

## 오스테나이트계 Fe-25Mn-Al-0.5C강의 피로성질에 미치는 Al 첨가의 영향

도정호, 전채홍, 권숙인  
 고려대학교 공과대학 금속공학과

### Effect of Al Addition on Fatigue Properties of Austenitic Fe-25Mn-Al-0.5C steels

Jeong-Ho Do, Chae-Hong Jeon and S.I. Kwun  
 Department of Metallurgical Engineering, Korea University, Seoul, 136-701

#### ABSTRACT

The effect of Al addition on the fatigue properties of austenitic Fe-25Mn-Al-0.5C steels was studied. When Al was not added to the Fe-25Mn 0.5C steel, the strain induced  $\epsilon$  martensites, deformation twins and slip bands were formed during fatigue deformation. When 2wt% of Al was added to the steel, the deformation twins and slip bands were formed during fatigue deformation. When 5wt% of Al was added, only slip bands were formed. In low cycle fatigue test, the alloys containing 0wt% and 2wt% Al showed the cyclic hardening due to  $\epsilon$  martensites and deformation twins, resulting in shorter fatigue lives than the alloy containing 5wt% Al. In fatigue crack propagation test, the alloy without Al showed the highest crack propagation rate. The fracture surface of the alloy without Al was flat, whereas that of the alloy with 2% or 5% Al was rough. The  $\Delta K_{th}$  values of the alloys with 0%, 2% and 5% Al were 16, 17.5, and 20.5 MPa $m^{1/2}$ , respectively.

#### 1. 서 론

일반적으로 FCC구조를 갖는 오스테나이트강은 BCC구조를 갖는 일반강재에 비해 성형성이 매우 좋으며 천이온도현상을 뚜렷이 나타내지 않고 비자성이며 용력부식균열에 대한 저항성이 크다는 특징을 갖고 있다.

오스테나이트 단일상으로 이루어진 Fe-Mn-Al-C 강은 상온에서 50%이상의 높은 연신율과 더불어 고강도를 가지는 것이 큰 특징이며, 이 오스테나이트는 안정성에 따라 기계적 성질에 크게 영향을 미친다<sup>1)</sup>. 즉, 오스테나이트의 안정성에 따라 제 2상으로의 변태나 변형쌍정의 발생 등 변형기구에 변화가 나타남으로써, 기계적성질에 영향을 미치게 된다<sup>2)</sup>. 오스테나이트의 안정성에 영향을

미치는 인자로는 합금원소, 열처리방법, 가공방법, 결정립크기 등이 있으나, 이들중 합금원소의 영향이 가장 큰 것으로 알려져 있다<sup>3)</sup>. 오스테나이트의 안정성에 미치는 합금원소의 영향은 크게 두가지로 나누어 생각할 수 있다. 첫째는 다른 사이트 변태 개시온도인  $M_s$ 와, 오스테나이트 상과 마르텐사이트 상의 화학적 자유 에너지가 평형인  $T_0$ 온도를 변화시키는 것이고, 둘째는 오스테나이트의 적층결합 에너지에 대한 영향으로, 변형에 의한 마르텐사이트 변태온도인  $M_c$ 에 영향을 미치는 것이다. Ni, Mn, C, N 등 오스테나이트 안정화 원소는  $T_0$ 를 낮춰서  $M_s$ 를 저온으로 이동시켜 오스테나이트를 안정화시킨다. Fe-Mn계 합금에서 오스테나이트의 안정성은 망간 함량의 증가와 함께 증가한다. 또한, 오스테나이트

트의 안정성에 대한 Al의 영향은 매우 크다. 22~30wt%의 Mn 함량을 갖는 Fe-Mn계 합금에 5wt%의 Al 첨가는 오스테나이트의 안정성을 크게 증가시켜  $\gamma \rightarrow \alpha$  상변태를 억제시킨다고 보고된 바 있다<sup>1)</sup>.

