

<論 文>

複合組織鋼의 疲勞균열진전거동과 균열닫힘조건에 미치는 應力比 및 微視組織크기의 영향

金 楨 圭* · 黃 敦 永**

(1988年 7月 20日 接受)

Influence of Stress Ratio and Microstructural Size on Fatigue Crack Growth and Crack Closure in Near-Threshold

Jung Kyu Kim and Don Young Hwang

Key Words : Stress Ratio(應力比), Dual Phase Steel(複合組織鋼), Linear Roughness Parameter(線形거칠기 계수), Crack Tip Opening Displacement(균열先端열림變位), Crack Deflection(균열휨)

Abstract

In this study, it is investigated for the effects of stress ratio and grain size on fatigue crack growth behavior and crack closure, in ferrite-martensite dual phase steels. The results obtained are as follows ; ΔK_{th} is independent of the ferrite grain size, but decreases with increasing stress ratio. The relation between ΔK_{th} and stress ratio R is as follows ; $\Delta K_{th} = 15.1(1 - 0.95R)$. But $(\Delta K_{eff})_{th}$ in terms of crack closure is approximately $2.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Also, variation of the degree of crack deflection to crack tip opening displacement at the minimum load is considered as a parameter of crack closure.

1. 序 論

최근 疲勞균열進展舉動의 평가에 있어서 긴 균열(long crack)보다는 미소균열(short crack 또는 small crack)에 주목하는 경향이지만 아직도 긴 균열을 대상으로 한 피로균열진전의 下限界 값 ΔK_{th} 및 이 부근의 균열진전거동은 명확하다고 할 수 없다.

Gray 등⁽¹⁾은 균열진전에 대한 저항을 향상시킬 수 있는 사항으로서 균열가지(crack branching) 또는 균열 휨(crack deflection)을 생기게 하는 微視組織의 존재를 지적하고 있다. 이의 대표적인 것

이 마르텐사이트(martensite)와 페라이트(ferrite)로 이루어진 複合組織鋼(dual phase steel)으로 이 강 조직형태는 페라이트(ferrite)중에 마르텐사이트(martensite)가 분산형으로 존재하는 경우를 기본으로 하고 있지만 이와 반대의 형태를 가진 조직의 것도 있다. 이 강은 일반 구조용강에 비하여 靜的인 強度가 증가함에도 불구하고 피로균열진전저항이 향상된다고 보고되고 있다⁽²⁻⁵⁾. 그 원인으로서는 균열진전이 마르텐사이트조직에 의해 저지된 결과 생성된 균열 휨으로 인하여 균열닫힘이 크기 때문이라고 설명하고 있다. 저자들⁽⁶⁾도 複合組織鋼의 피로균열진전거동에 대하여 검토한 결과 마르텐사이트 조직의 중요성이 강조되었고, 이 조직의 체적율의 증가에 따른 ΔK_{th} 및 균열진전저항의 향상은 균열 휨이 중요한 요인임을 밝힌 바 있다.

*正會員, 漢陽大學校 工科學 機械設計學科

**正會員, 大韓航空 技術研究所

한편 Al합금⁽⁷⁾, 炭素鋼⁽⁸⁻¹⁰⁾, Ti합금⁽¹¹⁾ 등의 균열진전거동에 대해서는 應力比의 영향이 強度 또는 微視組織因子와 함께 검토되었다. 일례로서 Nakai 등⁽⁹⁾은 강도가 낮을수록 응력비의 영향이 강하게 나타나며 이의 원인을 균열단힘으로 설명하고 있고 또한 Kobayashi 등⁽¹⁰⁾은 2a단계에서는 結晶粒徑이 클수록 응력비의 영향이 현저하지만 2b 단계에서

는 이의 영향이 없음을 보고하고 있다. 이와같이 균열진전거동에 미치는 응력비의 영향은 강도 또는 미시조직의 크기와 밀접한 관련이 있다고 할 수 있다. 따라서 組織不均質性이 현저한 복합조직강의 피로균열진전거동은 응력비와 미시조직의 영향이 동시에 검토되어야 한다고 할 수 있으나 이에 대한 연구는 불충분하다.

본 연구에서는 복합조직강을 준비하여 이 강도의 下限界 부근의 피로균열진전거동과 균열단힘에 미치는 應力比와 微視組織크기의 영향을 검토하였다.

