



SM40C 강의 열처리가 피로균열전파속도에 미치는 영향

금 창 훈* · 권 속 인**

*산업과학기술연구소, 광양연구소

**고려대학교 금속공학과

The Effect of Heat Treatment on the Fatigue Crack Propagation in SM40C Steel

C.H. Keum* and S.I. Kwun**

*RIST, Kwang Yang Research Center

**Dept. of Metallurgical Engineering, Korea Univ.

ABSTRACT

The effect of the microstructural change on the near threshold fatigue crack growth rate in SM40C steel has been studied using the ΔK decreasing method.

Below the total strain amplitude of 0.56%, cyclic softening occurred, whereas above this value cyclic hardening occurred in the pearlitic lamellar structure. However, in the spheroidized structure the cyclic hardening solely occurred. The crack growth rate in the near-threshold region was decreased with increasing prior austenite grain size and this was due to surface roughness. The crack growth rate of the spheroidized structure was lower than that of the pearlite lamellar structure and the ΔK_{th} of the former was higher than that of the latter.

It was understood that the crack propagates preferentially through the ferrite phase. The intergranular facets in the near-threshold region appeared in the spheroidized structure.

1. 서 론

피로균열 전파속도를 예측할 수 있다는 것은 기계 또는 부품의 경제적인 사용에 커다란 도움을 줄 수 있다. 지난 20년간은 주로 Paris법칙¹⁾을 따르는 소위 Stage II에서의 피로균열 전파에 관한 연구가 행하여 졌으나 최근에는 균열측정장치의 발달, 미세균열의 중요성, 피로균열 생성기구에 대한 관심들이 높아지면서 아주 낮은 응력하에서의 피로균열 전파(ΔK_{th} 부근)에 많은 연구들이 행하여지고 있다. 특히 Stage II에서의 피로균열 전파속도는 미세조직에 큰 영향을 받지 않으나 Stage I에서의 피로균열 전파속도는 분위기와 미세조직에 민감

하다²⁾. ΔK_{th} 의 정의는 주어진 균열이 이 값보다 낮은 응력세기인자 범위에서는 무한한 사이클의 피로에도 균열이 전파하지 않는 값으로서³⁾ 이 부근에서의 피로균열 전파 속도는 대략 $10^{-8} \sim 10^{-9}$ m/cycle 정도이다. 본 연구에서는 일반 구조용 탄소강인 SM40C강에서 prior 오스테나이트 입자의 크기와 퍼얼라이트 층상조직과 구상화조직에 따른 ΔK_{th} 부근에서의 피로균열 전파거동을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편성분

Table 1. Chemical composition of the specimen (wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.41	0.24	0.67	0.013	0.011

실험에 사용된 재료는 시판되는 SM40C강이며 조성은 Table 1과 같다.

2.2. 시편형상

시편의 형상은 ASTM E 8 Subsize의 인장시편과 cyclic $\sigma-\epsilon$ 곡선을 작성하기 위한 저주기 피로시편, 그리고 균열전파속도를 측정하기 위한 SEN(Single Edge Notch) 시편의 3가지로 제작하였으며 두께는 4mm로 일정하게 하였다.

2.3. 시편의 열처리

제작된 시편의 prior austenite 입자크기를 상이하게 하고 퍼얼라이트 lamellar 조직과 구상화 조직을 얻기 위해 Fig.2와 같은 열처리를 행하였다. 즉 오스테나이트의 입자크기는 다르지만 둘다 미세한 lamellar 조직을 갖는 미세조직을 만들기 위하여 하나는 1,120°C에서 1시간 동안 가열하고(앞으로 HP 1이라 일컬음) 다른 하나는 900°C에서 1시간 가열한 후(앞으로 HP 2라고 일컬음) 두 가지 모두 T-T-T diagram에서 nose부위에 해당하는 온도인 550°C로 급격히 온도를 내려 30분간 항온변태시킨 후 수냉하였다. 또 위에서와 똑같은 열처

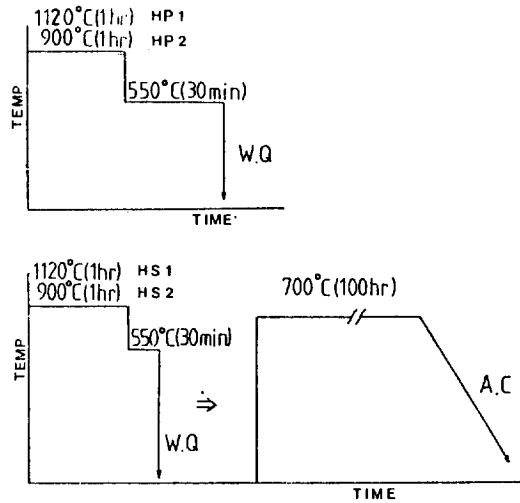


Fig.2. Heat treatment conditions used in this investigation.

