

<論 文>

微視組織에 敏感한 균열단합 현상

金 楨 圭* · 黃 敦 永**

(1986年 7月 29日 接受)

Microstructurally Sensitive Crack Closure

Jung Kyu Kim and Don Young Hwang

Key Words: Crack Deflection(균열 휨), Roughness Induced Crack Closure(破面 거칠기로 인한 균열단합), Linear Roughness Parameter(선형 거칠기 계수), Dual Phase Steel(複合組織鋼), Fatigue Crack Propagation Resistance(疲勞균열進展抵抗), Reversed Plastic Zone Size(週期 塑性 領域크기)

Abstract

In order to obtain the microstructure improving fatigue crack propagation resistance of steels, fatigue crack propagation behavior of martensite-ferrite dual phase steels is investigated in terms of crack deflection and crack closure. The results obtained are as follows;

- (1) ΔK_{th} and fatigue crack propagation resistance in low ΔK region increases with increasing hardness of second phase. But the difference of this crack propagation resistance decreases with increasing ΔK .
- (2) In low ΔK region, crack closure increases with increasing hardness of second phase, when the materials have all the same volume fraction of second phase, or when yield strengths are similar in all materials.
- (3) These crack closure can be explained by fracture surface roughness due to crack deflection.

1. 序 論

工業的으로 중요한 재료 중에는 微視組織의 機械的 性質이 각각 다른 2개의 相으로 구성된 組織不均質性을 가진 鋼이 많다. 이들 鋼의 疲勞균열進展舉動은 第

二段階領域이라 하여도 微視組織에 대단히 민감함이 알려져 있고^(1~3), 또한 최근에는 낮은 ΔK 영역에서의 疲勞균열進展舉動을 靜의 強度와 관련을 지우려는 연구가 활발히 進行되고 있다. 그 결과 이 영역에서의 疲勞舉動을 대표하는 疲勞균열進展의 下限界 값 ΔK_{th} 는 降伏強度의 증가에 따라 감소한다는 것이 알려져 있지만^(3~6), 이와 상반된 결과도 보고되고 있다. 例로써 마르텐사이트(martensite)와 페라이트(ferrite)로 이루어진 複合組織鋼은 靜의 強度의 증가에도 불구하고

* 正會員, 漢陽大學校 工科學 機械設計學科
** 正會員, 漢陽大學校 大學院

ΔK_{Ic} 및 疲勞균열進展抵抗이 향상됨이 보고되고 있다.^(2,3,7-11) 이러한 현상의 원인에 대하여 Suzuki 등⁽²⁾ 과 Kunio⁽⁷⁾ 등은 피로균열진전에 대한 제 2 상 마르텐사이트의 균열저지역할로서, Suresh 등^(8,11)과 Ritchie⁽⁹⁾ 등은 균열의 진전경로가 구불구불 해짐에 따라 생기는 균열단립의 존재로서 설명하였다. 또한 Horng⁽¹⁰⁾은 이러한 균열휨(crack deflection)에 따른 균열단립에 있어서 剪斷變位인 U_I 변위의 중요성을 강조하고 있다. 따라서 疲勞균열進展抵抗은 단순히 強度 자체에 지배된다고 보다는 強度를 지배하는 微視組織의 영향이 중요하다고 할수 있다. 著者⁽¹²⁾들은 第二相 마르텐사이트組織이 母相페라이트를 둘러싼 複合組織鋼에 대하여 疲勞균열進展特性을 검토한 결과

(1) 第二相은 疲勞균열進展의 저지역할을 하며, 第二相의 체적율이 증가할수록, 또는 降伏強度가 클수록 ΔK_{Ic} 및 균열進展抵抗은 상승한다.

(2) 이러한 현상은 週期塑性領域크기(revered plastic zone size)에 대한 破面거칠기의 상대적인 크기로서 설명되고, 이것은 균열단립의 정도와 관련이 있다.