2. 實驗方法

본 실험에 사용한 재료는 100mm×100mm인 정방형 단면을 가진 SM10C 일반구조용 低炭素鋼으로 화학성분은 Table 1과 같다. 또한 試驗片의 형상은 ASTM E647-88⁽¹²⁾의 규정에 따라 가공한 두께가 10mm인 CT시험편이며 이의 채취방향은 T-S이다.

Table 2는 복합조직강의 열처리과정을 정리한 것으로 이 표에서 제 1 단계 어닐링(annealing)은 조직의 균질화 및 미시조직의 크기에 변화를 주기 위한 것이다. Fig. 1은 페라이트(이하 母相이라 함) 중에 마르텐사이트(이하 第 2 相이라 함)가 분

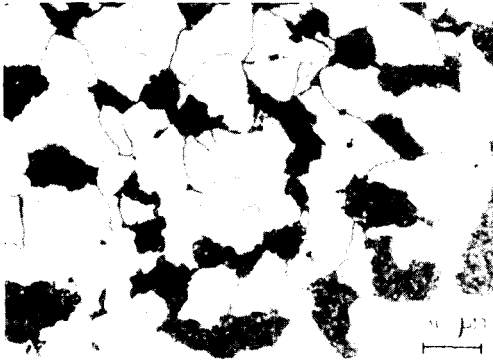


Fig. 1 Ferritic-Martensitic microstructure(series B)

Table 1 Chemical compositions (wt. %)

C	Si	Mn	P	S
0.10	0.04	0.40	0.021	0.017

Table 2 Heat treatment condition

Series	Step I (annealing)	Step II (quenching)	Step III (tempering)
A	1200°C×1 hr.	760°C×10min.	200°C×1 hr.
B	1200°C×1 hr. 900°C×1 hr.	760°C×15min.	200°C×1 hr.

Table 3 Metallurgical and mechanical properties

Properties	Series A	Series B
Ferrite grain size(μm)	160	67
Volume fraction of martensite(%)	26	24
Connectivity of martensite(%)	57	58
Hardness of martensite ^m Hv	881	782
Hardness of ferrite ^f Hv	251	216
Hardness ratio ^m Hv/ ^f Hv	3.5	3.6
Yield strength (0.2% proof stress) (MPa)	332	342
Tensile strength(MPa)	606	572
Elongation(%)	18	16

산형으로 존재하는 복합조직강의 대표적인 조직형태의 예이다. 미시조직의 정량적 평가는 線分析法로 하였으며 각상의 硬度는 미소 비커스 硬度計(25g, 30점)를 사용하여 측정하였다. Table 3은 이들 조직의 특성과 기계적성질을 정리한 것으로 페라이트 결정립경의 크기에만 2배 이상의 차이가 있음을 알 수 있다.

피로시험은 10톤용 유압서어보식 피로시험기를 사용하였고 荷重反復速度는 11Hz의 正弦波形으로 하중제어방식에 의하여 응력비 $R=0.1, 0.3$ 및 0.5 에서 행하였다. 그리고 ΔK 감소방식에 의하여 ΔK_{th} 를 찾은 후 ΔK 증가방식에 의하여 피로시험을 진행하였다. 균열길이 및 균열단힘은 시험편 내부를 포함한 평균적인 균열길이 및 균열단힘을 전수명에 걸쳐서 연속적으로 측정할 수 있는 除荷彈性 컴프라이언스법을 사용하여 측정하였고 疲勞균열進展速度 da/dN 은 사이컨트 법으로 산출하였다. 또한 ΔK 는 ASTM E647-88⁽¹²⁾에 따라 구하였고 미시조직상의 실제의 균열길이는 곡선계(curvimeter)를 사용하여 광학현미경으로부터 관찰한 균열경로사진으로부터 평가하였다.

3. 實驗結果

3.1 da/dN 와 應力比 및 結晶粒徑과의 관계
 Fig. 2는 응력비 및 결정립경의 크기에 따른 피로균열진전속도 da/dN 을 應力擴大係數의 범위 ΔK 에 대하여 정리한 것으로 응력비의 크기에 관계없이 결정립경의 차이에 따른 da/dN 에는 커다란 변화가 보이지 않는다. 또한 동일한 ΔK 에서의 da/dN 은 응력비가 커짐에 따라 증가하고 이의 경향은 ΔK 가 증가함에 따라 저하함을 알 수 있다. Ohta⁽⁹⁾, Kobayashi⁽¹⁰⁾, Ritchie⁽¹³⁾ 등의 결과에서는 1×10^{-6} mm/cycle 이상 또는 2b단계에서는 R 의 영향이 없어지지만 본 결과에서는 높은 ΔK 영역에서도 R 의 영향이 보이고 있어 이 재료의 da/dN 의 R 의존성은 일반 구조용강에 비하여 크다고 하겠다. Fig. 3은 ΔK_{th} 에 미치는 결정립경의 영향을 동일한 응력비에 대하여 나타낸 것이다. 여기에서도 결정립경의 영향이 보이지 않으므로 이 강의 ΔK_{th} 는 응력비의 크기에만 의존한다고 하겠다.

