

# 시효영향에 따른 304스테인리스강의 저 사이클 피로 거동에 관한 연구

백 남주\*, 이 상매\*\*, 이 민우\*\*

## A Study on the Low-Cycle Fatigue Behavior for Thermally-Aged 304 Stainless Steel

Nam Ju Baek, Sang Mae Lee and Min Woo Ri

### Abstract

Low Cycle fatigue data through stress controlled and strain controlled tests at room temperature were obtained for solution treated and thermally aged 304 stainless steel.

All the tests were conducted with the frequency, 1Hz of stress controlled and the strain rate, 40%/min of strain controlled. The aged specimen had the longer fatigue life at the lower stresses than at the higher stresses. It is shown that the fatigue limit of the aged specimen was a little higher than that of the solution treated specimen. It is considered to be due to the presence of carbide precipitates at grain boundary which depressed the crack propagation. The aged specimen showed the larger alternating stress and the more rapid cyclic work hardening than the solution treated specimen. Bauschinger effect of the aged specimen was not pronounced than that of the solution treated specimen.

### Nomenclature

C	: 재료상수	n	: 재료상수	$\dot{\epsilon}$	: 변형률속도
$C_p$	: 재료상수	$n'$	: 재료상수	$\Delta \epsilon_p$	: 소성변형률폭
K	: 재료상수	$N_f$	: 파단반복수	$\epsilon_{pt}$	: 소성변형률
$k_p$	: 재료상수	S	: 파괴강도	$\Delta \sigma$	: 응력폭
N	: 반복횟수	$\Delta \epsilon_t$	: 전변형률폭		

\* 부산대학교 생산기계공학과 교수

\*\* 부산대학교 대학원 기계공학과

## 1. 서 론

기계 및 구조물의 각 요소는 반복하중을 받게 되며 반복하중에 의한 파괴는 기계파괴의 많은 부분을 차지한다. 따라서 구조물의 강도 설계나 안전보수관리에 재료의 피로수명에 관한 자료를 사용하여 설계개선을 위한 피로현상 연구가 필요하게 되었다.

피로의 개념은 1850년 독일의 Wöhler<sup>1)</sup>에 의하여 피로수명곡선과 피로한도개념이 생긴 이후, Bauschinger<sup>2)</sup>에 의해 바우싱거 효과와 히스테리시스 루우프가 발견되고, Griffith<sup>3)</sup>에 의해 크랙의 길이와 응력의 관계가 제시되었다. 그리고 1960년대에 Manson<sup>4)</sup>, Coffin<sup>5)</sup>이 소성변형폭과 피로수명의 관계를 구하고 Paris<sup>6)</sup>는 피로크랙성장율과 응력확대계수의 관계를 제시하였다. 그 후 계속적인 발전을 통하여 오늘날은 피로수명뿐 아니라 변형폭, 변형속도, 변형유지 시간등에 관한 연구가 활발히 진행되고 있으며, 피로저항성 합금개발에도 많은 연구가 이루어지고 있다.

재료개발에 대한 매우 중요한 인자로서 재료의 시효저동에 대해서도 많은 연구가 행해졌다. 오스테나이트계 스테인리스강에 있어서 열적 시효에 의하여 생성된 탄화물은  $M_{23}C_6$ <sup>7-8)</sup>이며 이것이 입계에 석출하여 피로수명을 감소시키거나<sup>9)</sup> 증가시킨다고<sup>10)</sup> 보고되고 있는데, 아직 응력과 변형율변화에 따른 피로수명의 연구여지는 많은 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 고강도 구조용재료로 널리 사용되는 304 스테인리스강에 대한 용체화처리재와 1시간 및 24시간 시효재를 피로시험절차중 응력제어시험방법과 변형율제어시험방법으로 행한 저사이클 피로시험을 통해 피로파괴저동을 비교검토하여 피로수명에 미치는 시효의 효과에 대하여 연구하고자 한다.

## 2. 실험장치 및 방법

### 2.1. 실험장치 및 시료

실험에 사용한 기기는 서어보-유압식인 피로시험기 (Instron, Model NO. 1332)를 사용하였으며, 시편의 변형율을 측정하기 위하여 스트레인 게이지를 시편에 부착하였다. 실험에 사용한 시편은 Fig.1에 나타내었는데 시편용 304 스테인리스강으로 평행부 직경이 9mm, 평행부 길이가 36mm인 환봉시험편을 사용하였고, 평행부 최종마무리는 표면거칠기의 영향을 줄이기 위하여 1,200번 에머리 연마지로 추방향으로 연마하였다.

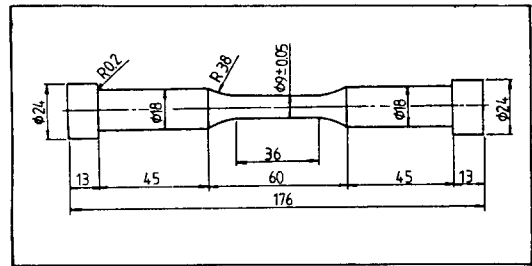


Fig. 1 Shape and dimension of fatigue test specimen

### 2.2. 실험방법

실험은 실온에서 정현파형을 사용하여 완전양진방식으로 하였다. 응력제어실험에서는 주파수를 1Hz로 실험했으며, 반복횟수  $10^7$  이상에서 파단되지 않는 것을 피로한도로 하고 실험을 중단했다. 전 변형율폭 ( $\Delta \epsilon_t$ ) 제어실험에서는 전 변형율폭을 1%, 1.5%, 2%, 3%로 하고, 변형율속도 ( $\dot{\epsilon}$ )는 40%/min로 하였다. 전 응력폭 ( $\Delta \sigma$ ), 소성변형폭 ( $\Delta \epsilon_p$ )은 반복횟수에 따라 변화하므로, 파단반복수의 반에 해당하는 정상상태의 값을 취하였다.

