

<論 文>

複合組織鋼의 疲勞균열進展抵抗에 미치는 微視組織의 영향†

金 楨 圭* · 黃 敦 永** · 朴 承 洛**

(1983年 8月 22日 接受)

Effects of Microstructure on the Fatigue Crack Propagation Resistance in Dual Phase Steel

Jung Kyu Kim, Don Young Hwang and Seung Lark Park

Abstract

In this study, martensite-ferrite dual phase steel composed of martensite in hard phase and ferrite in soft phase is made as model material, and the difference of fatigue crack propagation behavior resulted from the structural size is investigated by fracture mechanics and microstructural method. The main results obtained are as follows;

- 1) Fatigue crack propagation rate is influenced by ferrite grain size. In other words, in the low ΔK region fatigue crack propagation rate is decreased with decreasing of grain size but the difference of propagation rate resulted from the structural size is decreased as ΔK is increased.
- 2) The above result is explained by the degree of crack arrest effect of second phase for fatigue crack propagation depending on the ratio of reversed plastic zone size to ferrite grain size.

1. 緒 論

공업상으로 중요한 재료에 있어서는 強度와 變形거동이 현저히 다른 硬質相과 軟質相으로 이루어진 2相混合組織鋼이 많다. 이러한 鋼에 있어서는 제 2 단계 영역의 疲勞균열진전거동이 스트라이에이션(striation) 형성기구에만 의존하는 것이 아니고 硬質相의 체적을 및 분포상태, 軟質相의 結晶粒徑등과 같은 微視組織에 의존하는 微視破壞機構가 존재한다. 따라서 Paris의 법칙¹⁾이 성립하는 2 단계 영역의 疲勞균열진전에 있어서

도 微視組織의 영향이 나타나리라 생각된다. 실제 이러한 거동의 예로서는 Barsom²⁾, Suzuki et al³⁾ 및 Minakawa et al⁴⁾ 등에 의해 검토되어지고 있지만 동일한 결과를 얻지 못하고 있다. 그 이유로서는 첫째, 硬質相의 균열진전의 저지역할⁵⁾, 둘째, 微視組織內의 殘留應力⁶⁾ 및 力學的 구속성⁶⁾의 파악의 불충분에 원인이 있다고 생각된다. 따라서 이러한 2相混合組織鋼의 疲勞균열진전거동에는 微視組織에 의한 微視破壞機構를 동시에 검토할 필요성이 요구된다.

본 연구에서는 硬質相으로서의 마르텐사이트(martensite)와 軟質相으로서의 페라이트(ferrite)로 이루어진 마르텐사이트-페라이트 複合組織鋼을 준비하고 組織의 미세화, 특히 페라이트 結晶粒徑의 변화에 따른 疲勞균열진전거동을 破壞力學的 및 微視組織學의 手法

† 大韓機械學會 春季學術大會(83.5)에서 發表

* 正會員, 漢陽大學校 機械設計學科

** 正會員, 漢陽大學校 大學院

에 의해 검토를 행하였다.

2. 實驗方法

實驗에 사용된 재료는 두께가 16mm인 일반구조용 압연강판(SS41P)으로 그 化學성분은 Table 1과 같으며 시험편의 채취방향은 L-T 방향이다. 페라이트(이하 母相이라 함)의 결정입경에만 변화를 주기 위하여 1,200°C와 900°C에서 각각 1시간씩 유지하여 어닐링(annealing)을 행한후 ASTM E647-78T⁷⁾에 따라 두께 10mm의 CT(compact tension) 시험편으로 제작하였다. 다음에 마르텐사이트(이하 第2相이라 함)가 母相(matrix)을 둘러싼 複合組織鋼을 얻기 위하여 Fig. 1에 보인 과정에 따라 열처리를 행하였다. Fig. 2는 이 열처리과정에 의하여 얻어진 微視組織의 대표적인 一例이며, Table 2는 線分析法에 의한 組織의 定量的 평가 및 마이크로 비커스경도계(25g, 30점)로서 측정된 各 組織의 硬度的 平均값을 정리한 것으로, 본 연