리를 한 후 미세한 lamellar 조직 대신 구상화된 cementite를 얻기위해 700°C에서 100시간 동안 가열 후 공냉한 것 중에서 오스테나이트화 처리시 1,120°C에서 가열한 것을 HS 1이라 지칭하였고 900°C에서 가열한 것을 HS 2라 명명하였다. 즉 이러한 열처리를 행하여 얻은 미세 조직들은 오스테나이트 결정립이 크고 퍼얼라이트 조직을 갖는 것(HP 1), 결정립이 작으며 퍼얼라이트를 갖는 것(HP 2), 결정립이 크며 구상화 cementite를 갖는 것(HS 1), 결정립이 작으며 구상화 cementite를 갖는 것(HS 2)의 4가지 조직이다.

2.4. 저주기 피로실험과 피로균열전파 속도 실험

모든 기계적 실험은 Model 1,350 10ton Instron servohydraulic dynamic testing machine으로 행하였다. 저 cycle 피로실험은 40% full scale extensometer를 시편의 gage length에 부착한 다음 strain-controlled cycling으로 하였다. Cyclic $\sigma-\epsilon$ 곡선은 incremental step test로 하여 hysteresis loop의 변화가 더 이상 관찰되지 않을 때 즉 포화되었을 때 loop의 끝부분을 연결하여 작성하였다. Cyclic softening현상과 hardening현상을 확인하기 위하여는 몇 가지 strain 범위에서 유동응력 변화를 관찰하였다. 피로균열전파실험은 notch의 영향을 줄이기 위해 항복응력의 60% 이하의 응력으로 0.3~0.4mm 길이의 fatigue pre-crack을 깎고 ΔK_{Ih} 부근에서의 균열성장속도는 Load Shedding

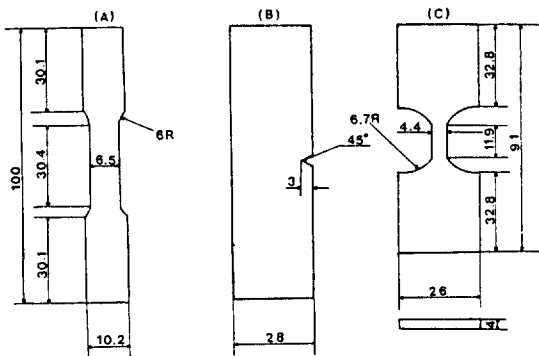


Fig.1. The shape of specimens
 (a) Tension test specimen
 (b) Crack propagation specimen
 (c) Low cycle fatigue specimen

방법⁴⁾으로 측정하였으며 이때 전 load에 의한 소성구역의 영향을 없애기 위해 소성구역 크기의 3배가 지난 후 load를 10%내로 감소시켜 나갔다. 사용한 응력세기 인자 ΔK 는

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{wt} a 5\pi^{1/2} \left\{ 20 - 30 \left(\frac{a}{w} \right) - 7 \left(\frac{a}{w} \right)^2 \right\}^{-1/2}$$

로 Pook의 유한폭 교정인자⁴⁾를 사용하였다. 여기서 a 는 균열길이, w 는 시편의 폭, t 는 시편의 두께, ΔP 는 ($P_{max} - P_{min}$)을 말한다. 파형은 Sine파형, 진동수는 30Hz, 응력비는 0.05로 전 실험에 동일하게 하였으며 균열의 길이는 40배의 이동현미경으로 측정하였다. 균열전파속도는 균열의 전파된 길이 Δa 를 기록하고 그 동안 소모된 cycle 수 ΔN 을 기록해서 da/dN 으로 계산하였다. ΔK_{th} 는 균열전파속도가 $10^{-10}m/cycle$ 일 때의 값으로 정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 단순인장의 유동응력