는 등의 결론을 얻은바 있다. 이러한 결과로부터 第二相 마르텐사이트의 존재는 疲勞균열進展抵抗을 상승시키는 역할을 수행할 수 있음은 명확하지만, 第二相의 硬度가 낮을수록 疲勞균열進展경로의 페라이트組織 선택성이 감소한다는 관점에서 보면⁽¹³⁻¹⁵⁾ 疲勞균열進展抵抗을 상승시키는 균열휨 및 균열단립현상은 第二相의 硬도와 밀접한 관련이 있을 것으로 예상되지만, 이에 관한 연구결과는 보고되어 있지 않다.

따라서 本 研究에서는 鋼의 疲勞균열進展舉動과 微視組織과의 관계를 밝히기 위한 研究의 일환으로 第二相 마르텐사이트 중에 母相 페라이트가 존재하는 複合

組織鋼을 준비하여 이들 鋼의 第二相 硬度變化에 따른 疲勞균열進展抵抗을 균열휨과 균열단립을 통하여 검토하였다.

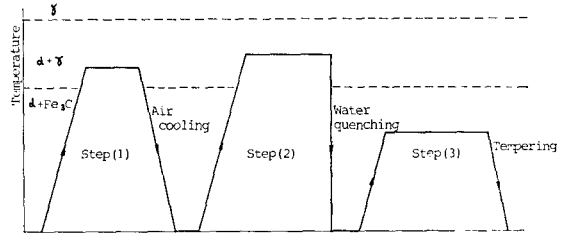
2. 실험 방법

2.1 재료 및 시험편

본 실험에 사용된 재료는 두께가 16mm 인 일반구조용 압연강판(SS41P)으로 그 화학성분은 Table 1 과 같다. 먼저 1,200°C에서 1시간 동안 어니일링처리를 한후 L-T 방향으로 시험편을 채취하여 ASTM E 647-83⁽¹⁶⁾에 따라 두께가 10mm 인 CT(compact tension) 시험편으로 제작하였다. 다음 微視組織因子 및 機械的

Table 1 Chemical Composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
0.17	0.18	0.64	0.02	0.01	0.04	0.02



Series	A	B550 (B)	C650 (C)	D650 (D)
Step (1)	760°Cx30min.	780°Cx30min.	800°Cx30min.	—
Step (2)	780°Cx50min.	800°Cx50min.	820°Cx50min.	950°Cx30min.
Step (3)	200°Cx60min.	550°Cx60min. (200°Cx60min.)	650°Cx60min. (200°Cx60min.)	650°Cx60min. (200°Cx60min.)

Fig. 1 Heat treatment cycle

Table 2 Metallurgical and mechanical properties

Properties	Vm (%)	D (μm)	C* (%)	Hardness		0.2% Proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
				Second phase	Matrix			
A	25	181	91	671	225	365	670	4.9
B	46	142	99	660	156	558	817	4.1
C	69	107	99	614	178	690	982	5.7
D	100	—	—	516	—	1,011	1,226	13.2
B550	46	142	99	388	194	378	547	26.0
C650	69	107	99	309	202	406	532	27.7
D650	100	—	—	312	—	436	555	30.1

D : Matrix (ferrite) grain size, C* : Connectivity of second phase
Vm : Volume fraction of second phase

특성이 각각 다른 재료를 얻기 위하여 Fig. 1과 같은 열처리를 행하였다. Table 2는 각 재료의 微視組織의 定量的 評價 및 機械的 性質을 나타낸 것으로 A材, B材, C材 및 D材는 前報⁽¹²⁾에서 사용한 재료들이며 B550材, C650材 및 D650材는 B材, C材, D材를 각각 550°C와 650°C에서 뜨임처리한 것으로 이들 재료는 降伏強度가 거의 일정한 경우에 있어서의 疲勞균열進展舉動을 검토하기 위한 것이다. 이들 재료에 대한 각 相의 硬度는 微小비커스경도계(25g, 30점)로 측정된 硬度의 평균값이며, 이 재료의 機械的 性質은 KS B 0801-7호 시험편을 사용하여 常溫引張試驗(變位速度: 1mm/min)에 의하여 구해진 것이다. Fig. 2는 열처리로 인한 산화막을 제거하기 위하여 시험편의 양 표면을 0.25mm씩 연삭한 후의 CT 시험편의 형상 및 치수를 나타낸 것이다.

