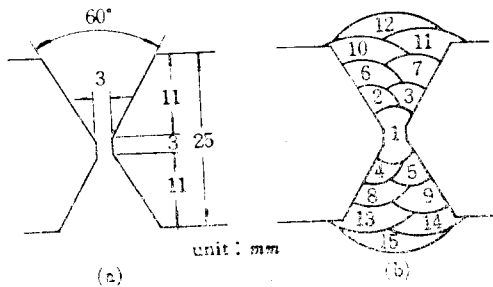


Fig. 3. L.C.F specimens

모재, 후열처리를 실시한 heat treated 용접부, 그리고 후열처리를 실시하지 않은 as welded 용접부의 실험 결과에서 strain-life 곡선과 피로 계수들을 구했고, companion specimen test 방법을 이용하여 cyclic stress-strain curve를 구했다.¹¹⁾



(a) Weld joint design
(b) Multi-layer welding sequence

Fig. 2. Execution of experimental welding

L.C.F. 실험은 실온에서 total strain amplitude 크기를 $\pm 5.5\% \sim \pm 1.65\%$ 범위로 하여 삼각 파형으로 실시했으며, strain rate는 $3 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ 로 일정하게 유지시켰다.

5. 실험 결과 및 고찰

5.1 인장 실험 및 경도 측정

AISI 304L 모재와 용접부의 인장 실험 결과를 Table 3에 정리했다. 항복 강도와 인장 강도는 A.W. 용착 금속이 높았고, ductility는 모재가 높았다. 이로 보아 본 실험의 용접부는 "overmatching"임을 알 수 있으며, 이는 용착 금속에 Cr, Ni 등의 합금 성분과 강화형 원소인 N이 많았기 때문이다. transverse 방향의 A.W. 용접부에 대한 HAZ의 항복 강도와 인장 강도 그리고 ductility는 모재와 큰 차이가 없었다. 이는 AISI 304L 모재가 7단일 조직체로 용접중의 금속 병

Table 3. Monotonic tensile properties of AISI 304L stainless steel weldment

종	류	σ_y' (MPa) (0.2%)	σ_u (MPa)	E. I. (%)	R. A. (%)	σ_f (MPa)	$\epsilon_f^{a)}$	비 고
304L Base metal		283.5	565.5	54.1	76.4	1,853.1	1.442	longitudinal specimen
E 308L Weld metal (A.W.)		384	581	31.6	57.6	1,903.8	0.858	
E 308L Weld metal (H.T.)		345	578	35.7	59.7	1,894.1	0.909	"
304L HAZ (A.W.)		293.5	567.1	—	61.4	1,168.1	0.952	transverse specimen
304L HAZ (H.T.)		286.7	565.3	—	68.0	1,400	1.144	"

a) $\epsilon_f = \ln\left(\frac{1}{1-R.A.}\right)$

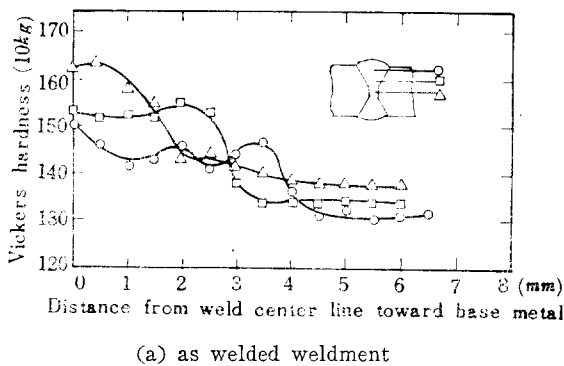
각에 따른 quench-hardening 효과를 받지 않았기 때문으로 판단된다.

후열처리를 받은 H. T. 용접부는 잔류 응력과 변형 억제 구속 응력이 제거되어 항복 강도와 인장 강도가 감소하고 ductility가 향상됐다.