3.2 균열단힘과 應力 幅

Fig. 4는 균열단힘의 정도를 나타내는 有效應力

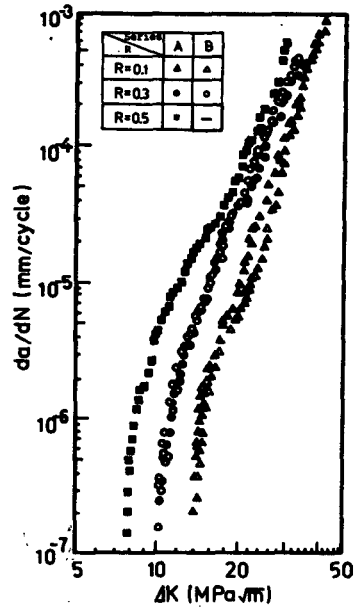


Fig. 2 Variation of fatigue crack growth rate da/dN with stress intensity factor range ΔK

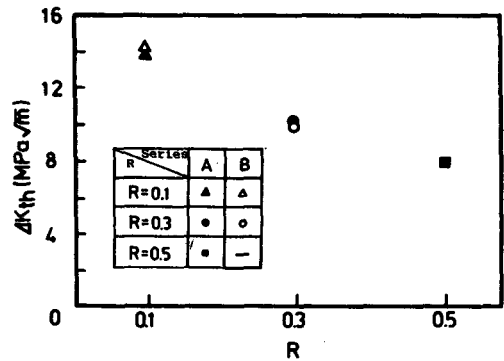


Fig. 3 Variation of threshold values ΔK_{th} with stress ratio R

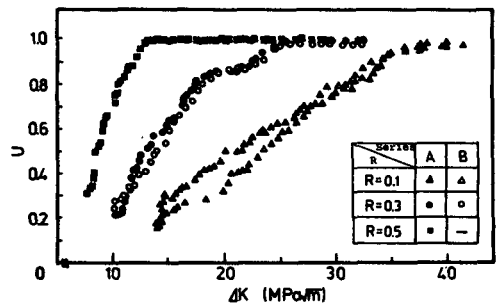


Fig. 4 Variation of stress intensity factor range U with stress intensity factor range ΔK

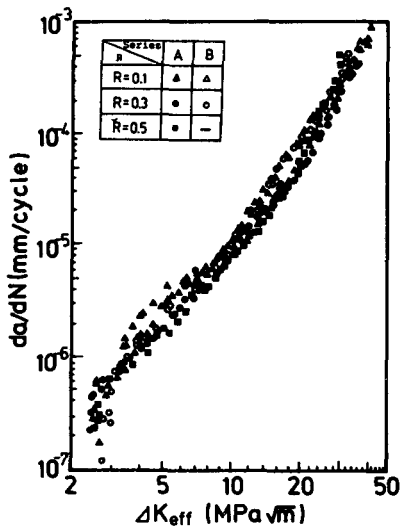


Fig. 5 Variation of fatigue crack growth rate da/dN with effective stress intensity factor range ΔK_{eff}



Fig. 6 Appearance of fatigue crack propagation path. Arrow indicates direction of macroscopic crack propagation(series B)

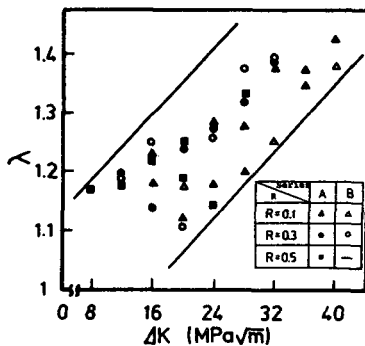


Fig. 7 Relation between linear roughness parameter λ and stress intensity factor range ΔK