2.2 疲勞試驗

疲勞試驗은 MTS社製 10톤용 유압서어보식 疲勞試驗機를 사용하여 하중비 $R=0.3$ 에서 하중반복속도가 11Hz인 正弦波형으로 荷重제어방식에 의하여 행하였다. ΔK 감소방식⁽¹⁷⁾에 의하여 疲勞균열進展의 下限界 값 ΔK_{th} 를 찾은 후 ΔK 증가 방식에 의하여 疲勞試驗을 하였다. 균열길이 및 균열단합의 측정은 前報^(12,13)의 컴플라이언스(compliance)법을 사용하기 위한 감산회로를 이용하여 얻어진 하중-변위 히스테리시스(hysteresis) 곡선으로부터 측정하였다. 또 應力擴大係數 범위 ΔK 및 有效應力擴大係數 범위 ΔK_{eff} 는 다음식에 의해 산출하였다.

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2+\alpha)}{B\sqrt{W}(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1)$$

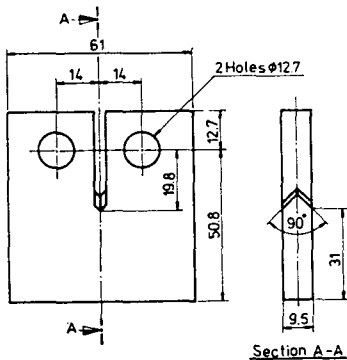


Fig. 2 Configuration of test specimen(unit : mm)

$$\Delta K_{eff} = U \times \Delta K \quad (2)$$

여기서 $\alpha = \frac{a}{W}$ (a : 균열길이, W : 시험편의 폭)

ΔP : 하중폭, B : 시험편의 두께

U : 하중-변위 히스테리시스곡선으로부터 구해지는 有效應力擴大係數 범위 비

疲勞균열進展速度 $\frac{da}{dN}$ 는 시이컨트(secant)법으로,

그리고 $\frac{da}{dN} - \Delta K$, $\frac{da}{dN} - \Delta K_{eff}$ 의 관계식은 最小自乘法에 의해 구했다. ΔK 값에 따른 疲勞균열進展舉動과 微視組織과의 관계는 시험편의 표면을 연마한후 5% 나이탈(nital) 용액으로 부식하여 광학현미경으로서 관찰하였고 실제의 균열길이는 곡선계(curvimeter)를 사용하여 광학현미경으로부터 관찰한 균열경로 사진으로부터 평가하였다. 破面관찰은 走査電子顯微鏡을 사용하였다.

3. 實驗結果 및 고찰

3.1 疲勞균열進展速度和 균열단합

Fig. 3은 A材, B550材, C650材 및 D650材의 疲勞균열進展速度 $\frac{da}{dN}$ 을 應力擴大係數 범위 ΔK 에 대하여 정리한 것으로 降伏強度가 거의 동일함에도 불구하고 第二相의 체적율이 가장 낮은 A材가 다른 재료

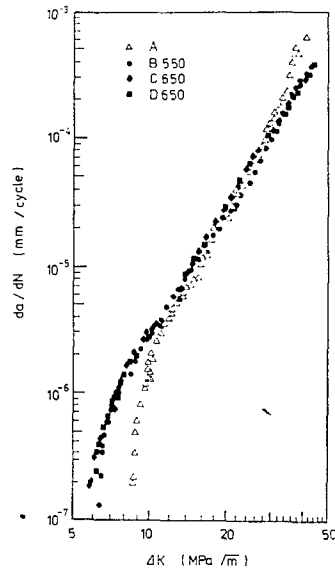


Fig. 3 Stress intensity factor range (ΔK) vs. fatigue crack propagation rate (da/dN)