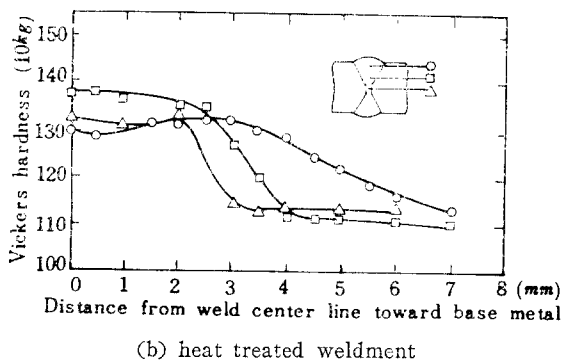
한편 모재와 용접부의 인장 강도/항복 강도 비율이 모재는 2.0, A. W. 용접부는 1.94, H. T. 용접부는 1.97로서, Smith의 이론에 따라 L. C. F. 실험시 반복 강화를 나타내리라 생각된다.

Fig. 4의 경도 분포는 A. W. 용접부와 H. T. 용접부 공히 용착 금속이 모재보다 높고, HAZ는 용착 금속과 거의 비슷한 분포를 보여 인장 실험과 동일하게 "overmatching"임을 나타냈다.

A. W. 용접부의 미세 경도 분포를 보면 중심부에서 표면쪽으로 경도가 감소하는 경향을 보였다. 이것은 다층 용접부에서 용착 비이드가 서로 복잡하게 열영향을 받아, Fig. 2의 No.1 비이드가 No.2 비이드와 No.3 비이드의 용접열에 의해 δ -ferrite의 일부가 γ 로



(a) as welded weldment



(b) heat treated weldment

Fig. 4. Microhardness variation across the weld interface in AISI 304L stainless steel weldment.

dissolving 되어 나타난 미세한 금속 조직에 기인한다.

H. T. 용접부의 미세 경도 분포는 용접시 경화된 A. W. 용접부가 후열처리에 의해 연화되어 용접부 전반에 걸쳐 경도가 낮아졌고 중심부와 표면부간의 차이도 줄었다. H. T. 용접부의 연화 현상은 금속 조직의 균질화, 특히 전위 조직과 밀도가 변화하여 나타난 결과로 사료된다.

5.2 Low Cycle Fatigue 성질

본 실험에서 얻은 AISI 304L 모재와 용접부의 L. C. F. 수명 및 strain-life 곡선을 Coffin-Manson 식에 의해 Fig. 5와 같이 정리하였다.

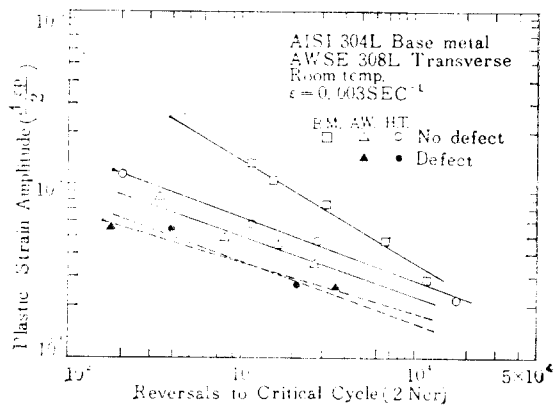


Fig. 5. Strain-life curves for AISI 304L/AWS E 308L weldment

1) 본 실험에서 취한 모든 strain 범위에 걸쳐 모재의 L. C. F. 수명은 strain amplitude가 증가할수록 용접부보다 현저하게 길었다.

2) 용접중에 발생한 porosity, slag inclusion과 같은 용접 결함은 용접부의 피로 성능을 크게 떨어뜨려서 허용치 이상의 용접 결함을 함유한 용접부의 L. C. F. 수명은 건전한 용접부에 비해 70~80% 정도로 현저히 감소했다.

3) 용접부 주위의 불균일한 온도 분포와 냉각시의 수축 응력에 의해 용접부에 발생한 인장 잔류 응력은, 용접부의 L. C. F. 거동에 영향을 미쳐 A. W. 용접부의 L. C. F. 수명이 H. T. 용접부보다 40~50% 감소하는데 중요한 원인의 하나로 작용을 했다.

4) 용접 결함이 없거나 허용치 이하를 보인 용접부에 대해 용접 후열처리를 실시한 결과 인장 잔류 응력이 제거되고 전위 밀도가 감소하여, H. T. 용접부의 L. C. F. 수명이 A. W. 용접부보다 100~120% 향상됐

Table 4. Cyclic stress-strain properties of AISI 304L stainless steel weldment.