서로 상이한 열처리에 의해 얻어진 미세조직의 광학 현미경 사진을 Fig.3에 나타내었으며 (a)와 (b)는 ferritic-pearlitic조직이고 (c)와 (d)는 구상화 조직이다. Prior 오스테나이트 입자크기는 Fig.4에서 보는 바와 같이 오스테나이트화 온도가 증가할수록 크게 나타났다. 퍼얼라이트의 층상간격은 Fig.6에서 보는 바와 같이 SEM으로 관찰하였는데 이때 층상간격은 linear intercept방법⁵⁾으로 측정하였다. 즉,

$$S_0 = \frac{\sigma}{2} = \frac{1}{2N_L}$$

S_0 : True spacing

σ : Intercept spacing



(a) HP 1



(b) HP 2



(c) HS 1

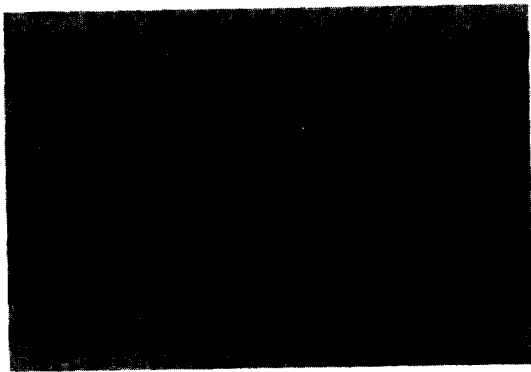


(d) HS 2

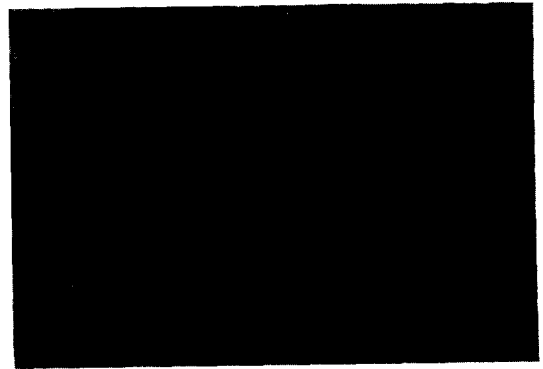
Fig. 3. Optical micrographs of the ferritic-pearlitic structures (a), (b) and spheroidized structures (c), (d).

N_L : The number of alternate lamellae intercepted per unit length of random test lines
 이다. 측정된 결과 HP 1의 층상간격은 $0.153\mu\text{m}$ 이었으며 HP 2는 $0.17\mu\text{m}$ 이었다. 퍼얼라이트 층상간격은 항온변태 온도에 크게 좌우되는 인자나 Hyzak[®] 등의 결과에 의하면 항온변태 온도가 동일한 경우에 오스테나이트 입자가 클수록 층상간격은 미세하게 나타난다고 하였다. 이러한 이유는 오스테나이트화 온도와 항온변태 온도 사이의 과냉도 차이에 의한 것으로 사려되며 본 실험에서 HP 1의 과냉도가 HP 2보다 크므로 퍼얼라이트의 핵생성 속도가 빨라져 층상간격이 미세하게 된 것

으로 사려된다. 일반적으로 유동응력은 가능한 slip 거리에 반비례한다. 페라이트-퍼얼라이트강에 있어서는 퍼얼라이트 층상간격이 slip거리가 되며 이 간격이 미세할수록 유동응력은 증가하게 되어 Table 2에서와 같이 HP 1의 항복응력이 HP 2보다 높게 나타났다. 그러나 HP 1이 HP 2보다 오스테나이트 결정립이 크므로 결정립에 의한 강도는 PH 2가 높아야 할 것 같으나 HP 1이 강도가 높은 것으로 미루어 보아 결정립 크기의 효과보다는 lamellar 간격이 강도에는 더 큰 효과를 낸다고 할 수 있다. 한편 구상화 조직인 HS 1과 HS 2의 항복응력이 HP 1이나 HP 2에 비해 훨씬 낮게 나타난