에 비하여 疲勞균열進展抵抗이 크다는 것을 알 수 있다. 특히 疲勞균열進展의 下限界 값 ΔK_{th} 도 A材는 $\Delta K_{th}=8.7MPa\sqrt{m}$ 이지만 B550材, C650材 및 D650材는 $\Delta K_{th}=6MPa\sqrt{m}$ 로서 A材의 ΔK_{th} 가 다른 재료에 비하여 높은 값을 나타내고 있다. 이러한 결과들을 前報의 제 2상 체적율의 변화에 따라 각각 다른 降伏強度의 값을 나타낸 B材, C材 및 D材의 결과와 함께 회귀곡선으로 나타낸 것이 Fig. 4이다. 第二相 체적율이 서로 같은 B材와 B550材, C材와 C650材 및 D材와 D650材에 있어서 제 2상 硬度가 현저히 저하된 B 550材, C 650材 및 D 650材의 疲勞균열進展抵抗이 크게 감소하였음을 알 수 있다. 母相과 第二相으로 이루어진 複合組織鋼의 疲勞균열進展舉動에 있어서는 균열달힘현상이 크다는 것에^(3,8-12) 주목하여 이의 정도를 나타내는 K_{op}/K_{max} (K_{op} : 균열열립점의 應力擴大係數, K_{max} : 最大應力擴大係數)를 ΔK 에 대해 정리한 것이 Fig. 5이다. 이 그림으로부터 먼저 제 2상 체적율이 같고 이 相의 硬度가 현저히 다른 B材와 B550材, C材와 C 650材 및 D材와 D 650材의 결과를 각각 비교하여 보면 균열달힘의 정도는 제 2상 硬度값의 크기와 밀접한 관련이 있음을 보여주고 있다. 또한 降伏強度가 거의 일정한 A材, B 550材, C 650材 및 D 650材의 경우에는 第二相 체적율이 가장 낮음에도 불구하고 硬度가 높은 A材가 다른 재료에 비하여 균열달힘이 크다. 따라서 균열달힘현상은 第二相의 硬度

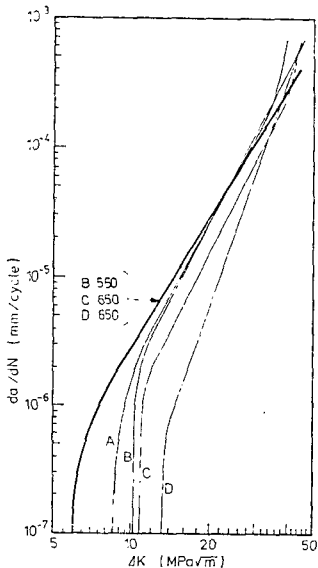


Fig. 4 Stress intensity factor range (ΔK) vs. fatigue crack propagation rate (da/dN)

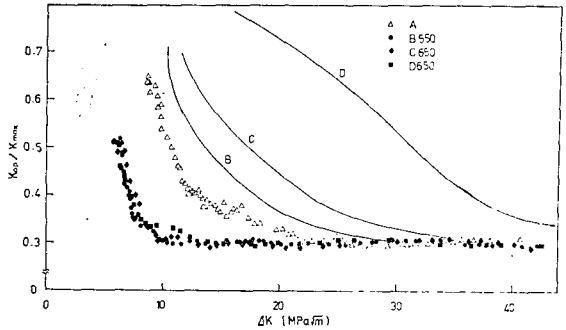


Fig. 5 Ratio of opening to maximum stress intensity factor (K_{op}/K_{max}) as a function of the stress intensity factor range (ΔK)

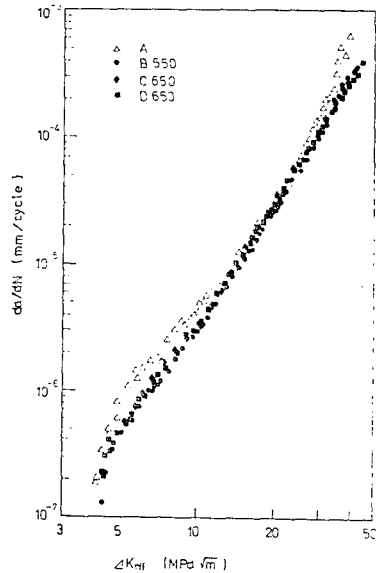


Fig. 6 Effective stress intensity factor range (ΔK_{eff}) vs. fatigue crack propagation rate (da/dN)

값의 크기에 의해 지배된다고 할 수 있다.

Fig. 6은 降伏強度가 거의 동일한 A材, B 550材, C 650材 및 D 650材의 疲勞균열進展速度를 균열달힘을 고려하여 有效應力擴大係數 범위 ΔK_{eff} 에 대하여 평가한 것으로서 모두 하나의 곡선으로 나타낼 수 있다. 따라서 $\frac{da}{dN} - \Delta K$ 로서 평가하였을 때 나타나는 疲勞균열進展舉動의 차이는 균열달힘의 차이에 의한 것이라고 할 수 있다.