한편, 금속재료는 크기가 작더라도 반복적이고 지속적인 응력을 받으면 균열이 생성되고 이들은 곧 전파하여 결국 파괴에 이르게 된다. 따라서 반복적인 응력을 받는 구조물에서는 재료의 피로파괴 거동이 매우 중요하며, 설계가 잘 되었다면 파괴의 90% 이상이 피로파괴에 의해 일어난다는 사실이 이를 잘 입증해 주고 있다. 따라서, 재료를 개발하는 데 있어서, 재료의 피로성질은 매우 중요하며, 반드시 조사되어야 한다.

본 연구에서는 오스테나이트강에 Al을 첨가하여 오스테나이트의 안정성을 변화시킨 후, 변형기구의 변화를 살펴보고, 이들이 오스테나이트강의 피로성질에 미치는 영향을 살펴보고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 시편준비

본 연구에 사용한 시편의 화학성분은 Table 1과 같다. 모든 조성은 동일하게 하고 오직 Al의 함량만을 0, 2, 5%가 되도록 하고 이들의 명칭을 각각 0Al, 2Al, 5Al이라 명명하였다. 목적조성의 합금은 전해철, 전해 Mn, Al 불 및 피상의 흑연을 이용하여 진공 유도용해로로 제조한 후, Ar분위기, 1250°C에서 3시간동안 균질화처리를 하였으며, 1250°C에서 두께 3mm까지 열간 압연하였다. 열연판에서 압연방향에 평행하게 시편을 채취하였으며, Ar분위기, 1050°C에서 40분간 오스테나이트화 한 후 물에 퀀칭하였다. 이와 같이 열처리된 시편은 기계적 연마한 뒤, 기계적 연마 과정에서 유입된 가능성이 있는 변형유기층을 완전히

제거하기 위하여 전해연마를 한 후, 저주기 피로 실험과 피로균열 전파실험을 행하였다.

### 2.2 기계적 성질 시험

저주기 피로시험은 ASTM E606에 규정된 크기의 시편을 사용하였으며, 피로 균열 전파시험은 한쪽편에 45°의 기계적 노치를 3mm 길이로 준 SEN시편을 사용하였다. 저주기 피로시험은 Instron 1350 Model을 사용하여 행하였으며, 시편에 extensometer를 부착하여  $\Delta \epsilon_t / 2 = 0.6\%, 0.8\%, 1.0\%$ 의 세가지 변형을 조건에서 변형을 제어로 실험을 행하였으며, 삼각파형을 이용하여 변형율 속도는  $1 \times 10^{-3}/s$ 으로 일정하게 하였다.

피로 균열 전파 실험은 기계적 노치의 영향을 배제하기 위하여 항복응력의 60%이하의 응력으로 0.6~0.9mm의 예비균열을 도입한 후, load shedding법<sup>2)</sup>에 의해 하중을 10% 이내로 줄여나가며, 균열성장속도가  $10^{-7}mm/cycle$ 인  $\Delta K_{th}$ 를 측정 한 후, 일정하중하에서 Paris 법칙을 만족하는 stage II에서의 피로 균열 전파속도를 측정하였다. 하중을 감소시킬때에는 소성역의 영향을 배제하기 위하여 이전 하중에서의 소성역 크기의 약 3배가 지난 후에 균열의 전파속도를 측정하였으며,  $\Delta K_{th}$  부근에서는 약 5% 이내로 하중을 줄여나갔다. 이때, cyclic 소성역의 크기<sup>3)</sup>는

$$3\gamma_p = \frac{\pi}{32} \left( \frac{\Delta K}{\sigma_{y,s}} \right)^2 \quad (2)$$

이며,  $\Delta K$ 는 Pook의 유한 폭 교정인자<sup>4)</sup>를 사용하여 계산하였다.