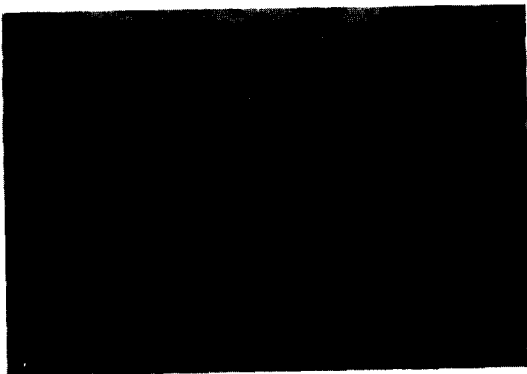


(a) HP 1, HS 1



(b) HP 2, HS 2

Fig. 4. A comparison of austenite grain sizes obtained by different austenitizing temperatures (a) 1,120°C and (b) 900°C.



(a) HP 1



(b) HP 2

Fig. 5. A different pearlite interlamellar spacing by SEM micrographs.

Table 2. Comparison of the monotonic and the cyclic yield stresses at different heat treatments.

	HP 1	HP 2	HS 1	HS 2
monotonic y.s.	42.	40.8	25.6	24.4
cyclic y.s.	36.9	39.5	27.6	26.3

unit : kg/mm²

이유는 가능한 slip 거리가 cementite 입자간격으로서 이 간격은 lamellar 간격보다 크기 때문이다. HS 1이 HS 2보다 항복응력이 조금 높게 나타난 이유는 Fig.3의 (c), (d)에서 보는 바와 같이 cementite 입자가 더 미세하게 분포되어 있기 때문이다.

3.2. 저 cycle 피로

각 열처리에 따른 단순 σ - ϵ 곡선과 cyclic σ - ϵ 곡선의 비교를 Fig.6에 나타내었다.

HP 1과 HP 2의 경우 낮은 strain 범위에서는 cyclic softening이 일어났지만 높은 strain 범위에서는 hardening이 발생하였다. 이와 비슷한 현상은 불연속 항복을 나타내고 b.c.c 금속인 Nb⁷⁾, Ta⁸⁾에서도 관찰되었다. HP 1과 HP 2에서 cyclic softening의 발생은 단순 σ - ϵ 곡선에서 나타난 Lüders strain과 연관이 있다⁹⁾. 즉 하항복점에서 변형된 일부 지역 내의 자유전위가 계속 되는 반복 변형하에서 시편 전체를 확장해 감으로써 생기는 응력진폭의 감소로 인한 것이다. Lüders strain이 시편 전체를 전파하고 난 다음에는 공공, 전위 dipole, 전위 debris등의 격자결함 발생이 촉진되고 이러한 것들이 단범위 응력장을 형성하며 또한 침입형 원자인 C, N이 slip band로 확산되는 등의 현상으로 인해 전위의 움직임이 저해되어 cyclic hardening이 일어나는 것으로 사려된다. 그러나 장시간 연화처리된 구상화 조직의 경우에는 반복되는 소성변형에 의한 전위밀도의 증가로 인해 cyclic hardening만 발생한 것으로 사려된다.

3.3. 피로균열 전파속도

HP 1과 HP 2의 피로균열 전파속도를 Fig.7에 나타내었다. 오스테나이트 입자가 더 큰 HP 1이 HP 2보다 threshold 부근에서의 균열전파 속도가 더 느린 경향을 보였으며 ΔK_{th} 도 더 높게 나타났으나 Region II에서의 전파속도는 비슷하였다. Threshold 부근에서는 피로균열에서 파생된 소성변형영역의 크기가 입자 내로 제한되

어지고 균열이 각각의 입자에서 전파되는 방향이 달라진다¹⁰⁾. 즉 균열의 진행방향이 zig-zag로 되어 입자크기가 클수록 인장응력에 수직된 면으로부터의 균열 path의 편차가 커지게 된다. 그러므로 균열선단에서 동일한 균열길이(da)를 전파하는데 소모되어지는 cycle 수(dN)은 증가하게 되고 따라서 균열전파 속도 da/dN 은 감소하게 된다. 이러한 입자크기의 영향에 대해 Masounave등¹⁰⁾은 페라이트강에서 페라이트입자가 클수록 ΔK_{th} 가 높게 나타나는 것을 관찰하였다.