가공된 시편의 열처리는 아르곤 분위기에서 실시했으며, 용체화열처리는 1100℃에서 1시간동안 유지한 후 15℃의 물에 담금질하였다. 시효재는 용체화처리 후에 750℃에서 1시간과 24시간동안 유지한 후 공냉함으로써 열적

Table 1. Chemical composition (wt. %)

Material	C	Mn	P	S	S	Cr	Ni	Mo	V
304 Stainless Steel	.10	.34	.58	.02	.09	18.25	8.41	.07	.04

Table 2. Mechanical properties of test materials

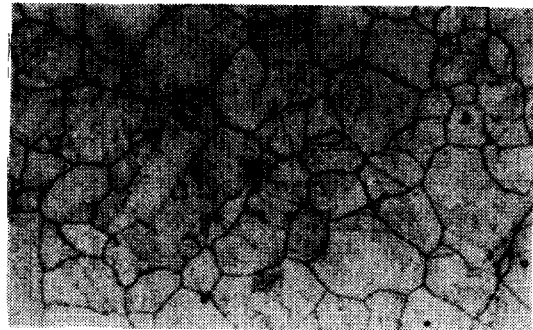
Mat. Pro.	Y.S. (Kg/mm <sup>2</sup> )	T.S. (Kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. (%)	R.A. (%)	B.H. (R <sub>B</sub> )
Sol. tre.	30.2	68.9	61.4	72.8	174
1hr. aged	32.1	70.8	59.6	72.2	179
24hr aged	35.2	69.9	54.7	71.5	181



a) solution treatment x 400



b) 1 hr aged (750°C) x 400



c) 24 hr aged (750°C) x 400

Photo.1 Microstructures of test materials by optical microscopy

시호를 행하였다. 304 스테인리스강의 화학적 성분 및 기계적 성질은 Table 1 및 Table 2에 표시하였다.

시험전의 시편의 횡단면에서 금속현미경으로 조직을 관찰하기 위하여 먼저 미세한 에머리지로 연마한 다음 회전원판상에 펠트를 고정시켜

그 위에 연마액 알루미늄과 물을 떨어뜨리며 버핑을 하였다. 부식제로는 marble 시약(10 g CuSO<sub>4</sub> + 50 ml HCl + 50 ml H<sub>2</sub>O)를 사용하였다. 화면관찰에는 JSM-P15형 SEM을 사용하였다. Photo.1에 열처리 시편의 조직을 보였다. 용체화처리재는 입계 입내 모두 석출

물이 관찰되지 않고 있다. 1시간 시효재는 입계에 약간 석출물이 관찰되고 입내에도 다소 작은 석출물이 관찰되고 있다. 24시간 시효재는 입내에도 석출물이 관찰되고 있고 입계에는 많은 석출물이 집중해 있다.

### 3. 실험결과

반복가공경화를 나타내는 저 사이클 피로의 히스테리시스 루우프를 Fig. 2에 보였다. 선택된 변형률 수준에 의존하는 초기 응력-변형을 관측하는 용체화재보다 시효재에서 더 큰 응력이 나타나며, 가공경화되는 정도에 있어서도 용체화재보다 시효재에서 더 큰 정상상태 응력과 보다 빠른 반복가공경화를 나타냈다.

Fig. 3-6은 피로시험중 반복변형에 따르는 응력폭의 변화를 전 변형폭 1%, 1.5%, 2%, 3%에 대해 각각 표시하였다. 여기서 10~50 사이클 부근에서 용체화재의 응력범위  $\Delta\sigma$ 가 1시간 시효재의 것보다 큰데, 여기서 반복초기의 응력증가 현상은 완전히 아널링된 강은 가공경화 현상이 발생하고 심하게 냉간가공된 강은 반복연화현상을 나타낸다는 사실로도 설명된다. 상온에서 반복변형에 의해서 생긴 오스테나이트-마르텐사이트 변태<sup>11)</sup>에 의하여도 설명될 수 있다. 실험재료는 반복초기인 누적변형량 50%까지는 급격히 경화하고, 그 후 차차 연화하여 정상상태에서는 연화 및 경화현상이 거의 나타나지 않았으며, 시효재가 용체화재보다 반복변형폭이 높게 나타났다.

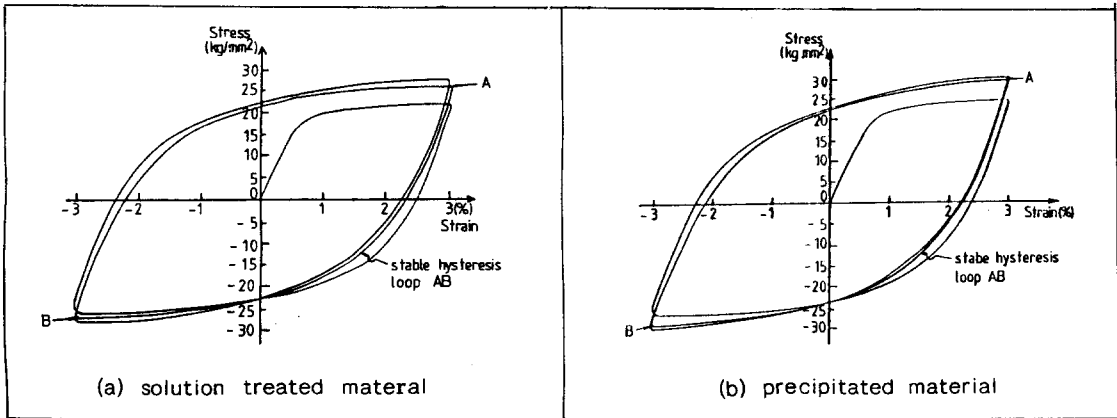


Fig. 2 The hysteresis loop of strain controlled testing  $\Delta\epsilon_t = 3\%$ ,  $\dot{\epsilon} = 40\%/min$