$$\Delta K = \frac{4P\sqrt{a}}{wt} 5\pi^{1/2} \left( 20 - 13 \left( \frac{a}{w} \right) - 7 \left( \frac{a}{w} \right)^2 \right)^{1/2} \quad (3)$$

Table 1 Chemical composition of Fe-25Mn-Al-0.5C alloys used in this investigation

alloys	Mn		Al		C		Fe	
	Nominal	Actual	Nominal	Actual	Nominal	Actual	Nominal	Actual
0Al	25	23.93	0	-	0.5	0.68	Bal.	Bal.
2Al	25	23.71	2	2.01	0.5	0.49	Bal.	Bal.
5Al	25	24.59	5	5.68	0.5	0.64	Bal.	Bal.

여기서,  $w$ : 시편의 폭

$a$ : 균열의 길이

$t$ : 시편의 두께

$\Delta P$ : 가한 하중 범위 ( $P_{max} - P_{min}$ )

피로균열전파 실험은 sine파형, 주파수 20Hz, 응력비 0.05에서 행하였으며, 균열의 길이는 40배의 이동현미경을 이용하여 측정하였다.

### 2.3 조직관찰

열처리한 후의 조직과 피로 실험한 후의 미세조직 변화를 관찰하기 위하여 광학현미경을 사용하였고, 피로균열 전파시험 후의 파면양상과 균열전파양상을 관찰하기 위하여 주사전자 현미경(HITACH S-2400)을 사용하였다. 피로시험 후, 기계적 특성과 밀접한 상관관계가 있는 변형유기상을 확인하고 변형기구를 파악하기 위해서는 투과전자 현미경(JEOL 1200 EX)을 사용하였다.

### 3.1 열처리 미세조직

Fig. 1은 열처리한 이후의 압연방향과 수직인 방향의 광학현미경 조직사진이다. 사진에서 보듯이 재결정이 충분히 일어나서 압연조직은 거의 소멸된 것을 알 수 있으며, 결정립의 크기는 약  $35\mu m$ 로 모든 조성에서 비슷한 크기를 보였다. 따라서, 결정립의 크기가 기계적 성질에 미칠 수 있는 영향은 배제할 수 있었다. 또한, 열처리 상태에서의 미세조직은 어닐링 쌍정만이 존재하고 그 외의 다른 변형조직은 보이지 않음을 알 수 있었다. 열처리 상태의 상분석을 위하여 X-선 회절 분석을 행하였다(Fig. 2). X-선 분석결과에 의하면, 모든 조성에서 오스테나이트상 이외의 피크는 관찰되지 않았으므로 열처리에 의해 오스테나이트 단상이 형성되었음을 확인할 수 있었다.

### 3.2 저주기 피로

Fig. 3은 저주기 피로시험을 행한 결과이다. 그림에서 보듯이, 0Al시편에서는 0.6%, 0.8%, 1.0%의 모든 변형율 조건에서, 반복 사이클당 피로 저항 응력값이 계속 증가하는 반복 경화 거동이 나타남을 알 수 있다. 2Al시편에서도 0Al시편보다는 경화정도가 작지만 반복 경화 거동이 나타남

Fig. 1 Optical micrographs of the alloys after heat treatment ( $1050^{\circ}C$  for 40 min.)

(a) 0Al alloy (b) 2Al alloy (c) 5Al alloy.

을 알 수 있었다. 그러나, 5Al시편에서는 초기의 수 사이클까지는 약간의 반복 경화 거동을 보이다가 그 이후에는 반복 연화 거동을 나타내었다. 한편, 저주기 피로 수명을 살펴 보면, 5Al시편의 피로 수명이 다른 시편들보다 모든 변형율 조건에서 2~3배 길게 나타남을 알 수 있었다.