따라서 HP 1이 HP 2보다 HS 1이 HS 2보다 ΔK_{th} 가 높게 나타난 것은 위에서 언급한 바와 같이 결정입도 크기의 영향으로 사려된다. 퍼얼라이트 층상조직과 구상화 조직을 상호비교하여 보면 ΔK_{th} 부근에서는 구상화 조직의 균열전파속도가 훨씬 느리게 나타났으나 이것 또한 Region II에서는 거의 비슷하게 되었다. 구상화조직에서 ΔK_{th} 가 높은 값을 갖는 이유는 항복응력의 영향으로 Ritchie등¹¹⁾은 항복응력이 클수록 ΔK_{th} 가 낮아진다고 보고하고 있다. 본 실험에서 구상화 조직의 항복응력은 층상조직의 2/3정도 밖에 되지 않았다. Elber¹²⁾에 의하면 피로균열 침단에서의 소성구역에 의해 압축응력이 작용하여 응력이 최소값이 되기 전에 균열이 닫히게 되므로 균열전파 속도가 늦어진다고 하였다. 균열전파시 발생하는 소성변형구역의 크기는 항복응력의 제곱에 반비례하므로 항복응력이 적을수록 소성변형이 커지게 될 것이며 따라서 소성변형에 의한 균열단합 현상이 현저할 것으로 사려된다. 이상과 같이 응력이 매우 낮은 범위에서는 구상화 조직의 피로균열 전파속도가 느리므로 이에 대한 저항성이 크다고 볼 수 있다. Table 3에 각 열처리조건의 ΔK_{th} 값이 나타나 있다.

3.4. 파면해석

피로파괴가 일어난 시편의 파면을 SEM으로 관찰하여 Fig.8, Fig.9에 나타내었다. 파면관찰 결과 Fig.8의 (a), (b)나 Fig.9의 (a)와 같은 ductile transgranular ridge가 가장 빈번하게 나타나는 것으로 미루어 보아 균열은 우선적으로 페라이트상을 통해 전파되는 것임을

Table 3. ΔK_{th} values of different heat treatments.