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

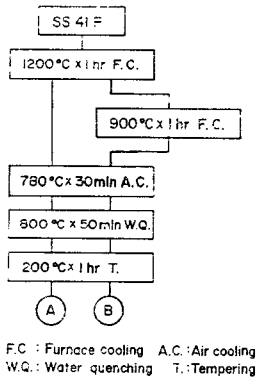


Fig. 1 Heat treatment procedure

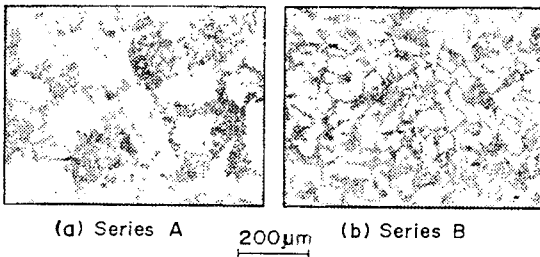


Fig. 2 Typical microstructures of dual phase steel

Table 2 Metallurgical properties

Series	D µm	V _m %	C %	Hardness (25g)		Hardness ratio
				Martensite	Ferrite	
A	132	48	96	660	156	4.2
B	70	46	96	624	167	3.9

D: Ferrite grain size C: Connectivity⁶⁾
V_m: Volume fraction of martensite

Table 3 Mechanical properties

Series	0.2% Proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Nominal breaking strain (%)
A	75	95	3.1
B	76	101	12.5

구에 사용한 複合組織鋼은 第2相이 母相을 완전히 둘러싼 형태로서 母相의 結晶粒徑의 大小에만 차이가 있음을 알 수 있다. 여기에서 10mm인 材料를 A材, 작은 것을 B材로 하고 이들 材料의 機械的 性質은 KS B0801-7호 試驗片을 사용하여 常溫引張試驗(變形率속도: 2×10⁻⁴mm/sec)에 의해 구하고 그 결과는 Table 3과 같다. Fig. 3은 열처리로 인한 산화막을 제거하기 위하여 시험편의 양 表面을 0.25mm씩 연삭한 후의 CT 試驗片의 형상 및 치수를 나타낸 것이다.

疲勞試驗은 MTS社製의 10톤용 유압서어보식 疲勞試驗機를 사용하였고, 荷重반복速度가 11Hz인 正弦波형을 채택하였다. 예비균열발생중의 最大應力擴大係數 K_{max}가 本實驗의 K_{max}를 넘지 않도록 하기 위하여 예비균열은 하중비 R=0.1에서 ASTM E647-78T⁷⁾의 추천방식에 의해 3mm 진전시킨후, R=0.3에서 荷重 제어방식으로 행하였다. 균열진전길이는 試驗片의 表面과 內部に 차이가 있다는 점에 유의하여 클립 게이지(clip-gauge)를 사용하여 컴플라이언스(compliance).

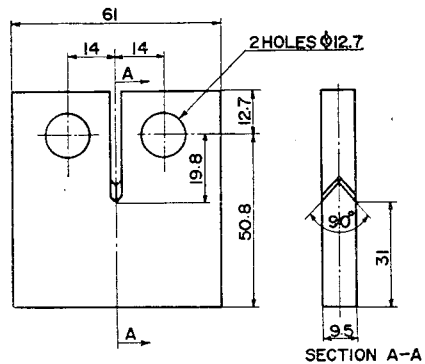


Fig. 3 Configuration of test specimen (unit:mm),

변화를 검출하고 이에 의해 試驗片內部를 포함한 평균적인 균열길이를 전 수명에 걸쳐서 연속적으로 측정할 수 있는 방법⁹⁾을 택하였다. 이때 필요로 하는 균열길이 보정곡선은 試驗片에 실험으로 노치를 가공하여 얻은 후, 실제의 균열길이와 비교 보정하였다. 應力擴大係數범위 $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ 은 다음 식 (1)에 의해 산출하였다⁷⁾.