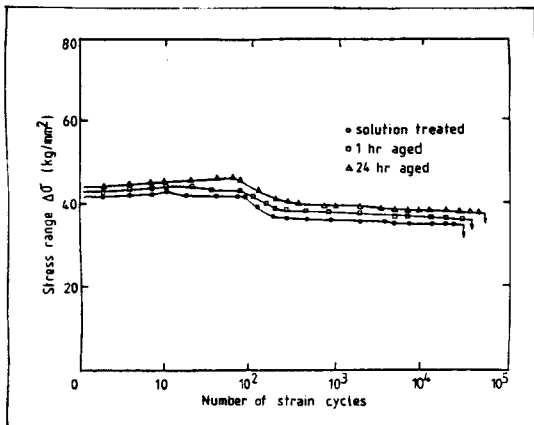


Fig. 3 Change in Stress range during the fatigue test ( $\Delta\epsilon_t = 1\%$ )

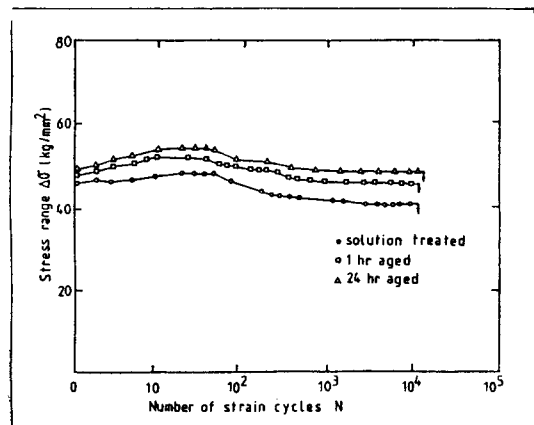


Fig. 4 Change in Stress range during the fatigue test ( $\Delta\epsilon_t = 1.5\%$ )

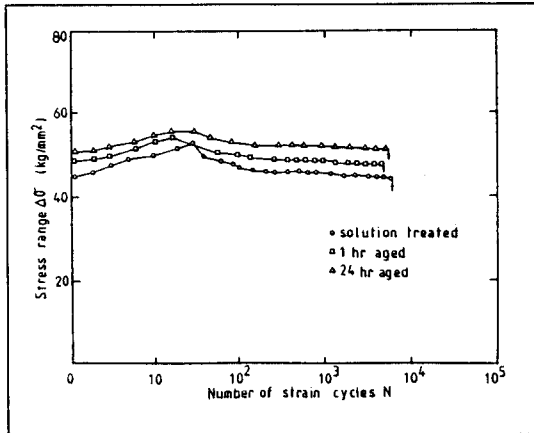


Fig. 5 Change in Stress range during the fatigue test ( $\Delta\epsilon_t = 2\%$ )

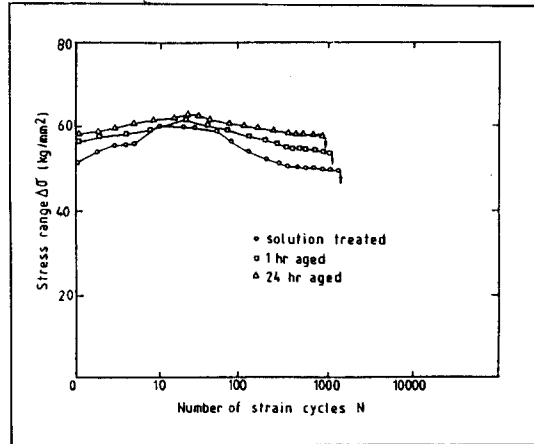


Fig. 6 Change in stress range during the fatigue test ( $\Delta\epsilon_t = 3\%$ )

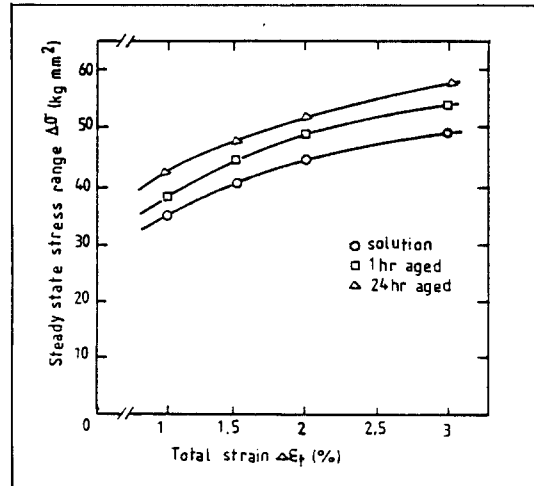


Fig. 7 Cycle Stress-Strain curve for solution treated and aged materials

Fig. 7에서는 각 변형폭 조건에서 정상상태의 히스테리시스 루우프의 응력과 전 변형폭을 도시하여 반복응력변형곡선을 그렸다. 여기서는 시효재의 응력폭이 용체화처리재보다 높게 나타났으며, 변형폭이 증가할수록 응력의 증가가 현저히 감소하였다. Fig. 7의 응력과 소성변형과의 관계는  $\Delta\sigma = C \Delta\epsilon_t^n$  로 됨을 알 수 있다.