3.2 破面거칠기와 균열달힘

균열달힘의 기구로서는 殘留塑性變形의 영향, 酸化

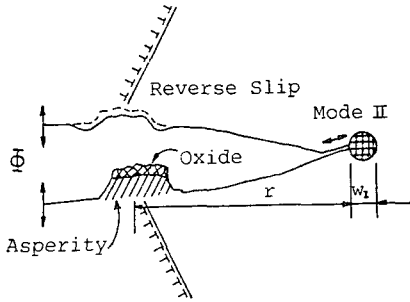


Fig. 7 Schematic drawing showing the origin of the closure mechanism⁽¹⁹⁾

물의 영향, 破面거칠기의 영향, 粘性的 영향 및 相변태의 영향이 알려져 있으나, 점성의 영향은 균열면이 점성유체에 접해 있는 경우에, 相변태의 영향은 고온고압하에서 수소가스에 노출되어 있는 경우에 한한다⁽¹⁸⁾. 한편, Gerberich 등⁽¹⁹⁾은 Fig. 7의 모식도에 의하여 균열닫힘이 생기기 위한 필요조건을 다음식으로 나타내고 있다.

$$\Phi_{ges} + \Phi_{oxide} + \Phi_{reverse-slip} \geq \Phi_{min}(r, W_I) \quad (3)$$

여기서 Φ_{ges} , Φ_{oxide} , $\Phi_{reverse-slip}$ 은 각각 파면거칠기, 산화물, 잔류소성변형에 의한 변위량이고, Φ_{min} 은 최소하중에서의 균열열림변위로서 週期塑性領域 크기 W_I 과 균열선단으로부터의 거리 r 의 함수이다.

그러나 잔류소성변형에 의한 균열닫힘은 平面應力상태에서는 크게 나타나지만 平面變形率상태인 下限界 값 부근에서의 疲勞균열進展速度 ($\frac{da}{dN} < 10^{-6} \text{mm/cycle}$)에서는 큰 효과를 나타내지 않으므로 이 기구에 의하여 균열 닫힘을 평가함에는 부적당하다⁽²⁰⁾. 또한 상온에 있어서 破面에 형성되는 산화물의 두께는 COD(crack opening displacement)에 비하여 대단히 작을뿐만 아니라⁽²¹⁾ ΔK_{th} 에 대한 온도의 영향에 있어서 상온에서는 산화물에 의한 것보다 破面거칠기에 의한 영향이 중요함⁽²²⁾ 보고되고 있다. 한편 복합조직강의 疲勞균열進展舉動에 있어서는 第二相의 영향을 크게 받아 심한 균열힘이 생기며 이에 따라 破面거칠기로 인한 균열닫힘이 다른 기구에 의한 균열닫힘보다 현저히 크다는 것이 보고되고 있다⁽⁸⁻¹¹⁾. 또한 第二相의 硬度가 높은 경우에는 균열진전의 組織選擇성이 높아 균열의 경로가 구불구불하지만 第二相의 硬度가 현저히 낮은 경우에는 균열進展의 조직선택성이 감소한다는 것이 알려져 있다⁽¹³⁻¹⁵⁾. 따라서 본 재료들의 균열닫힘에 대한 검토는 破面거칠기에 의해 충분히 평가될 수

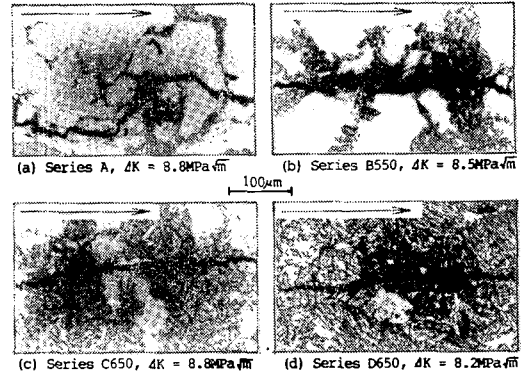


Fig. 8 Appearance of fatigue crack. Arrow indicates direction of macroscopic crack propagation