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

여기서 $\alpha = a/W$ (a : 균열길이, W : 시험편의 폭)

ΔP : 荷重폭, B : 시험편의 두께

시이컨트法(Secant method)으로 산출한 균열진전속도 da/dN 와 ΔK 와의 관계는 最小자승법에 의해 구하였다. ΔK 값에 따른 균열진전거동과 微視組織과의 관계는 에머리페이퍼 및 알루미늄분말로 試驗片의 表面을 연마한 후, 5%나이트(nital)용액에 의해 조직을 現出하여 광학현미경으로서 微視組織에서의 疲勞균열진전거동을 관찰하였고, 破面관찰은 走査電子顯微鏡을 사용하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1. 疲勞균열進展速度와 微視破壞舉動

Fig. 4(a)(b)는 A材와 B材의 균열진전속도 da/dN 를 應力擴大係數범위 ΔK 에 대해서 표시한 것이며,

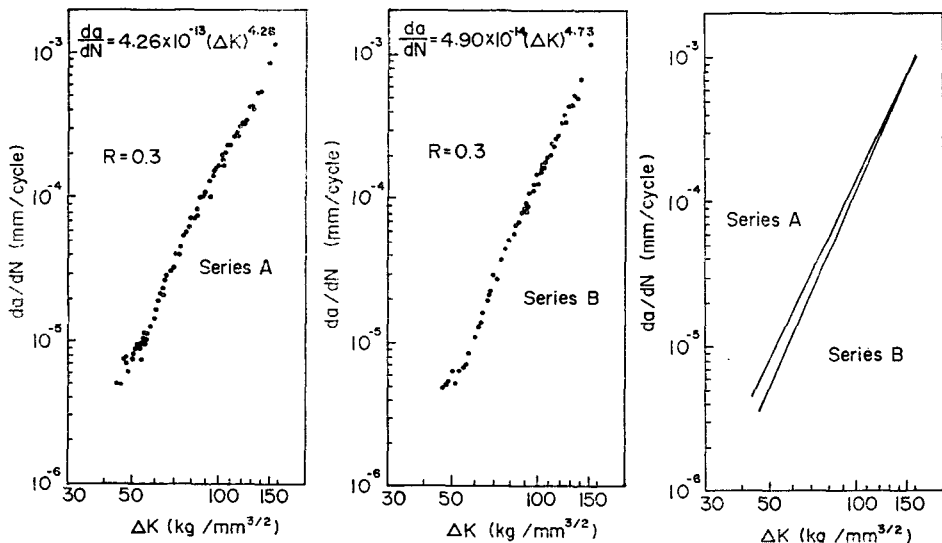
Fig. 4(c)는 자 材料의 $da/dN - \Delta K$ 관계를 직선으로 나타낸 것으로서 이들의 $da/dN - \Delta K$ 관계식은 다음과 같다.

$$A材: \frac{da}{dN} = 4.26 \times 10^{-13} (\Delta K)^{4.26}$$

$$B材: \frac{da}{dN} = 4.90 \times 10^{-14} (\Delta K)^{4.73} \quad (2)$$

Fig. 4(c)에서 볼 수 있는바와 같이 낮은 ΔK 영역에서는 母相의 結晶粒徑이 큰 A材가 粒徑이 작은 B材에 비하여 균열진전속도가 현저히 빠르지만 ΔK 가 증가함에 따라 그 차이가 감소하는 현상을 보이고 특히 $\Delta K = 130 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 이상의 영역에서는 母相의 結晶粒徑의 大小에 관계없이 거의 같음을 알 수 있다. Fig. 5는 ΔK 값을 파라미터로서 結晶粒徑의 大小에 의한 da/dN 의 변화를 나타낸 것으로 위에서 설명한 것이 더욱 명확하게 알 수 있다. 降伏強度가 낮은 페라이트와 降伏強度가 높은 마르텐사이트組織으로 이루어진 複合組織鋼의 이러한 결과는 硬質相이 어느정도 延性を 가지고 있는 페라이트-퍼얼라이트鋼에 대해서 페라이트의 結晶粒徑이 粗大할수록 疲勞균열진전저항이 향상된다고 보고한 K.Hamberg et al¹⁰⁾, Y. Nakai et al¹¹⁾ 등의 결과와 상반되고 있다.