용체화처리재와 시효재 모두 반복초기에 가공경화현상을 보여주고 있음을 Figs. 3-6에서 알 수 있었는데, 이것을 히스테리시스 루우프를 이용하여 용체화처리재와 24 시간 시효재에 대하여 누적소성변형과 최대응력값에 대한 관계를 Figs. 8-9에 표시하였다. Tables. 3-5에 본 논문에서 사용한 식들의 재료상수를 선형회귀법에 의하여 구한 값들과 응력제어 및 전변형폭제어실험 자료를 각각 나타내었다.

Fig 8-9에서 초기 5~20% 누적소성변형은 시효재가 용체화처리재보다 열처리 종류의 효과에 의하여 더 빠른 가공경화현상을 보이며 두가지 재료 전부 50%정도까지는 가공경화의 최대값에 도달하였다. 피로시험의 경우 변형방향을 바꾸면 원래의 방향으로 계속 변형시켰을 경우에 예상되는 가공경화보다 작은 가공경화가 얻어지는 바우싱거 효과를 반복하중을 받는 첫 사이클을 예로들어 Fig.10에 보였다. 변형폭이 클수록 바우싱거 효과는 더 크게 나타났으며, 반복을 거듭할수록 바우싱거 효과가 작아져가는 것을 소싱히스테리시스 루우프로 알 수 있다 여기서 시효재와 용체화처리재는 경미한 차이를 보였다.

응력범위 ( $\Delta\sigma$ )를 주어진 값으로 일정하게 유지시킨 상태에서 피로 시험하여 시편이 피로 파괴될 때까지의 사이클 수를  $\Delta\sigma = KN_f^{-n}$  식으로 도시하여 S-N 곡선을 얻었다. Fig.11은 용체화처리재와 2 종류의 시효재를 변형속도 1 Hz에 대한 응력제어 실험의 S-N곡선이며,  $10^5$  사이클 정도의 파단 반복수 ( $N_f$ )에서 피로한도를 나타냈으며,  $10^7$  사이클의 범위를 피로한도로 하였다. 전체적으로 시효시간이 길수록 고응력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이상) 부분에서는

Table 3. Material coefficient

coefficient material	K	n	kp	Cp	C	n'
1100 C 1 hr solution treated	85	0.127	0.514	95.6	20.8	0.256
250 C 1 hr aged	65.9	0.087	0.488	81.8	22.3	0.257
750 C 24 hr aged	61.3	0.081	0.429	50.3	23.7	0.269

산정식 :  $\Delta\sigma = C \varepsilon_t^{n'}$ ,  $\Delta\sigma = KN_f^n$ ,  $\varepsilon_{pt} N_f = Cp$

Table 4. Number of cycles to failure for stress controlled test

material $\Delta\sigma$ (kg/mm <sup>2</sup> )	solution treated (N <sub>f</sub> )	1 hr aged (N <sub>f</sub> )	24 hr aged (N <sub>f</sub> )
38.7	623	310	286
33.4	1118	1125	746
28.5	4811	4506	3155
25.2	8239	19086	20518
23.5	30927	121540	291967
23.3			fatigue limit
22.4	40924	fatigue limit	
22.2	fatigue limit		
22.1			

Table 5. Data for strain controlled test

material total strain	solution treated			1 hr aged			24 hr aged		
	$\Delta\sigma$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\varepsilon_{pt}$ (%)	N <sub>f</sub> (number)	$\Delta\sigma$	$\varepsilon_{pt}$	N <sub>f</sub>	$\Delta\sigma$	$\varepsilon_{pt}$	N <sub>f</sub>
1	17.2	0.49	24513	18.4	0.49	32500	19.2	0.54	49952
1.5	20.2	1.0	8404	22.8	1.0	10817	24	1.0	12912
2	22.3	1.4	4376	24.5	1.45	4238	26	1.4	5437
3	25.1	2.19	1298	27.1	2.15	1031	28.8	2.2	926