저주기 피로에 의한 표면손상을 광학현미경으로 관찰하였다. Fig. 4에서 보는 바와 같이, 모든 조성에서 슬립밴드의 발생이 많음을 알 수 있었다. 특히, 0Al시편이나 2Al시편에 비해, 5Al시편에서는 슬립밴드의 양상이 매우 뚜렷이 나타나고 그 양도 많음을 알 수 있었다. 이것은 Al량이 증가함에 따라 적층결합 에너지가 증가하여 교차슬립의 기회가 증가하여 슬립밴드의 발생이 많아진

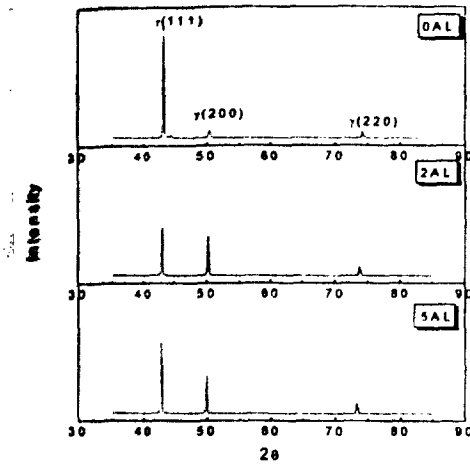


Fig. 2 X-ray diffraction patterns of the alloys after heat treatment at 1050°C for 40 min.

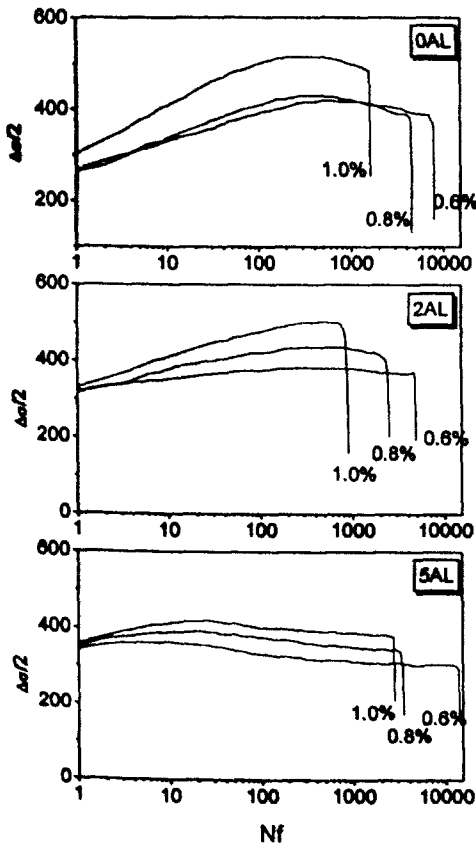


Fig. 3 Stress responses with number of fatigue cycles at constant strain amplitudes

Fig. 4 Optical micrographs of the alloys after low cycle fatigue fracture under  $\Delta \epsilon_i / 2 = 1.0\%$ .

것으로 생각된다. 한편, 0Al시편이나 2Al시편에서는 제2상의 변형조직이 관찰되었으나 광학현미경으로는 자세한 상분석이 힘들었으므로 저주기 피로 변형에 의한 상변화를 알아보기 위해서 투과전자 현미경 분석을 행하였다. 저주기 피로에 의해 파괴된 0Al시편에서 소량의  $\epsilon$ 마르텐사이트상이 관찰되었다(Fig. 5(a)). 또한, 어떤 지역에서는 변형 쌍정의 발생도 관찰되었다(Fig. 5(b)). 2Al시편에서는 변형 쌍정만이 관찰되었고(Fig. 5(c)),  $\epsilon$ 마르텐사이트 변태는 관찰되지 않았다. 한편,

5Al시편에서는  $\epsilon$ 마르텐사이트상이나 변형 쌍정이 없이, 슬립 밴드들만이 관찰되었다(Fig. 5(d)). 이상의 광학현미경과 투과전자 현미경의 관찰결과를 종합하면,  $\epsilon$ 마르텐사이트 변태는 0Al시편에서만 관찰되었고, 변형쌍정의 발생은 0Al시편과 2Al시편에서 관찰되었으며, 슬립의 발생은 모든 시편에서 관찰되었으나, 5Al시편에서 그양이 가장 많은 것으로 관찰되었다.