또한 A材 및 B材의 微視破面에 대하여 관찰한 결과 ΔK 값과 破面率사이의 관계에 대한 定量的 評價의 단계에는 달하지 못하였지만 Fig. 6 및 Fig. 7에서 보는 바와 같이 낮은 ΔK 영역에서는 剪斷型(shear mode)에



(a) Series A (ferrite grain size: 132 μm) (b) Series B (ferrite grain size: 70 μm) (c) Effect of grain size on crack propagation rate

Fig. 4 Fatigue crack propagation rate as a function of stress intensity factor range

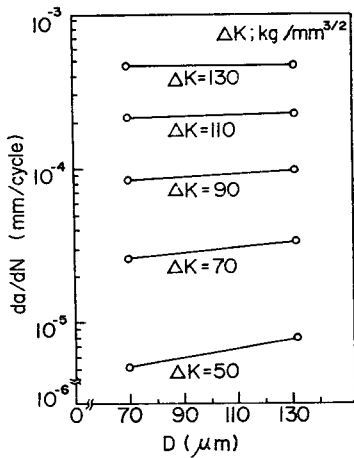


Fig. 5 Crack propagation rate vs. grain size for different stress intensity factor ranges

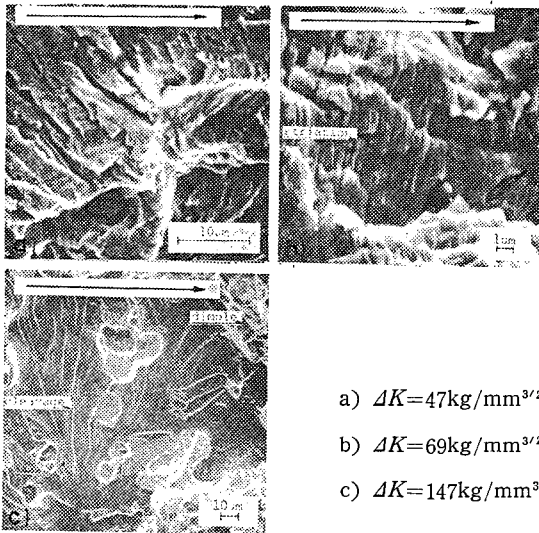


Fig. 6 Scanning electron micrographs of fracture surface for A series. Arrow indicates direction of crack propagation

의한 破面이 형성되고 있지만 ΔK 값이 높아짐에 따라 스트라이에이션(striation) 형태의 破面으로부터 劈開破面(cleavage facet)과 딥플(dimple)의 破面으로 형성되어져 있어 A材, B材의 破面上的의 차이점은 찾을수가 없었다.

한편 Fig. 8(a)(b)는 높은 ΔK 영역에서 관찰한 各材料의 균열진전경로의 一例 및 이들의 模式圖를 나타낸 것으로 낮은 ΔK 영역에 있어서는 A材, B材 모두 母相을 둘러싼 第2相의 두께에 관계없이 負荷荷重의 방