$\varepsilon_t$  : total strain

$\varepsilon_{pt}$  : plastic strain in steady state

$\Delta\sigma$  : alternating stress in steady state

N<sub>f</sub> : number of cycles to failure

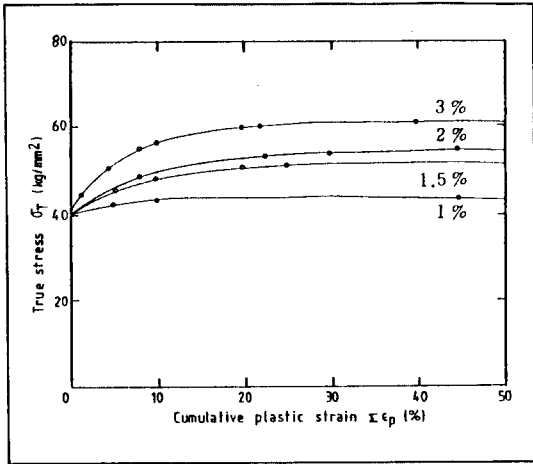


Fig. 8 Cyclic Stress-Strain curves for solution treated material

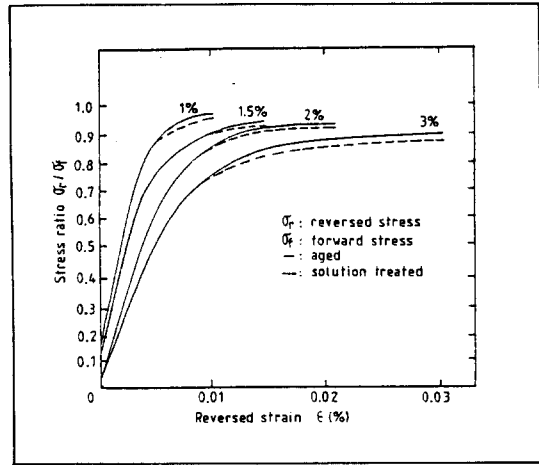


Fig. 10 Bauschinger Effect

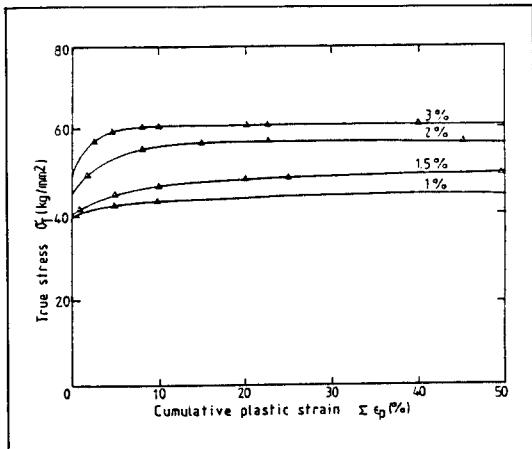


Fig. 9 Cyclic Stress-Strain curves for aged material

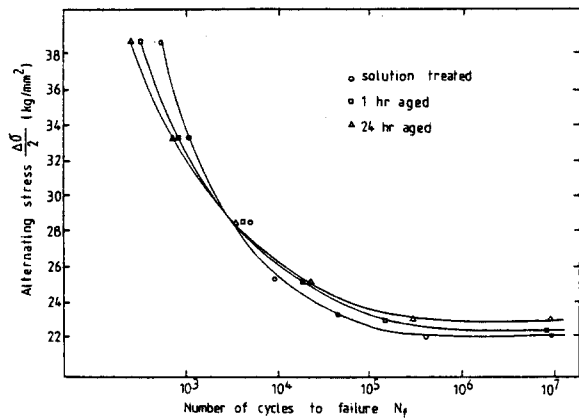


Fig. 11 S-N Curves

시효재의 수명이 짧게, 저응력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이하) 부분에서는 열처리재의 피로한도는 용체화 처리재  $22.1 \text{ kg/mm}^2$ ,  $750^\circ\text{C}$  1시간 시효재  $22.4 \text{ kg/mm}^2$ ,  $750^\circ\text{C}$  24시간 시효재  $23.3 \text{ kg/mm}^2$  으로 나타났다.

Fig.12는 변형폭을 주어진 값으로 일정하게 유지시킨 상태에서 파단 반복수를 Manson<sup>4)</sup> Coffin<sup>5)</sup> 식  $\epsilon_{pt} N_f^{kp} = C_p$  로 도식한 것이다.  $\epsilon_{pt} N_f$ 의 직선식이며 S-N 곡선과 유사한 결과를 보여준다. 소성변형폭이 1.5% 정도 이하에서 시효재의 수명이 길게 나타났다.

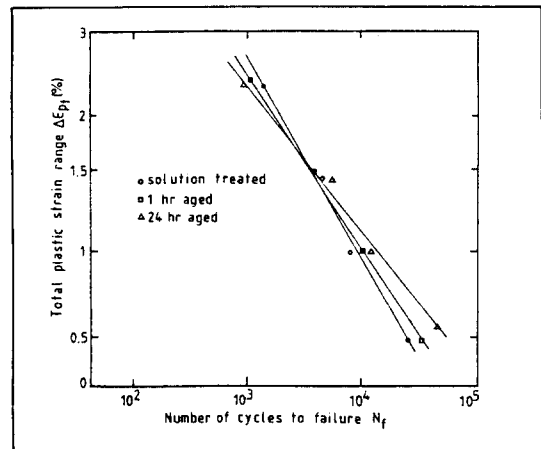


Fig. 12 Manson-Coffin plots

Photo.2에서 시효재의 피로 파면중에서 초기 크랙 발생 영역에 대한 SEM 사진을 보였다. Photo.2-A, C는 초기 크랙전파가 느린 속도로 진행됨을 나타내고 있으며 Photo.2-B, D는 평편한 초기 크랙 발생 영역이 나타남을 보아서 빠른 전파를 보임을 알 수 있다. 또 저응력부분보다 고응력부분의 피로에서 개재물주위에서의 공동(Void)핵으로부터 진행되는 크랙 발생 또는 개재물의 내부파괴에 의한 크랙이 일어남을 볼 수 있다. 특히 Photo 2 D는 입계분리로 보인다.

Photo.3에서 크랙전파가 이루어지고 있는 피로파면을 관찰하였다. Photo.3A, B의 용체화처리재가 Photo.3C~F의 시효재에서 보다는 연성 스트라이에이션과 신장성 덩플들을 많이 보이고 있으며, 저응력부분에서 Photo.3A, B의 용체화재에서는 연성스트라이에이션을 보이며, Photo.3C, E의 시효재에서는 취성스트라이에이션을 많이 보이고 있다.

고응력부분에서는 Photo. 3B의 용체화재는 신장성덩플, 시효재에서는 용체화재보다 덩플들이 적음을 보여주고 있다. 크랙전파시 스트라이에이션의 간격이 Photo.3A의 용체화재보다 Photo.3C, E의 시효재일수록 좁아지는 것을 관찰할 수 있다. 이는 시효재의 피로수명과 관계된다.

#### 4. 고 찰

석출현상은 시효온도와 시효시간에 의존해서 일어나며,<sup>8)</sup> 탄소함량, 용체화 처리온도, 결정입 크기, 시효전의 냉간가공, 부가응력등의 함수이다.