HP 1	HP 2	HS 1	HS 2
6.5	4.6	8.4	7.9

unit : MN/m^{3/2}

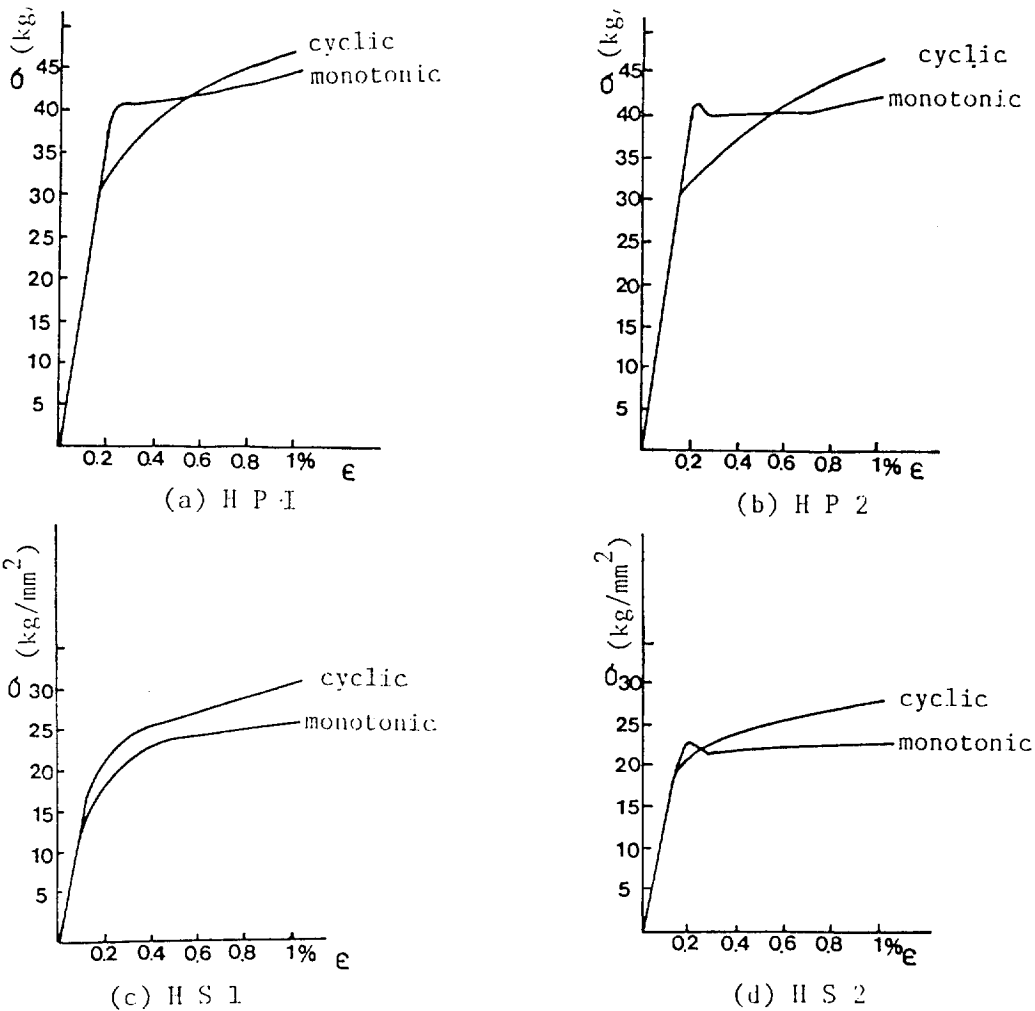


Fig. 6. A comparison of the monotonic stress-strain curve and cyclic stress-strain curve obtained by incremental step test.

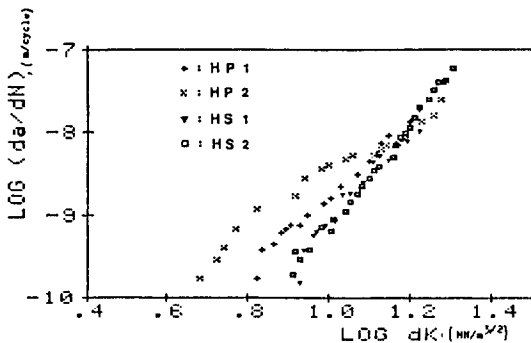


Fig. 7. Fatigue crack growth rate for HP 1, HP 2 and HS 1, HS 2.

알 수 있다. threshold에 접근할수록 파면은 편평하게 나타난 반면 균열전파 속도가 10^{-5} m/cycle 이상에서는 Fig. 8의 (c)나 Fig. 9의 (c)와 같은 이차균열이 관찰되었으며 그 발생빈도는 구상화 조직이 층상조직보다 많았다. 구상화 조직에서 $\Delta K=10.2\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ 일 때 가끔 Fig. 9의 (b)와 같은 intergranular facet이 관찰되었는데 이러한 facet은 반복하중에 의한 소성변형구역의 크기가 페라이트 입자크기와 비슷한 지역에서 가장 많이 발생된다고 보고¹³⁾하고 있다. 그림에서 facet모양의 크기(대략 $80\mu\text{m}$)를 오스테나이트의 크기라고 가정하고 $\Delta K=10.2\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ 에서의 소성구역의 크기(대략 8.



(a)



(b)



(c)

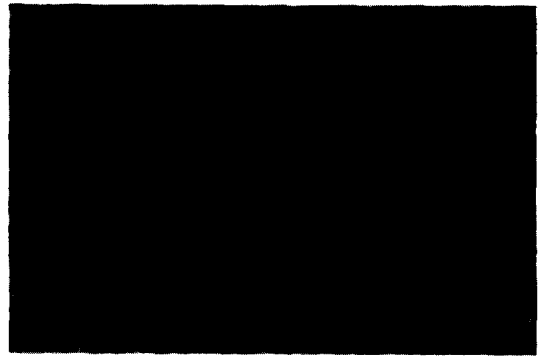
Fig. 8. SEM fractography of HP 2 at different ΔK 's

(a) $\Delta K = 4.8 \text{ MN/m}^{3/2}$

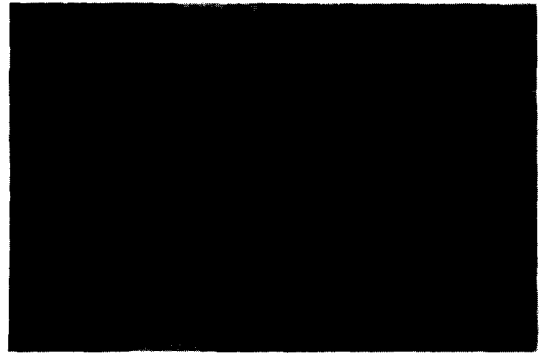
(b) $\Delta K = 16.6 \text{ MN/m}^{3/2}$