擴大係數 범위비 $U(=\Delta K_{eff}/\Delta K)$ 와 ΔK 와의 관계이다. 이 그림에서 결정립경의 크기에 관계없이 $R=0.1$ 에서는 $\Delta K \approx 35 \text{MPa}\sqrt{m}$ 에서도 균열단힘이 존재하는 반면 $R=0.3$ 에서는 $\Delta K \approx 23 \text{MPa}\sqrt{m}$ 에서 이미 균열단힘이 없어짐을 알 수 있다. 또한 $R=0.1$ 에서 결정립경의 대소에 따라 U 값에 약간의 흠어짐이 보이지만 각 應力比에서의 균열단힘에 미치는 결정립경의 영향은 거의 없다고 할 수 있다. 따라서 복합조직강에 있어서 균열진전의 높은 영역에 있어서도 R 의 영향이 크게 나타나는 것은 균열단힘의 차이에 원인이 있다고 생각된다. Fig. 5는 da/dN 과 균열단힘을 고려한 ΔK_{eff} 와의 관계로서, da/dN 은 應力比 및 결정립경의 크기에 관계없이 전 ΔK_{eff} 영역에서 거의 동일하며 $(\Delta K_{th})_{th}$ 는 약 $2.5 \text{MPa}\sqrt{m}$ 의 값을 나타내고 있다.

한편 Minakawa⁽²⁾, Dutta⁽³⁾, Horng⁽⁵⁾ 등은 복합조직강의 균열단힘기구로서 균열 휨으로 인한 파면접촉이 보고되고 있으나 파면접촉의 정도를 실험적으로 평가하기 어려우므로 Fig. 6에 일례를 나타낸 균열 휨의 양상을 Ritchie 등^(7,14)이 제안한 線形 거칠기 계수 $\lambda(=L_c/L_t, L_c$: 실제균열길이, L_t : 결보기 균열길이)를 구하여 검토하였다. Fig. 7은 λ 와 ΔK 의 증가에 따라 상승함을 보이고 있다. 이의 결과를 第2相 체적율의 변화에 따른 균열 휨⁽⁶⁾의 정도와 비교하여 보면 균열 휨은 應力比 및 결정립경의 영향보다는 제2상 체적율 및 ΔK 에만 의존한다고 하겠다. 또한 높은 ΔK 영역에서 균열 휨이 현저함에도 불구하고 균열단힘이 줄어든다는 상반된 결과로 보아 균열 휨은 균열단힘의 필요조건이지만 충분조건이 아님을 의미한다.

4. 考 察

피로균열진전의 下限界 값 ΔK_{th} 와 결정립경과의 관계에 대한 종래의 연구결과^(9,15-18)에 의하면 결정립경이 조대할수록 ΔK_{th} 및 피로균열진전저항이 향상된다는 것이 보고되고 있지만 이와 상반된 결과도 얻어지고 있다. 이의 대표적인 예로서 Mutoh⁽¹⁷⁾ 등은 결정립경 d 의 증가에 따른 ΔK_{th} 의 상승을 다음의 관계식으로 나타내고 있다.

$$\Delta K_{th} = A + B(d)^{1/2} \quad (1)$$

여기에서 A, B 는 재료상수.

그리고 ΔK_{th} 와 재료 특성치와의 관계에서, 일반鐵鋼材料的 ΔK_{th} 는 降伏強度의 증가에 따라 감소

하지만⁽¹⁹⁾ 複合組織鋼의 ΔK_{th} 는 항복강도가 증가함에도 불구하고 상승함이 보고 있으며⁽³⁾ 저자들의 연구에서도 제 2 상 체적율의 변화에 따른 항복강도의 상승은 ΔK_{th} 를 직선적으로 증가함을 밝혔다⁽⁶⁾. 多結晶 금속재료에 있어서 항복강도는 결정립경이 미세할수록 상승하지만, 복합조직강의 항복강도는 결정립경의 영향보다 제 2 상의 영향이 현저하다는 점을 고려하면 ΔK_{th} 의 변화는 재료의 특성치로서 일괄적으로 설명이 가능하다고 본다. 따라서 본 연구의 결과에서 결정립경에 2배 이상의 차이가 있음에도 불구하고 ΔK_{th} 값이 거의 일정한 것은 Table 3에서 보는 바와 같이 降伏強度 및 第2相 체적율의 일정함과 관련이 있다고 생각된다.