먼저 탄소함량이 증가할수록 입계에 석출물이 많이 나타나서 시효재의 파괴 흡수 에너지는 감소하므로<sup>12)</sup> 석출이 탄소함량에 의존함은 명백하다. 용체화 처리온도를 증가할 때는  $M_{23}C_6$ <sup>7-8)</sup>상의 석출을 증진시키며 좀 더 균일한 석출물의 분포를 준다. 그리고 결정립 성장과 공공의 농도는 용체화 처리온도에 영향을 받지 않지만 결정립 크기가 미세할 때 짧은 확

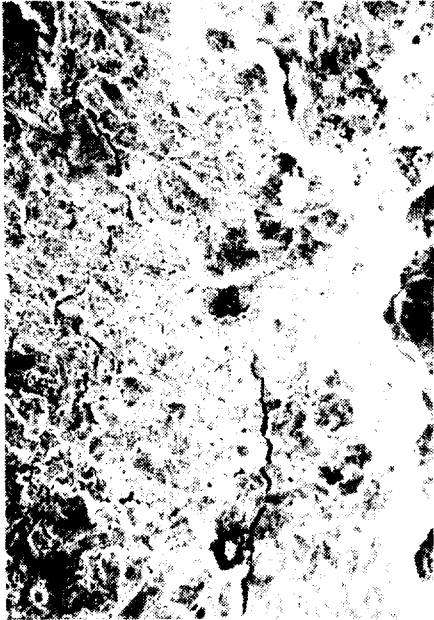
산경로 때문에 핵생성 자리를 부가해 줌으로써 석출을 증진시킨다. 그러나, 예외적으로  $M_{23}C_6$  상은 큰 결정립이 존재할 때는 쉽게 석출된다. 이것은 석출물이 입계근처에서 농도가 가장 큰 Cr, Mo, C와 같은 용질원자들을 포함하므로 일어난다. 즉 큰 입경을 가진 결정립은 단위체적당의 더 적은 입계면적으로 용질원자의 농도가 더 높아지므로  $M_{23}C_6$  상의 석출을 증진시킨다.

냉간가공효과는 모든 석출상들의 석출을 가속화한다.<sup>13)</sup> 이는 냉간가공된 조직에 존재하는 부가적인 핵생성자리와 높은 농도의 공공의 도움을 받는 확산 때문이다. 그리고,  $M_{23}C_6$  상의 증가는 냉간가공에 의해 입계에 생성된 ledge의 밀도 증가<sup>7)</sup>에도 관계된다. 시효 동안에 부가응력이 주어질 때의 효과도  $M_{23}C_6$  상의 석출을 가속화시킨다.<sup>14)</sup>

오스테나이트계 스테인리스강은 적층결함 에너지가 낮기 때문에 회복 과정이 느리다.<sup>15)</sup> 그러나 회복 속도가 느리기 때문에 비교적 높은 구동력이 재결정을 쉽게 일으키지만 미세하게 분포한 탄화물 석출이 결정립계 이동을 저지하여 결정립 성장이 지연될 것으로 생각된다. 따라서  $M_{23}C_6$  상의 입계석출은 결정립 크기를 클수록 쉽게 일어나므로 결정립 크기의 지연으로 인해 어느 정도 제한되며 더욱 장시간의 시효가 일어나면 입내석출이 존재할 것으로 믿어진다.

석출상들의 상호의존성 때문에 재료의 기계적 강도를 평가하는 것은 어렵다. 본 실험결과에서 관찰된 미세조직의 변화들은 입내 및 입계 석출물의 출현이며, 이러한 조직들은 취성의 원인으로 여겨진다. 장시간의 열적 시효에 의하여는 입계석출이 주로 일어나며, 부가응력을 작용하면서 열적시효하는 경우에는 입내석출<sup>16)</sup>이 많이 일어난다. 인장 또는 샤르피 파괴시의 파면에서 입내석출시의 덩플 크기는 미세하고 밀도가 높으며, 입계석출시는 공동(void)의 합체에 의해서 입계면의 분리가 일어난다. 이는 입계 탄화물의 석출이 입내탄화물의 밀도보다 높기 때문이다. 입계 탄화물이 많을 경우,





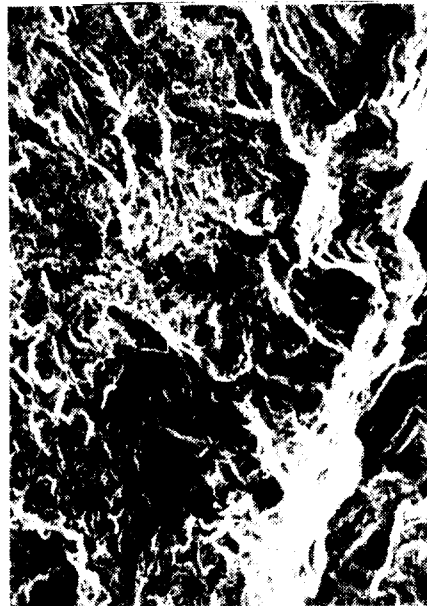
b)  $\Delta \epsilon_t = 3\%$



d)  $\Delta \sigma_t = 280\text{Mpa}$ , x500

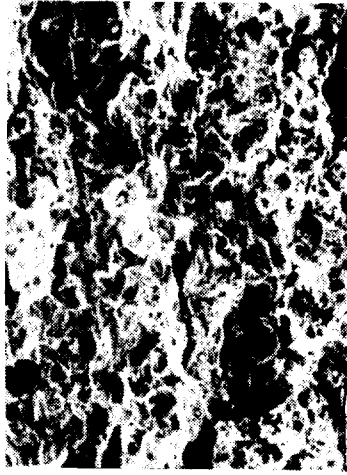


a)  $\Delta \sigma_t = 1\%$



c)  $\Delta \sigma_t = 250\text{MPa}$

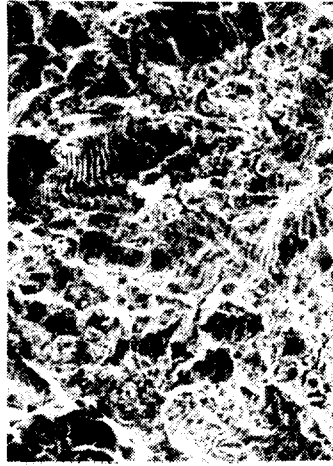
Photo 2 Crack initiation regions in aged 304 stainless steel fatigued