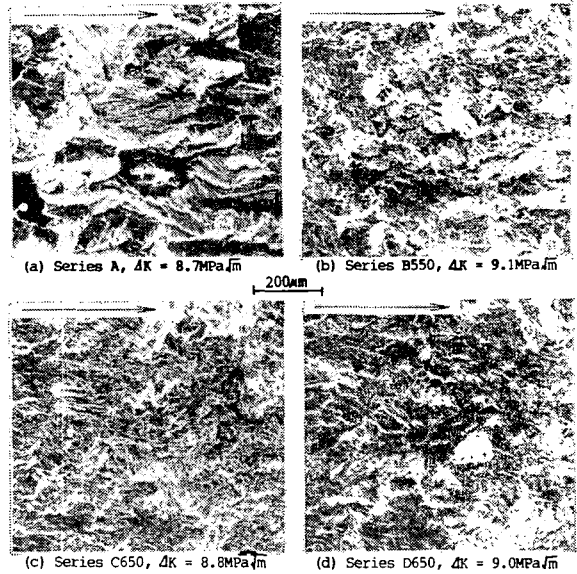


Fig. 9 Fracture appearance. Arrow indicates direction of macroscopic crack propagation

있다고 생각된다.

Fig. 8은 균열닫힘이 현저한 낮은 ΔK 영역에서 관찰한 疲勞균열進展경로의 예를 나타낸 것으로, 降伏強度가 낮고 거의 일정한 경우에는 第二相의 체적율이 낮고 第二相의 硬度가 높은 A材가 균열힘이 현저히 큼을 알 수 있다. 이러한 현상은 Fig. 9에서도 동일하여 第二相의 硬度가 높은 A材는 날카롭고 거친 破面을 가지고 있는 반면, B 550材, C 650材 및 D 650材는 비교적 평탄하고 부드러운 破面을 나타내고 있다. 한편 각 재료의 降伏強度에 차이가 있는 경우, 破面거

칠기로 인한 균열단합은 선형거칠기계수^(18,23,24) $\frac{L_c}{L_i}$ (L_c : 실제의 균열길이, L_i : 결보기(수평)균열길이) 즉 破面거칠기만으로 평가할 수 없고, 週期塑性領域의 크기(reversed plastic zone size)

$$RPSZ = 0.132 \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

여기서 σ_y 는 降伏强度

에 대한 破面거칠기의 상대적인 크기로서 검토되어야 함을 보고한 바 있다⁽¹²⁾. 먼저 第二相의 체적율은 같으나 降伏强度和 硬도가 현저히 다른 B材와 B550材, C材와 C650材 및 D材와 D650材의 破面거칠기로 인한 균열단합현상을 검토하였다.

Fig. 10은 이들의 결과로서 제 2상의 체적율은 같지만 第二相의 硬도가 높은 B材, C材 및 D材는 각각

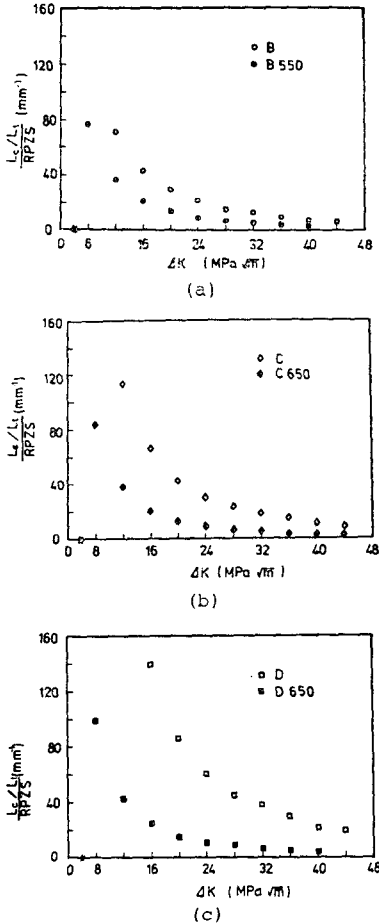


Fig. 10 Stress intensity factor range(ΔK) vs. ratio of fracture surface roughness (L_c/L_i) to reversed plastic zone size (RPZS)