	σ'_0 (MPa)	n'	k' (MPa)	b	c	2 Ntr	σ'_f (MPa)	ϵ'_f
Base metal	550	0.134	1,450	-0.09	-0.596	5,500	1,389	0.85
A. W. weldment	430	0.125	960	-0.081	-0.36	1,100	922	0.056
H. T. weldment	340	0.18	1,040	-0.089	-0.367	4,800	788	0.082

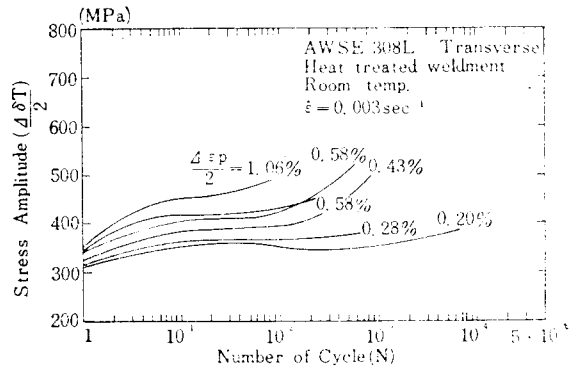
다. 이에 반해 허용치 이상의 용접 결함을 보유한 용접부는 용접 후열처리의 효과가 전혀 나타나지 않았다.

모재의 수명이 실온에서 용접부보다 오래 지속됐던 것은 모재와 용접부와의 ductility 차이와, 피로 파단면의 SEM 관찰에서 나타난 피로 균열의 생성과 성장의 차이 때문이라 생각된다. 즉 피로 수명식에 맞추어 least square method로 구한 Table 4의 피로 상수를 보면 모재와 용접부의 elastic strain 부분은 b 와 σ'_f 가 큰 차이가 없는데 비해, plastic strain 부분은 모재가 용접부보다 c 가 2배, ϵ'_f 가 10배로 큰 차이를 보였다. 따라서 ductility가 높은 모재는 소성 변형 저항도가 좋아 균열 선단의 plastic zone에서 변형이 적게 일어났고, 그 결과 균열 성장이 느린 속도로 진행됐다. 이에 반해 ductility가 낮은 용접부는 소성 변형 저항도 역시 낮아서 균열 선단의 plastic zone에서 균열 성장이 빠른 속도로 진행됐으며, 이것은 피로 파단면에 나타난 striation 크기의 관찰 결과로 확인되었다.

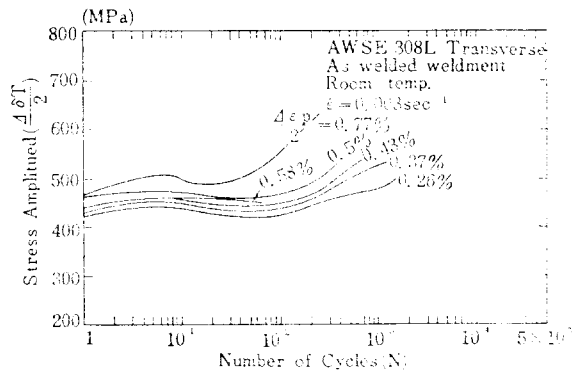
용접 결함이 발생한 용접부는 porosity, blowhole, slag inclusion의 넓이가 크고 시료 표면에 가깝게 발생한 특징을 지니고 있다. 이 용접 결함들은 반복 하중의 작용을 받아 notch 효과에 의한 응력 집중을 일으켜 균열 생성을 촉진시키고, 결함 주위의 조직이 decohesion된 결과 균열 성장 역시 촉진시켜 피로 수명을 단축시켰다. 한편 용접 후열처리가 L.C.F. 수명을 향상시킨 기구는 인장 잔류 응력 제거, 미세 조직의 균질화, 전위 조직의 변화와 전위 밀도의 감소 등 다수가 있다. 이 중에서 인장 잔류 응력의 제거와 전위 밀도의 감소에 따른 cyclic stress flow의 변화가 L.C.F. 거동에 큰 영향을 준 것으로 생각된다.