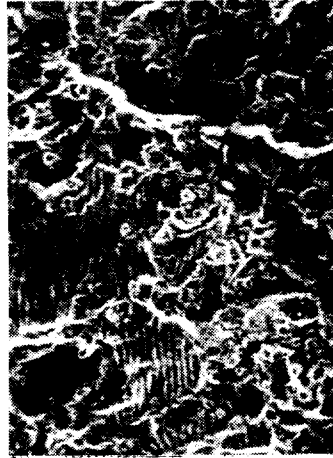
a) solution treatment  $\Delta \epsilon_t = 1\%$



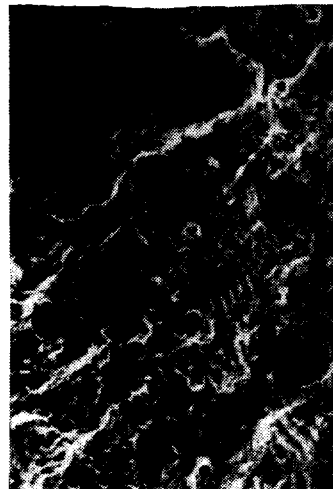
b) solution treatment  $\Delta \epsilon_t = 3\%$



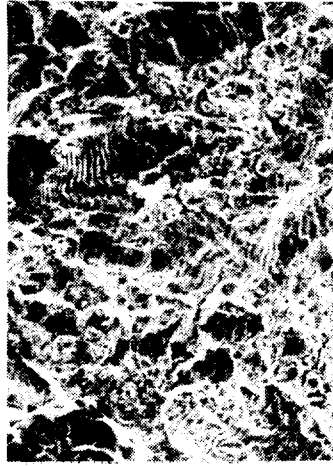
c) 24hr aged specimen  $\Delta \epsilon_t = 1\%$



d) 24hr aged specimen,  $\Delta \epsilon_t = 3\%$



e) 24hr aged specimen,  $\Delta \epsilon_t = 250 \text{ MPa}$



f) 24hr aged specimen,  $\Delta \epsilon_t = 280 \text{ MPa}$ .

Photo. 3 Ductile and brittle dimples in 304 stainless steel fatigued x 400

가공경화속도는 증가하지만, 항복강도와 인장강도에는 영향이 없다. 그러나, 장기간 시효시간이 길어질수록 입내석출이 존재하여 항복응력, 인장강도 증가가 다소 일어난다. 입내석출인 경우, 입내석출물이 전위운동의 장애물로 되어 가공경화의 조직적인 원인이 되며, 덩플 크기와 밀도가 변한다. 또한 Chi, Sigma, Laves 등의 핵생성<sup>8)</sup>도 파괴를 용이하게 하는 금속간 화합물들이다.

반복가공경화에서 응력의 증가는 용체화재보다 시효재가 더 크게 나타나므로 이것으로 시효에 의한 취성상의 출현을 알 수 있다. 이는 시효재의 경우, 반복변형의 증가로 생긴 입내의 활성화 슬립밴드 가장자리의 탄화석출물에 의한 강도 증가와 반복 가공경화로 인해 외부에서 가해진 응력이 입계 탄화물의 전위운동 방해로 효과적으로 내부응력으로 전해지지 않아서<sup>17)</sup> 시효강화된 재료는 더 큰 응력이 요구된다고 여겨진다.

그러나 용체화재의 경우 고용탄소의 농도가 높으므로 동적변형시효에 의한 가공경화의 증대가 기대되지만, 고용탄소의 농도가 높더라도 상온에서는 용질원자의 동적변형시효에 의한 활성화 에너지를 필요로 하므로 시효재의 경우 고용탄소의 농도가 낮아졌음에도 불구하고 입계 화물에 의한 가공경화 효과가 보다 큰 것으로 생각된다. 즉, 탄화물은 전위의 원천<sup>18)</sup>으로 작용하기도 하고 탄화물에 의한 전위고착현상을 유발하여 오로완루우프를 형성하는등, 전위이동을 억제하는 기구가 된다. 그러나, 석출물 기구로부터 용질원자들의 전위에 대한 저지효과를 감소시킴으로써 기지의 고용강화효과를 감소시키기도 하지만, 기지의 고용강화효과보다 석출물에 의한 또 다른 가공강화효과를 주는 강력한 변형기구가 된다고 생각된다.

S-N 곡선에서 고용력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이상)에서는 시효시간이 길수록 시효재 피로수명의 감소를 보여주는 사실은 항복점 이상에서 시효에 의한 탄화석출물의 내부파괴<sup>9)</sup>에 의한 취성과피로 인한 것으로 여겨진다.