변형조직 분석에 나타난 바와 같이, 0Al시편에서 발생한 HCP구조의  $\epsilon$ 마르텐사이트상은 FCC구조

Fig. 5 TEM micrographs of the alloys after low cycle fatigue fracture under

$$\Delta\epsilon_t / 2 = 1.0\%.$$

- (a) 0Al showing  $\epsilon$ -martensite, (b) 0Al alloy showing deformation twins,  
(c) 2Al alloy, (d) 5Al alloy

의 오스테나이트의 {111}면에 생성되었으며 이들은 변형도중 전위의 이동을 방해하여 반복 경화 거동을 일으켰다. Hadfield강을 연구한 Raghavan 등<sup>11)</sup>의 연구결과와, 70/30 황동과 304 스테인리스강을 연구한 Murr 등<sup>12)</sup>의 연구결과에서와 같이, 2Al시편에서의 변형 쌍정의 발생이 변형도중 전위의 이동을 효과적으로 방해하여 반복 경화를 일으켰다. 그러나, 5Al시편에서는 열처리한 재료에서 일반적으로 볼 수 있는 바와 같은 반복 경화 거동이 초기에 조금 보여지지만 곧 변형에 의한 슬립의 발생이 매우 활발하여(Fig. 4(c)) 전위의 이동이 용이해짐으로써 반복 연화되는 거동을 보여 주었다. 한편, 0Al시편과 2Al시편의 저주기 피로수명이 5Al에 비해 짧은 것은 0Al에서는  $\epsilon$  마르텐사이트와 오스테나이트의 계면<sup>13)</sup>이, 2Al시편에서는 쌍정과 오스테나이트의 계면이 균열 생성 장소로 작용하였기 때문이라 사료된다.

### 3.3 피로균열 전파

피로균열 전파실험 결과를 Fig. 6에 나타내었다. Stage I에서 보면, 기준하는 균열이 피로에 의해 더 이상 전파하지 않는 임계조건을 나타내어 주

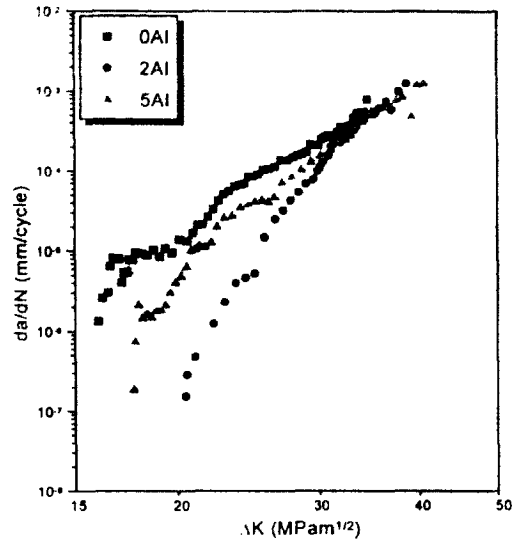


Fig. 6 Fatigue crack growth rate of Fe-25Mn-Al-0.5C alloys .

는 값인  $\Delta K_{th}$ 값이 0Al시편에서는 16 MPam<sup>1/2</sup>, 2Al시편에서는 17.5 MPam<sup>1/2</sup>, 5Al시편에서는 20.5 MPam<sup>1/2</sup>로 나타났다. 동일한  $\Delta K$

Fig. 7 Optical micrographs of crack profiles(Arrows indicate the Kth positions).  
(a) 0Al alloy (b) 2Al alloy (c) 5Al alloy

값에서의 균열 전파 속도는 0Al시편에서 가장 빠르게 나타났으며, 그 다음으로 5Al시편이 빨랐으며, 2Al시편에서의 균열 전파 속도가 가장 느리게 나타났다. 그러나 이러한 균열전파속도의 차이는  $\Delta K$ 값이 커질수록 점점 작아지다가  $\Delta K$ 값이 약  $32 \text{ MPam}^{1/2}$  이후에는 모두 동일해 짐을 볼 수 있다.