Fig. 6에 정리한 AISI 304L 용접부의 cyclic stress flow를 보면 A.W. 용접부는 피로 초기의 반복 강화에 뒤이어 반복 연화를 보이다가 최종적으로 반복 강화가 나타났다. 반면 H.T. 용접부는 피로 초기에 반복 강화가 일어난 뒤 A.W. 용접부에서 나타난 반복 연화 대신에 포화 단계를 보이다가 최종적으로 다시 반복

강화를 보였다. A.W. 용접부와 H.T. 용접부에서 보인 초기의 반복 강화는, 시료의 gage 부분에 가해진 일정 크기의 반복 변형이 모재에 집중되어 일어난 것으로 판단된다. 즉 용착 금속과 HAZ 모재로 구성된 heterogeneous transverse 용접부의 gage 부분의 외력이 가해짐에 따라 인장 강도와 항복 강도가 낮고, ductility가 좋은 모재 부위에서 변형이 우선적으로 발생했기 때문이다. 이 과정은 모재의 반복 응력 크기가 용착 금속과 HAZ와 같아질 때까지 계속 진행되었다. 재



(a) as welded weldment



(b) heat treated weldment

Fig. 6. Cyclic stress response curves for AWS E 308L weldment.

료의 반복 연화 현상은 전위의 재배열에 의한 cell 조직 형성, 석출물과 전위의 상호 작용에 기인한다.¹²⁾ A.W. 용접부에서 L.C.F. 실험 중간에 나타난 반복 연화의 발생 기구는 용접 결함에 의한 반복 응력의 감소, 용접부 전위 조직의 재배열, surface damage에 따른 반복 응력의 감소로 생각할 수 있다.

1) 용접부에 발생한 용접 결함이 notch가 되어 응력 집중이 일어나고, 재료를 일정한 크기로 변형시키는데 소요되는 flow stress가 감소하여 반복 연화가 나타났다. 그런데 cycle이 진행됨에 따라 다시 반복 강화가 나타난 것으로 보아 용접 결함은 이 단계에서 L.C.F. 거동에 큰 영향을 미치지 못한 것으로 판단된다.

2) 용접중의 급속 가열과 빠른 응고 속도에 의해 높은 전위 밀도와, 미세한 크기로 발달된¹³⁾ A.W. 용접부의 강화형 substructure가 L.C.F. 실험에서 일정 크기의 반복 변형을 받아 약화되어 반복 연화가 일어났다.

3) 피로 초기에 반복 강화가 진행되는 과정에서 경도가 높고 ductility가 매우 낮은 A.W. 용접부의 표면에 소성 변형에 의한 damage가 누적되어, 반복 응력이 감소하는 delayed softening이 일어났다.

한편 H.T. 용접부는 후열처리에 의해 substructure 중의 전위 밀도가 감소하고, substructure 크기가 1.5 내지 2배로 성장하여¹³⁾ A.W. 용접부에 비해 전위 구

조가 다소 안정되었다. 또한 인장 잔류 응력이 제거됐기 때문에 L.C.F. 실험 과정에서 반복 응력이 증가하지 않고 포화 단계를 보인 것으로 판단된다. L.C.F 실험에서 $\frac{Ncr}{2}$ 에 해당하는 stress amplitude, $\Delta\sigma_T/2$ 와 그때의 plastic strain amplitude, $\Delta\epsilon_p/2$ 와의 관계를 Fig. 7의 cyclic stress-strain curve로 도식했고, (3) 식에 맞추어 K' 와 n' 를 구하여 Table 4에 정리했다. 재료의 fatigue performance는 n' 로 판단할 수 있다. Feltner와 Beardmore¹⁴⁾는 n' 가 작은 재료는 stress resistance를 보이며 n' 가 큰 재료는 strain resistance를 보인다고 했다. 본 연구의 용접부는 n' 값이 A.W. 용접부가 0.125, H.T. 용접부가 0.18로 모두 0.15에 가까우며, H.T. 용접부가 A.W. 용접부보다 strain resistance가 높고, L.C.F. 성질이 좋은 것으로 판단할 수 있다. 이는 또한 용접 후열처리가 용접부의 L.C.F. 수명을 100~120% 향상시킨 실험 결과를 뒷받침해주고 있다.