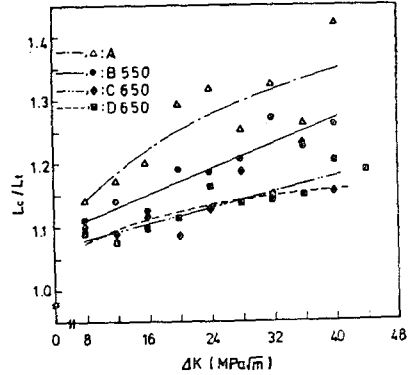


Fig. 11 Fracture surface roughness (L_c/L_i) as a function of stress intensity factor range (ΔK)

硬도가 낮은 B550材, C650材, D650材보다 週期塑性領域크기에 대한 破面거칠기의 상대적인 크기가 커져서 균열단합이 증가하게 되고 疲勞균열進展抵抗이 증가하게 된다. 그러나 降伏强度가 거의 같은 A材, B550材, C650材 및 D650材의 경우에는 降伏强度의 함수로써 나타나는 週期塑性領域의 크기가 서로 같으므로 각 재료간의 균열단합정도는 破面거칠기 $\frac{L_c}{L_i}$ 만으로 평가가 가능하다. Fig. 11은 破面거칠기 $\frac{L_c}{L_i}$

를 ΔK 에 대해 정리한 것으로 硬도가 높은 A材가 다른 재료에 비하여 破面거칠기가 큼을 알수 있고 이것은 Fig. 3와 Fig. 5의 결과와 잘 일치하고 있다. 즉, 낮은 ΔK 영역에서 第二相의 硬도가 높은 A材는 경도가 낮은 B550材, C650材, D650材에 비하여 제 2상의 균열저지역할이 커서, 破面이 거칠어지고 이로 인한 균열단합이 증가하여 疲勞균열進展抵抗이 향상되는 것이라고 할수 있다. 그러나 높은 ΔK 영역에서 각 재료의 破面거칠기에 차이가 있음에도 불구하고 균열단합이 없는 것은 이미 週期塑性領域의 크기가 커져, 破面은 비록 거칠지만 破面접촉이 일어날수 없기 때문이다. 이같이 降伏强度가 일정함에도 불구하고 낮은 ΔK 영역에서 疲勞균열進展抵抗에 차이가 있는 것은 疲勞균열進展舉動이 强度보다는 微視組織에 의존하고 있기 때문이다.

4. 結 論

鋼의 疲勞균열進展抵抗을 향상시키는 微視組織을 연구 위하여, 疲勞特性이 우수한 것으로 알려진 第二相

마르텐사이트가 母相 페라이트를 둘러싼 複合組織鋼을 준비하여 第二相 硬度변화에 따른 疲勞균열進展舉動을 균열침과 균열단힘을 통하여 검토하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

(1) 硬度가 높은 第二相을 가진 경우에는 第二相 체적율의 증가에 따라 ΔK_{th} 및 낮은 ΔK 영역에서의 疲勞균열進展抵抗이 크지만, 降伏強度가 낮고 이 값이 거의 일정한 경우에는 第二相의 硬度가 높은 재료가 疲勞균열進展特性이 향상된다.

(2) 第二相의 硬度가 감소하거나 ΔK 가 증가하면 疲勞균열進展抵抗의 차이는 소멸된다.

(3) 第二相의 硬度는 균열단힘에 현저한 영향을 미친다. 즉, 第二相의 체적율은 같으나 硬度가 다른 경우 또는 第二相체적율은 다르나 降伏強度가 거의 같은 경우, 第二相 硬度가 높을수록 균열단힘이 크다.

(4) 이러한 균열단힘은 균열침으로 인해 생기는 破面거칠기에 의해 설명될 수 있다.