Fig. 7은 피로균열 전파경로를 관찰한 그림이다. 2Al시편과 5Al시편에서의 균열은 상당한 굴곡으로 전파하고 있는 것을 알 수 있으며, 0Al시편에서의 균열은 거의 일직선으로 전파하고 있는 것을 알 수 있었다. 이러한 균열 전파 양상은  $\Delta K_{th}$  부근의 영역에서만 뿐만 아니라 균열의 거의 모든 영역에서 비슷하게 나타나고 있음을 알 수 있었다. 이러한 파면거칠기의 양상은 특히  $\Delta K_{th}$  부근 영역에서 2Al시편이나 5Al시편의 균열 단합을 증가시키게 되어 실제 피로균열의 전파 구동력이 되는  $K_{eff}$ 값이 작게 되어 보다 높은  $\Delta K_{th}$ 값을 나타내는 원인이 된 것으로 사료된다.

Fig. 8은 mid  $\Delta K$ 영역( $\Delta K = 25 \text{ MPam}^{1/2}$ )에서의 파면 사진이다. 0Al시편에서는 균열 선단부 위에서 피로에 의해 급격히 반복경화를 일으켜 연성을 저하시키므로 균열이 지체되지 않고 균열 전파 방향으로 매끄럽게 전파하는 양상을 보여주고 있었다. 그러나, 2Al시편이나 5Al시편에서는 피로 균열의 전파가 미세조직에 의해 구속되어지는 양상을 보여주고 있으며, 많은 방해를 받으며 전파하고 있는 모습을 보여주고 있다. 즉, 0Al시편에서의 균열 전파 속도가 2Al시편이나 5Al시편에서의 균열 전파 속도보다 빠르게 나타난 것을 잘 보여주고 있다. 또한, 5Al시편에서는 Fig. 8(c)의 우측상단에서 보여지는 것과 같은 벽개 파괴의 양상도 보여지고 있었다. 따라서, 5Al시편의 균열 전파가 이러한 벽개 파괴의 양상에 의해 2Al시편에서의 균열 전파보다 빠르게 진행된 것으로 생각된다. 또한, 피로균열 전파실험을 행한 후의 투과전자현미경 관찰결과에 의하면 피로 균열 전파에 의한 변형조직도 저주기 피로에 의한 변형조직과 비슷한 거동을 나타내었다. 즉, 균열 전파 속도가 가장 느리게 나타난 2Al시편에서 변형 쌍정의 발생이 가장 많았다. 이러한 결과는 본 연구와 같은 조성에서 회전 굽힘 피로 시험을 수행한 박준현<sup>12)</sup> 등의 연구결과와 동일한 것으로 변형 쌍정의 발생에 의해 균열이 전파하는데 필요한 에너지가 흡수됨으로써 균열전파속도가 느려진 것으로 사료된다. 그러나, 0Al시편에서의  $\epsilon$ -마르텐사이트 변태가 균열 전파 경로에 영향을 미침으로써 변형 쌍정의 발생과는 다른 양상을

Fig. 8 SEM fractographs of the regions at  $\Delta K = 25 \text{ MPam}^{1/2}$ .  
(a) 0Al alloy (b) 2Al alloy  
(c) 5Al alloy