탄화물의 내부파괴는 피로크랙의 형성과 전

파보다 빨리 일어나며, 크랙전방과 탄화물 파괴에 의해서 생성된 공동(Void) 사이의 취성 tearing에 의해서 피로크랙전파가 급히 일어나며, 탄화물 균열로 입계분리파괴가 일어난다고 여겨진다. 또 결정내부의 기공, 석출물 또는 개재물의 경계가 내부크랙의 장소가 되며, 이들 경계면의 응력집중효과, 전위의 집적현상 등으로 크랙생성이 용이하게 되어 반복응력을 받을 때마다 대부분의 피로균열을 유발시키는 노치와 같은 현상이 예견된다.

그러나 저응력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이하)에서는 시효경화에 의한 피로수명의 증가를 뚜렷이 보여주는데 Wilson과 Tromans<sup>19)</sup>에 의하면 반복변형 동안 탄화물은 슬립밴드 가장자리에서 뚜렷이 성장하여 기지내에서 가동전위와의 상호작용으로 소성영역의 발생을 저하할 뿐만 아니라 입계 탄화물의 소성변형 억제에 대한 구속을 부과함으로써 특히 저응력에서 크랙발생을 어렵게 만들어 피로수명을 증가시킨다고 생각된다.

## 5. 결 론

304 스테인리스강의 용체화 처리재 750°C 1 시간 및 24 시간 시효재에 대하여 상온 저사이클 피로시험을 시행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 전 실험을 통하여 반복초기에 가공경화현상을 나타냈으며 시효에 의한 취성상의 출현으로 시효재가 용체화 처리재보다 높고 빠른 응력의 증가를 보였다.

(2) 고용력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이상)에서는 탄화석출물의 취성과피로 시효재의 수명이 용체화 처리재보다 낮게 나타나고, 저응력 ( $\Delta\sigma = 28 \text{ kg/mm}^2$  이하)에서는 탄화석출물로 인한 소성영역 발생의 저하로 시효재의 피로수명을 훨씬 증가시켰다.

(3) 반복변형을 받는 304 스테인리스강의 저응력에서 시효시간이 길수록 강도의 증가가 뚜렷하면서 피로수명을 증가시켰다.

참고문헌

1. Wöhler, "Experiments on the Strenght of Metals", Engineering, August 23, 1967, p.160
2. Bauschinger, J. Mitteilung aus dem Mechanisch, Technischen Laboratorium der K. Technische Hochschule in Müücheen 13, Part 5, 31 (1886)
3. Griffith, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", Trans. R. Soc (Lond), Vol. A221, 1920, p.163
4. S.S. Manson, "Experimental Support for Generalized Equation Predicting Low Cycle Fatigue", Trans. ASME, J.Basic Eng., Vol. 84, No.4, Dec. 1962, p.537
5. J.F. Tavernelli and L.F. Coffin, Jr., "Experimental Support for Generalized Equation Predicting Low Cycle Fatigue", Trans. ASME, J. Basic Eng. Vol.84, No.4, Dec. 1962, p.533
6. P.C. Paris and F. Erdogan, "Acritical Analysis of Crack Propagation Low", Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol.85, No.4, 1963, p.528
7. J.P. Adamson and J.W. Martin, "The Nucleation of  $M_{23}C_6$  Carbide Particles in the Grain Boundaries of on Austenitic Stainless Steel", Acta Met., Vol.19, Oct. 1971, p.1015
8. B. Weiss and R. Stickler, "Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel", Met. Trans., Vol.3, April 1972, p.851
9. J.T. Barnby and F.M. Peace, "The Effect of Carbides on the High Strain Fatigue Resistance of an Austenitic Steel", Acta Met., Vol.19, Dec. 1971, p.1351
10. P. Soo and J.G.Y. Chow, "High Cycle Fatigue Behavior of Solution-Annealed and thermally-Aged Type 304 Stainless Steel", Trans. ASME, J. of Eng. Mat. Tech., Vol. 102, Jan. 1980, p.141
11. M. Bernard-Connolly, T. Bui-Quoc and A. Biron, "Multilevel Strain Controlled Fatigue on a Type 304 Stainless Steel", Trans. of ASME, J. of Engineering Materials and Technology, Vol.105, 1983, pp.188-194
12. K. Iigima, N. Yamada and S. Kirihara, "Effects of Alloying Elements on Embrittlement of 15Cr-26Ni-1.25Mo Type Precipitation Hardening Alloy", ISIJ, No.1, 1985, pp.107-113
13. I.S. Chung, Y.C. Yoo and S.Y. Lee, "A Study on the Improvement of Creep and Fatigue Properties in 316 Stainless Steel (II)", J. KIM, Vol.22, No.7, 1984, pp.632-639
14. N.J. Baek and S.M. Lee, "Solute Strengthening Effects for 316 Stainless Steel at Elevated Temperatures", J. KSME, Vol.10, 1986, pp.443-441
15. C.E. Feltner and C. Laird, "Cyclic Strain-Strain Response of F.C.C. Metal and Alloys", Acta Met., Vol.15, 1967, pp.1621-1653
16. D. Gan, "Tensile and Fracture Properties of Type 316 Stainless Steel After Creep", Met Trans., Vol.13A, Dec 1982, pp.2155-2163
17. E. Smith, "Cleavage Crack Formation and the Effect of the Structure of the Nucleation Deformation Process", Acta Met. Vol. 13, 1968, p.313
18. J.T. McGRATH and W.J. Bratina, "Interaction of Dislocation and Precipitation in Quench-Aged Iron-Carbon Alloys Subjected to Cyclic Stressing", Acta Met. Vol.15, 1967, p.329
19. D.V. Wilson and J.K. Tromans, "Effects of Strain-Ageing on Fatigue Damage in Low-Carbon Steel", Acta Met. Vol.18, Nov.1970, p.1197