5.3 미세 조직 및 파단면

Photo. 1 (a)의 AISI 304 L 모재는 전체가 equiaxed γ 로 구성되어 있으며, γ grain size는 평균 80~100 μ m 이고 ASTM No. 5에 해당된다.

Photo. 1 (b)는 A.W. 용접부의 용착 금속에서 δ -ferrite가 γ matrix의 cellular dendritic core를 따라 석출한 duplex austenite-ferrite 미세 조직으로 δ -ferrite량은 평균 10~13%이며, 그 morphology는 soft curve의 vermicular type이 대부분으로 γ grain 내부와 입계의 dendrite core를 따라 island 형태로 연결되어 있었다. 한편 A.W. 용접부와 H.T. 용접부에 나타난 δ -ferrite량과 morphology는 별다른 차이점이 없다.

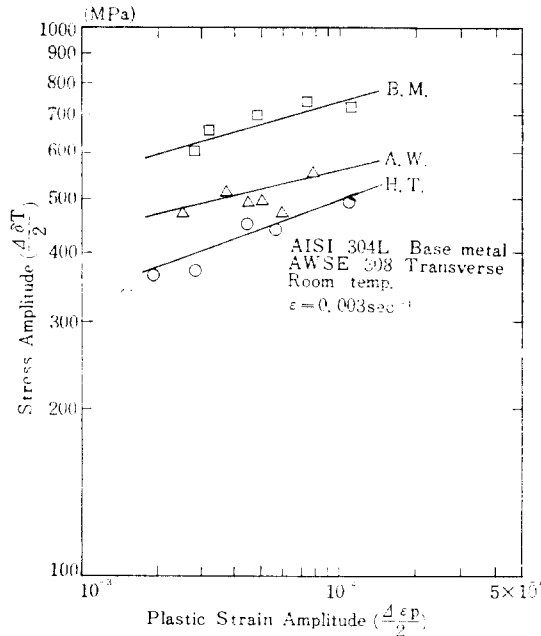
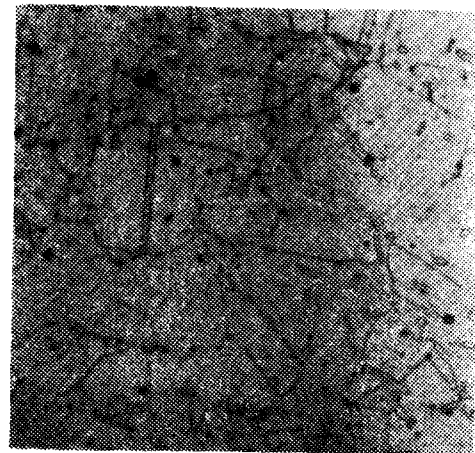
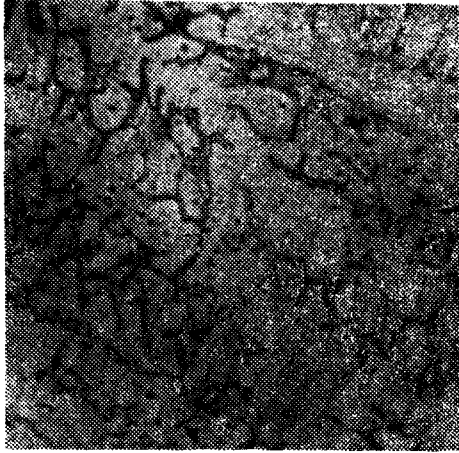


Fig. 7. Stress amplitude vs. plastic strain amplitude for AISI 304L/AWS E 308L weldment.



(a) base metal



(b) weld metal

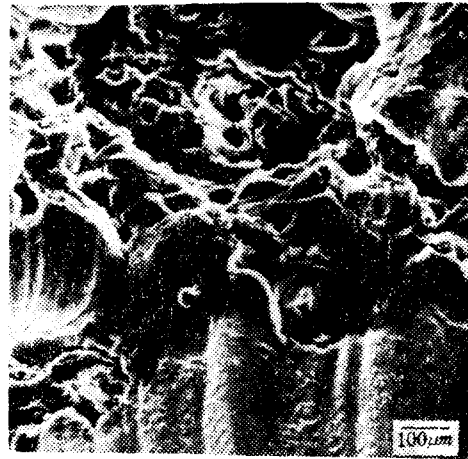
Photo. 1. Microstructure of AISI 304L/AWS E 308L weldment. (x 600)

이로보아 A. W. 용접부와 H. T. 용접부간의 L. C. F. 수명 차이는 미세 조직보다는 다른 요인, 즉 ductility 와 전위 구조, 그리고 잔류 응력에서 기인된 것으로 판단된다.