보였다. 즉, 균열 전파 경로를 좀더 높은 배율로 관찰하면 Fig. 9와 같은 양상을 볼 수 있다. 0Al 시편에서는 균열이 전파하다가 슬립 밴드들을 만나더라도 균열이 슬립 밴드들을 일직선으로 관통하며 전파하는 모습을 보여주고 있었으나, 2Al 시편이나 5Al 시편에서는 균열이 슬립 밴드들을 따라서 전파하면서 복잡한 경로를 형성하여 균열 전파방향으로의 전파 속도가 지체되고 있는 모습을 보여주고 있었다. 이러한 현상은 0Al 시편에서는 변형에 의해 형성된  $\epsilon$ 마르텐사이트가 변형을 받아 깨어지면서 균열이 전파하여 균열의 전파경로가 거의 일직선을 형성하는 것으로 사료되며, 2Al 시편이나 5Al 시편에서는 균열의 전파가 슬립 밴드들을 따라서 이루어지므로 파면이 거칠게 나타나고, 균열 성장 속도도 느리게 나타난 것으로 사료된다.

#### 4. 결론

오스테나이트계 Fe-25Mn-Al-0.5C강에서 Al의 첨

가량을 변화시키기에 따른 저주기 피로시험과 피로 균열 전파 거동을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Fe-25Mn-Al-0.5C합금은 Al의 첨가가 없을 때는 피로도중  $\epsilon$ 마르텐사이트변태와 변형쌍정이 발생되었으며, Al이 2% 첨가되면  $\epsilon$ 마르텐사이트변태는 억제되고 변형쌍정의 발생이 주로 나타났으며, Al이 5% 첨가되면 변형쌍정의 발생도 억제되어 나타나지 않았다. 또한, 슬립의 발생은 모든 조성에서 보여지지만 Al 첨가량이 증가함에 따라 그 양이 증가하였다.
2. 저주기 피로도중에 생성된  $\epsilon$ 마르텐사이트와 변형 쌍정은 전위의 이동을 방해하여 반복경화를 일으키고, 슬립의 발생은 반복 연화를 일으켰다. 그리고  $\epsilon$ 마르텐사이트나 변형 쌍정과 오스테나이트와의 계면은 균열 생성장소로 작용하여 저주기 피로 수명을 감소시켰다.
3. 피로 균열 전파속도는  $\epsilon$ 마르텐사이트 생성에 의해 빨라졌으며 균열이 거의 일직선으로 성장하여 낮은  $\Delta K_{th}$  값을 나타내었다.
4. Al이 첨가되어  $\epsilon$ 마르텐사이트 변태가 없는 조성에서는 균열이 굴곡지게 전파하여 표면 거칠기에 의한 균열 단합현상을 나타내어  $\Delta K_{th}$ 값이 높게 나타났다. 또한 피로균열이 슬립밴드를 따라 전파하여 균열 전파 경로가 복잡하게 나타남으로써 균열 전파 속도가 느리게 나타났다.

#### 참 고 문 헌

1. I. Tamura : Metal Science 16 (1982) 245
2. 김태용 : 박사학위논문, KAIST, (1992)
3. O. Saeki, H. Takada, M. Sudo, and T. Ohki : Tetsu-to-Hagane 69 (1983) 1312
4. J. Charles, A. Berghezan, and A. Lutuus : Advances in Cryogenic Eng., 28 (1982) 311
5. R. J. Bucci : "ASTM Symposium on Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis" (1979)
6. J. R. Rice : ASTM STP 415 (1967) 247
7. L. P. Pook : Int. J. of Frac. Mech., 4 (1968)

Fig. 9 Optical micrographs of a crack path.  
(a) 0Al alloy (b) 2Al alloy



8. Y. Tomota, M. Strum and J. W. Morris Jr. : 245 (1969) 2225  
Metall Trans., 17A (1986) 537
9. S. Raghavan, A. S. Sastri and M. J. Marchinkowski : Trans. AIME, 245 (1969) 1569
10. L. E. Murr and F. I. Grace : Trans. AIME, 245 (1969) 2225
11. G. R. Chanani and S. D. Antolovich : Metall Trans., 5A (1974) 217
12. 박준현, 박신화, 정인상 : 대한금속학회지, 34 (1996) 350