(c) $\Delta K = 17.4 \text{ MN/m}^{3/2}$

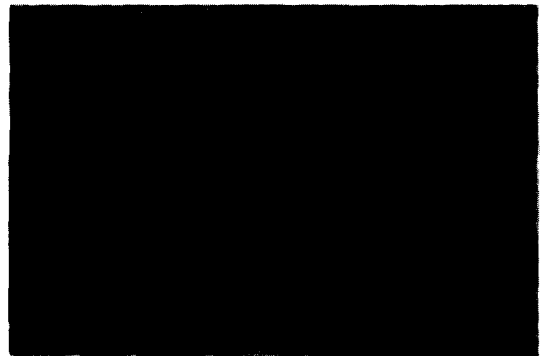
Arrow indicates the direction of macroscopic crack growth.



(a)



(b)



(c)

Fig. 9. SEM fractography of HP 2 at different ΔK 's

(a) $\Delta K = 7.9 \text{ MN/m}^{3/2}$

(b) $\Delta K = 10.2 \text{ MN/m}^{3/2}$

(c) $\Delta K = 21.9 \text{ MN/m}^{3/2}$

Arrow indicates the direction of macroscopic crack growth.

15 μm)와 비교하여 본 결과 매우 비슷한 것으로 미루어 보아 위의 보고를 뒷받침한다고 할 수 있겠다.

4. 결 론

SI강을 열처리를 통하여 미세조직을 변화시켜 저주기 피로실험과 threshold 부근에서의 균열전파 속도를 측정 한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 단순인장곡선에서 불연속항복 현상을 나타내는 페라이트-퍼얼라이트 조직의 경우 strain진폭이 작을 때는 cyclic softening이 발생하였으며 클 때는 cyclic hardening이 발생하였다.

2. Region I에서 주어진 ΔK 에서의 균열전파속도는 prior 오스테나이트 입자크기가 클수록 감소하였으며 ΔK_{th} 가 높게 나타났다. 이것은 오스테나이트 입자크기가 클수록 표면거칠기의 정도가 심해 균열단형 현상이 현저하므로 ΔK_{eff} 의 감소 때문이다.

3. 항복응력이 낮은 구상화 조직이 lamellar조직보다 threshold부근에서의 균열전파속도는 느리고 ΔK_{th} 도 높게 나타났다.

4. 균열은 우선적으로 페라이트상을 통해 전파하며 구상화조직의 경우 threshold부근에서 약간의 intergranular facet을 관찰할 수 있었다.

5. 참고문헌

1. Ritchie, R.O. : *J of Eng. and Tech.*, pp.195

(1977), July.

2. Ritchie, R.O. : *Int. Met. Rev.*, pp.205 (1979), No.5 & 6.
3. Bucci, R.J. : ASTM Symposium on fatigue crack growth measurement and data analysis, (1979),
4. Pook, L.P. : *Int. J. of Fract. Mech.*, 4, 295 (1968).
5. Underwood, E. : ASM Metals Handbook 8th ed,
6. Hyzak, J.M. and Bernstein, I.M. : *Met. Trans*, 7A, 1217 (1976).
7. Agrawal, S.K. and Stephens, R.L. : *J. Less. Common. Metals.*, 24, 93 (1971).
8. Helebrant, D.R. and Stephens, R.I. : *J. of Mat.*, 7, 536 (1972).
9. Klesnil, M. and Lukas, P. : *JISI*, 205, 746 (1967).
10. Masounave, J. and Bailon, J.P. : *Script. Met.*, 10, 165 (1976).
11. Ritchie, R.O. : *Int. Met. Rev.*, pp.205 (1979), No. 5 & 6.
12. Elber, W. : *Eng. Frac. Mech.*, 2, 37 (1970).
13. Cooke, R.J., Irving, P.E. Booth, G.S. and Beevers, C.J. : *Eng. Frac. Mech.*, 7, 69 (1975).