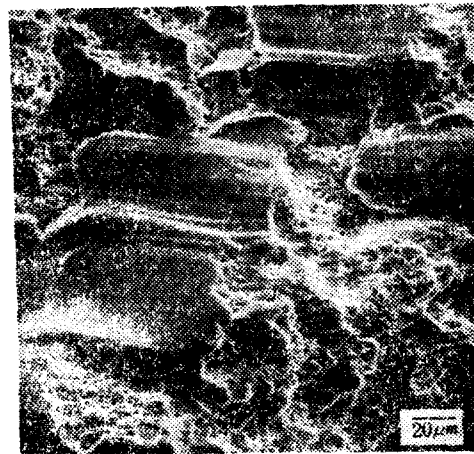
Photo. 2 (a)는 AISI 304L 모재의 stage II 단계 파 단면인데, dimple로 구성된 ductile 피로 거동을 보여주고 있다. 그리고 7 입체 표면에 striation과 tire track 이 나타났는데, tire track이 crack 진행 방향과 수직으로 놓인 것을 볼 때 beachem mechanism¹⁵⁾에 따라 형성된 것으로 판단된다. Photo. 2(b)는 용접 결함이 적거나 시편의 내부에서 발생한 용접부의 파 단 면으로 피로 균열은 용접 중앙부의 HAZ와 weld interface 표면에서 출발하여 용착 금속 내부로 전파됐으며, 모재와 동일하게 dimple로 구성된 ductile 피로 거 동을 보여준다.

Photo. 2 (c)는 용접 결함이 크거나 시편의 표면 가 까이 발생한 용접부의 파단면으로, 피로 균열은 표면에 서 0.8mm 내부에 집중적으로 발생한 porosity와 slag inclusion에서 출발하여 radial mark를 선명하게 보이 며, 거시적 균열로 성장했다. 즉 이 용접 결함들은 용 착 금속과 불연속 상태가 심하여 피로 과정에서 강한 응력 집중을 가져와 균열 생성을 유발시켰고, 이 균열은 quasi-cleavage 형태로 파단이 일어날 때까지 계속 성 장했다.

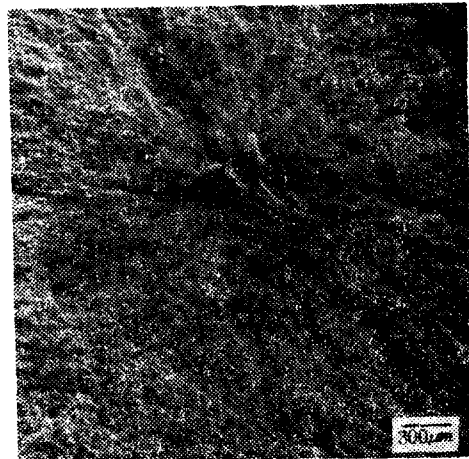
한편 파단면에 나타난 용접 결함의 60% 이상이 Fig. 2의 No. 1~No. 5 용착 비이드에서 발생한 사실 은, 용접부의 L. C. F. 성능을 향상시키는데 매우 중요 한 사실을 제공하고 있다. 실제로 다층 용접을 하는 경우 중앙 부분은 간격이 좁아 피복 아아크 용접봉의



(a) base metal



(b) non-defective weld metal



(c) defective weld metal

Photo. 2. Scanning electron micrographs of AISI 304L/AWS E 308L weldment.

분위기 가스가 용착 금속을 철저히 보호하지 못할 가능성이 많고, 용접 후 슬래그를 제거하는 것이 매우 어렵다. 따라서 용접부의 L.C.F. 성능을 향상시키는 데는 SMAW 대신에 GMAW나 GTAW와 같은 자동 용접을 사용하여 용접결함을 줄이는 것이 매우 효과적이다.