참 고 문 헌

(1) J. M. Barsom, "Fatigue Crack Propagation in Steels of Various Yield Strength", Trans. of ASME Journal of Engineering for Industry, series B, pp. 1190~1196, 1971

(2) H. Suzuki and A. J. McEvily, "Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel", Met. Trans., Vol. 10A, pp. 475~481, 1979

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

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

(5) O. Vosikovskiy, "The Effect of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth Rates in Steels", Eng. Fract. Mech., Vol. 11, pp. 565~602, 1979

(6) S. Suresh, G. F. Zamiski and R. O. Ritchie, "Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior", Met. Trans., Vol. 12A, pp. 1435~1443, 1981

(7) T. Kunio, and K. Yamada, "Microstructural As-

pects of the Threshold Condition for Nonpropagating Fatigue Cracks in Martensitic-Ferritic Structures", ASTM STP 675, pp. 342~370, 1979

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

(9) J. A. Wasynczuk, R. O. Ritchie and G. Thomas, "Effects of Microstructure on Fatigue Crack Growth in Duplex Ferrite-Martensite Steels", Mater. Sci. Eng. Vol. 62, pp. 79~92, 1984

(10) J. L. Horng and M. E. Fine, "Near-Threshold Fatigue Crack propagation Rates of Dual-Phase Steels", Mater. Sci. Eng., Vol. 67, pp. 185~195, 1984

(11) S. Suresh, "Fatigue Crack Deflection and Fracture Surface Contact: Micromechanical Models", Met. Trans., Vol. 16A, pp. 249~260, 1985

(12) 김정규, 황돈영, 박영조, "미시조직에 민감한 피로균열진전거동" 대한기계학회논문집, 제 10 권, 제 3 호, pp. 316~325, 1989

(13) 윤갑영, 김정규, 황돈영, "피로균열진전거동에 있어서의 제 2 상의 균열저지효과", 한양대학교 산업과학연구소 논문집, 제 22 집, pp. 67~74, 1986

(14) 石原豪, "2相鋼の高平均應力下における疲勞き裂の組織選擇性", 日本金屬學會誌, 第 47 卷, pp. 67~72, 1983

(15) 友田陽, 立花信好, 田部 菊次郎, 黒木剛司郎, "混合組織を有する鐵鋼の疲勞強度, 鐵と鋼, 第 63 年 第 6 號, 1977

(16) ASTM E 647~83, Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above 10^{-8} m/cycle

(17) Proposed ASTM Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM STP 738, Appendix II, pp. 341~356, 1981

(18) R. D. Rendse, and R. O. Ritchie, "A Study of Fatigue Crack Propagation in Prior Hydrogen Attacked Pressure Vessel Steels", Met. Trans., Vol. 16A, pp. 1491~1501, 1985

(19) W. W. Gerberich, W. Yu, and K. Esaklul, "Fatigue Threshold Studies in Fe, Fe-Si, and HSLA Steel, Part 1. Effect of Strength and Surface Asp-

- erities on Closure”, *Met. Trans.*, Vol. 15A, pp. 875~888, 1984
- (20) R.O. Ritchie and S. Suresh, “Some Considerations on Fatigue Crack Closure at Near-Threshold Stress Intensities due to Fracture Surface Morphology”, *Met. Trans.*, Vol. 13A, pp.937~940, 1982
- (21) G.T. Gray, III, J.C. Williams, and A.W. Thompson, “Roughness-Induced Crack Closure: An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth”, *Met. Trans.*, Vol. 14A, pp.421~433, 1983
- (22) P.K. Liaw and W.A. Logsdon, “The Influence of Load Ratio and Temperature on the Near-Threshold Fatigue Crack Growth Rate Properties of Pressure Vessel Steels”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, *Trans. of ASME*, Vol. 107, pp.26~33, 1985
- (23) E. Zaiken and R.O. Ritchie, “On Development of Crack Closure and the Threshold Condition for Short and Long Fatigue Cracks in 7150 Aluminium Alloy”, *Met. Trans.*, Vol. 16A, pp. 1467~1477, 1985
- (24) Victor W.C. Kuo and E.A. Starke, Jr, “The Development of Two Texture Variants and Their Effect on the Mechanical Behavior of a High Strength P/M Aluminium Alloy, X7091”, *Met. Trans.* Vol. 16A, pp.1089~1103, 1985
- (25) G.T. Hahn, R.G. Hoagland, and A.R. Rosenfeld, “Local Yielding Attending Fatigue Crack Growth”, *Met. Trans.*, Vol. 3, pp.1189~1202, 1972