ΔK_{th} 와 應力比 R 과의 관계에 대해서도 많은 연구결과가 보고되고 있으며^(8,9,20~23), Nakai⁽²³⁾ 등은 각종 철강재료의 ΔK_{th} 와 R 과의 관계를 다음의 3가지의 형으로 분류하고 있다. 즉 ΔK_{th} 가 R 에 관계없이 일정한 A형, ΔK_{th} 가 R 의 증가에 따라 감소하지만 $R > R_c$ 에서는 이 값이 일정한 B형 그리고 B형과 유사하지만 $R=1$ 에서는 $\Delta K_{th}=0$ 이 되지 않는 C형이다.

Fig. 8은 본재료의 ΔK_{th} 와 R 과의 관계를 각종 鐵鋼材料의 결과⁽²³⁾와 함께 나타낸 것으로 다음의 관계식이 얻어진다.

$$\Delta K_{th} = 15.1(1 - 0.95R) \quad (2)$$

이 식은 Nakai 등이 보고한 식 (3)

$$\Delta K = \Delta K_{th0}(1 - \alpha R) \quad (3)$$

여기서 ΔK_{th0} : $R=0$ 에서의 下限界 값

α : 재료상수

과 같은 형태로서 본 재료에서는 $\Delta K_{th0} = 15.1 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 그리고 $\alpha = 0.95$ 이며 또한 $(\Delta K_{eff})_{th}$ 의 평균 값 $2.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 는 $R=0.8$ 의 ΔK_{th} 와 일치한다. 이상의 결과에서 본재료의 ΔK_{th} 는 동일한 應力比에서 다른 재료에 비하여 높음을 알 수 있고 또한 ΔK_{th} 및 da/dN 은 $R=0.8$ 이상에서 균열단합의 영향이 존재하지 않는다고 할 수 있다.

한편 균열단합이 생기기 위한 必要條件을 Gerberich⁽²⁴⁾ 등은 Fig. 9의 모식도에 의하여 다음 식으로 나타내고 있다.

$$\Phi_{ges} + \Phi_{oxide} + \Phi_{reverse-slip} \geq \Phi_{min}(r, w) \quad (4)$$

여기에서 Φ_{ges} , Φ_{oxide} , $\Phi_{reverse-slip}$ 은 각각 破面거칠기, 酸化物 및 殘留塑性變形에 의한 變位量이고 Φ_{min} 은 最小荷重에서의 균열열림변위로서 周期塑性領域의 크기 w 와 균열先端에서의 거리 r 의 함수이

다. 따라서 균열단합의 생성조건은 파면거칠기에 관계하는 균열 힘의 정도를 균열先端열림變位 $CTOD_{min}$ 과 함께 검토되어야 한다고 생각된다. $CTOD_{min}$ 은 다음식에 의하여 산출하였다⁽⁷⁾.

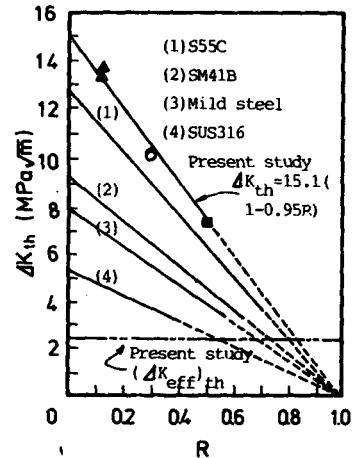


Fig. 8 Variation of threshold values ΔK_{th} with stress ratio R

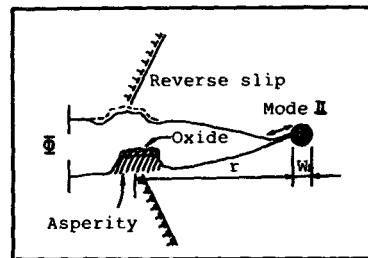


Fig. 9 Schematic drawing showing origin of closure mechanism⁽²⁴⁾

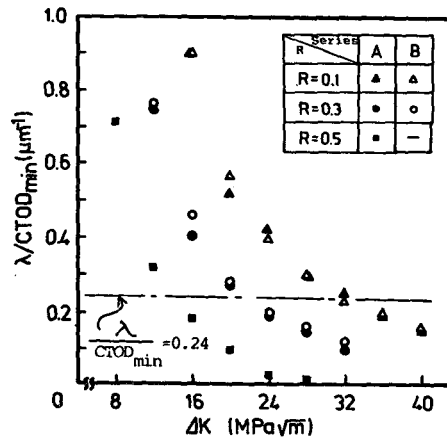


Fig. 10 Relation between $\lambda/CTOD_{min}$ and stress intensity factor range ΔK

$$\begin{aligned} \text{CTOD}_{\min} &= \text{CTOD}_{\max} - \Delta \text{CTOD} \\ &= (K_{\max}/2E \sigma_y) - (\Delta K^2/4E \sigma_y) \\ &= \Delta K^2/2E \sigma_y [1/(1-R)^2 - 1/2] \quad (5) \end{aligned}$$