6. 결 론

1. 본 연구의 오오스테나이트 스테인레스강 용접부의 L.C.F. 성질은,
 - 1) porosity, slag inclusion과 같은 용접 결함의 영향을 가장 많이 받아 피로 수명이 70~80% 감소했다.
 - 2) 용접 잔류 응력은 피로 수명이 40~50% 감소하는데 중요한 원인으로 작용했으며, 용접 미세 조직은 피로 수명에 거의 영향을 주지 못하였다.
 - 3) 용접 후열처리는 피로 거동에 매우 유익한 영향을 주어 피로 수명을 100~120% 향상시켰다.
2. 실온에서 ductility가 피로 거동을 지배하여 모재의 피로 수명이 용접부보다 2~5배 길게 나타났다.
3. 모재와 후열처리를 받은 용접부는 L.C.F. 전 과정에 걸쳐 반복 강화 현상을 보였고, 후열처리를 받지 않은 용접부는 L.C.F. 중간 과정에서 반복 연화 현상을 보였는데, 이것은 전위 구조의 차이에서 비롯되었다. 특히 후자의 경우 용접부에 형성된 강화형 substructure가 전위의 왕복 운동에 의해 약화되어 나타났다.
4. 용접부의 피로 수명을 심하게 저하시킨 용접 결함의 대부분이 용접 중앙부에서 발생했으며, 이와 같은 용접 결함은 용접 시공을 개선하거나 자동 용접 방법을 채택하여 해결할 수 있다.

참 고 문 헌

1. W.H. Munse, *Fatigue of Welded Structure, Welding Research Council*, New York, (1964)
2. F.V. Lawrence, and W.H. Munse, *Fatigue Crack Propagation in Butt Welds Containing Joint Penetration Defects*, W.J., No. 5, (1973), pp. 221~232 s
3. R.A. Buchanam, and D. M. Young, *Effect of Porosity on Elevated Temperature Fatigue Properties of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo Steel Weldment*, W.

- J., No.9, (1975), pp.296~301 s
4. Parry, and R.W. Hertzberg, *Fatigue Crack Propagation in A 514 Base Plate and Welded Joint*, W.J., No.10, (1972), p.485~490 s
5. S.J. Maddox, *Assessing the Significance of Flaws in Welds Subject to Fatigue*, W.J., No.9, (1974), pp.401~409 s
6. K.T. Rie, and E Lachmann, *Low Cycle Fatigue of welds*, Deutscher Verband für Materialprüfungen. V., 819. 10, (1979), Stuttgart
7. D.A. Hale, and E. Kiss, *Low Cycle Fatigue of Commercial Piping Steels in BWR Primary Water Environments*, J. of Eng. Mat. and Tech.(Trans. of ASME) Vol. 103, Jan., (1981), pp.15~25
8. J.C. Lippold, and W.F. Savage, *Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments*, W.J., No.6, (1979), pp.168~176s
9. J.C. Lippold, and W.F. Savage, *Solidification on Austenitic Stainless Steel weldments : part 1. A Proposed Mechanism*, W.J., No.12, (1979), pp.362~374 s
10. G.L. Leone, and H.W. Kerr, *The Ferrite to Austenite Transformation in Stainless steel*, W.J., No.1, (1982), pp.13~21s
11. D.T. Raske, and J. Morrow, *Mechanics of Materials in Low Cycle Fatigue Testing, Manual on Low Cycle Fatigue Testing*, ASTM STP 465, ASTM, (1969), pp.1~26
12. Mirko Klesnil, and Petr Lukas, *Fatigue of Metallic Materials*, Elsevier Sci. Co. (1980).
13. J. R. Foulds, and J. Moteff, *Substructure Characterization of A 16-8-2 GTA Welds Through Transmission Electron Microscopy*, W.J., No.6, (1982), pp.189~196 s
14. C.E. Feltnei and P. Beardmore, *Strengthening Mechanism in Fatigue, Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys*, ASTM STP 467, ASTM, (1970), pp.77~112
15. W. Epprecht, *Tire Track Formation on Fatigue Fracture Surface : Mechanism and Experiments*, Scripta Met., Vol. 16, (1982), pp. 555~560