Fig. 10은 CTOD_{\min} 에 대한 균열 힘의 정도를 나타내는 선형거칠기계수 λ 와 ΔK 와의 관계로서, ΔK 가 증가할수록 $\lambda/\text{CTOD}_{\min}$ 은 감소하며, 이 현상은 R 및 ΔK 가 증가함에 따라 균열단힘이 없어지는 경향과 일치한다. 또한 균열단힘이 없어지는 ΔK 영역에서의 $\lambda/\text{CTOD}_{\min}$ 은 각각 $R=0.1$ 의 경우, A재= $0.21\mu\text{m}^{-1}$, B재= $0.22\mu\text{m}^{-1}$, $R=0.3$ 의 경우, A재= $0.24\mu\text{m}^{-1}$, B재= $0.23\mu\text{m}^{-1}$, $R=0.5$ 의 경우, A재= $0.29\mu\text{m}^{-1}$ 의 값을 나타낸다. 이들 값은 應力比 및 結晶粒徑의 크기에 관계없이 거의 같은 값을 나타내고 있어 $\lambda/\text{CTOD}_{\min}$ 은 균열단힘의 정도를 나타내는 파라메타가 된다고 할 수 있다. 따라서 R 에 따른 균열단힘이 소멸되는 $\lambda/\text{CTOD}_{\min}$ 의 값을 평균하여 나타내면 본 실험에서의 균열단힘 생성조건은 다음과 같다.

$$\lambda/\text{CTOD}_{\min} \geq 0.24\mu\text{m}^{-1}$$

5. 結 論

結晶粒徑이 다른 2종류의 複合組織鋼에 대하여 피로균열진전거동 및 균열단힘현상에 미치는 應力比의 영향을 검토한 결과 다음의 결론을 얻었다.

(1) 疲勞균열進展의 下限界 ΔK 영역에서 應力比가 높을수록 피로균열진전속도는 증가하며, 피로균열진전의 하한계 값 ΔK_{th} 와 應力比 R 과의 관계는 다음 식으로 표시된다

$$\Delta K_{\text{th}} = 15.1(1 - 0.95R)$$

또한 ΔK_{th} 에 결정립경의 영향이 없는 것은 降伏強度 및 第2相 체적율의 일정함과 관련이 있다.

(2) 본 재료의 ΔK_{th} 는 동일한 응력비에서 다른 鐵鋼材料에 비하여 높은 값을 나타내며, 균열단힘을 고려한 $(\Delta K_{\text{err}})_{\text{th}}$ 는 약 $2.5\text{MPa}\sqrt{m}$ 이다.

(3) 응력비 및 결정립경의 크기에 따른 균열단힘의 정도는 균열先端열립變位 CTOD_{\min} 을 고려한 균열 힘 λ , 즉 $\lambda/\text{CTOD}_{\min}$ 으로 나타낼 수 있으며 이 값이 작을수록 균열단힘은 현저하다.

參 考 文 獻

(1) G.T. Gray, J.C. Williams, and A.W. Thompson, 1983, "Roughness Induced Crack Closure; An Expla-

nation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth", Met. Trans., Vol. 14A, pp. 421~433.

(2) K. Minakawa, Y. Matsuo, and A.J. EcEvily, 1982, "The Influence of a Duplex Microstructure in Steels on Fatigue Crack Growth in the Near-Threshold Région", Met. Trans., Vol. 13A, pp. 439~445.

(3) V.B. Dutta, S. Suresh, and R.O. Ritchie, 1984, "Fatigue Crack Propagation in Dual-Phase Steels; Effect of Ferritic-Martensitic Microstructures on Crack Path Morphology", Met. Trans. Vol. 15A, pp. 1193~1207.

(4) J.A. Wasynczuk, R.O. Ritchie, and G. Thomas, 1984, "Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth in Duplex Ferrite-Martensite Steels", Materials Science and Engineering, Vol. 62, pp. 79~92.

(5) J.L. Horng and M.E. Fine, 1984, "Near-Threshold Fatigue Crack propagation Rates of Dual-Phase Steels", Materials Science and Engineering, Vol. 67, pp. 185~195.

(6) 김정규, 황동영, 박영조, 1986, "미시조직에 민감한 피로균열진전거동", 대한기계학회논문집, 제10권, 제3호, pp. 316~325.

(7) E. Zaiken and R.O. Ritchie, 1985, "On the Development of Crack Closure and Threshold Condition for Short and Long Fatigue Cracks in 7150 Aluminum Alloy"; Met. Trans., Vol. 16A, pp. 1467~1477.

(8) A. Ohta and E. Sasaki, 1977, "Influence of Stress Ratio on the Threshold Level for Fatigue Crack Propagation in High Strength Steels", Eng. Fract. Mech., Vol. 9, pp. 307~315.

(9) Y. Nakai and K. Tanaka, 1981, "The Effects of Stress Ratio and Grain Size on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in Low Carbon Steels", Eng. Fract. Mech., Vol. 15, pp. 291~302.

(10) R. Murakami, H. Kobayashi, and H. Nakazawa, 1978, "Influence of Microstructure and the Microscopic Fracture Mechanism on Fatigue Crack Growth Rates in Steel Plates", Trans. JSME, Vol. 44, No. 381, pp. 1415~1423.

(11) R.J.H. Wanhill, 1976, "Environmental Fatigue Crack Propagation in Ti-6Al-4V Sheet", Met. Trans., Vol. 7A, pp. 1365~1373.

(12) ASTM E647-88, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates".

(13) R.O. Ritchie, 1977, "Influence of Microstructure on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in Ultra-High Strength Steel", Metal Science, pp. 368~381.

(14) R.D. Rendse and R.O. Ritchie, 1985, "A Study of

- Fatigue Crack Propagation in Prior Hydrogen Attacked Pressure Vessel Steels", *Met. Trans.*, Vol. 16A, pp. 1491~1501.
- (15) J. Masounave and J.P. Baflon, 1975, "Effect of Grain Size on the Threshold Stress Intensity Factor in Fatigue of a Ferritic Steel", *Scripta Met.*, Vol. 10, pp. 165~170.
- (16) E.K. Priddle, 1978, "The Influence of Grain Size on Threshold Stress Intensity for Fatigue Crack Growth in AISI 316 Stainless Steel", *Scripta Met.*, Vol. 12, pp. 49~56.
- (17) Y. Mutoh and V.M. Radhakrishnan, 1986, "Effect of Yield Stress and Grain Size on Threshold and Fatigue Limit", *Trans. ASME*, Vol. 108, pp. 174~178.
- (18) M.F. Carlson and R.O. Ritchie, 1977, "On the Effect of Prior Austenite Grain Size on Near-Threshold Fatigue Crack Growth", *Scripta Met.*, Vol. 11, pp. 1113~1118.
- (19) R.O. Ritchie, 1984, "Near-Threshold Fatigue: An Overview of the Role of Microstructure and Environment", *Fatigue* 84, Vol. 3, pp. 1833~1864.
- (20) O. Vosikovsky, 1979, "The Effect of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth Rates in Steels", *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 11, pp. 595~602.
- (21) Y. Nakai, K. Tanaka, and M. Yamashita, 1982, "Effects of Stress Ratio and Microstructure on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in High-Strength Low Alloy Steel", *Journal of the Soc. Mat. Sci., Japan*, Vol. 31, No. 350, pp. 1121~1127.
- (22) A.T. Stewart, 1980, "The Influence of Environment and Stress Ratio on Fatigue Crack Growth at Near Threshold Stress Intensities in Low-Alloy Steels", *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 13, pp. 463~478.
- (23) Y. Nakai, K. Tanaka, and R. Kawashima, 1984, "Stress-Ratio Effect on Fatigue Crack Growth Threshold in Steels", *Journal of the Soc. Mat. Sci., Japan*, Vol. 33, No. 371, pp. 1045~1051.
- (24) W.W. Gerberich, W. Yu, and K. Esaklul, 1984, "Fatigue Threshold Studies in Fe, Fe-Si, and HSLA Steel, Part 1, Effect of Strength and Surface asperities on Closure", *Met. Trans.*, Vol. 15A, pp. 875~888.