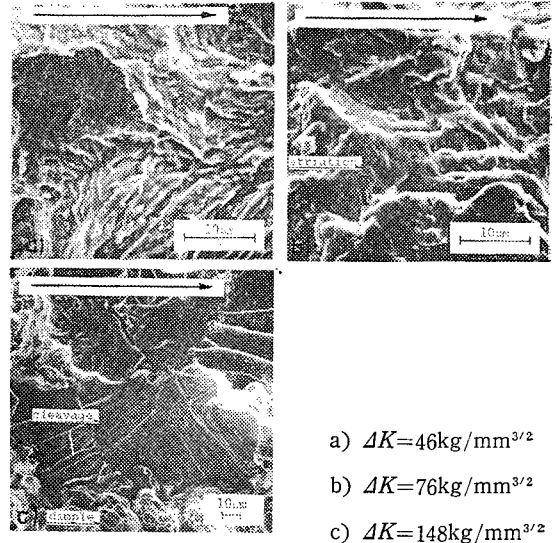


Fig. 7 Scanning electron micrographs of fracture surface for B series. Arrow indicates direction of crack propagation.

향에 대하여 疲勞균열은 거의 수직으로 진전하지만 높은 ΔK 영역에 있어서는 특히 A材의 경우, 母相을 통과하여 第2相에 의해 저지된 균열은 직진을 못하고 第2相의 두께가 얇은쪽으로 선택하면서 진행하고 있다. 이것은 第2相으로서의 마르텐사이트가 균열의 진전경로에 현저한 영향을 미친다고 하는 Barsom²⁾ 및 Suzuki et al³⁾ 등에 의해 보고된 바와 같은 현상이다. 이러한 관점에서 생각하여 볼 때 母相의 結晶粒徑의 大小에 따른 da/dN의 변화는 微視組織의 변화에 따른 균열進展經路의 차이에 의한 것이라고 생각된다.

3.2. 균열進展經路와 週期塑性領域의 크기

균열이 各 ΔK 영역에 있어서 어떠한 경로에 의해 진전하는가를 定量的으로 밝히기 위하여 第2相이 균열진전저항의 정도를 나타내는 파라미터로서 생각될수 있는 균열의 우선진전경로도(degree of preferred crack path)를 式(3)에 의해 구하였다.

$$\phi(\%) = \frac{L_F}{L_C} \times 100, \quad L_C = L_M + L_F \quad (3)$$

L_M, L_F : 各 ΔK 영역에서 母相 및 第2相을 통과한 各 균열의 軸直角方向의 투영길이(μm)

Fig. 9는 式(3)에 의해 산출한 균열의 우선진전경로도 φ를 縱軸에 잡고 橫軸에 ΔK를 잡아 母相의 체적률(V_F)과 함께 나타낸 것이다. 이 그림으로부터 A材

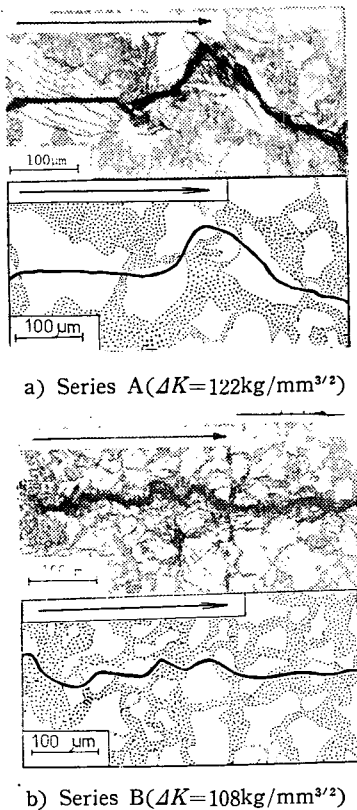


Fig. 8 Appearance of fatigue crack propagation Arrow indicates of crack propagation(Dark etching phase-martensite: Light-ferrite)

B材 모두 ϕ 가 V_f 보다 높은 값을 나타내고 있고 또한 A材의 경우, ΔK 가 증가함에 따라 ϕ 가 증가하는데 반하여 B材의 경우는 ΔK 의 증가에 대하여 둔감한 거동을 나타내고 있음을 알 수 있다.

즉, A材의 경우는 높은 ΔK 영역일수록 균열진전의

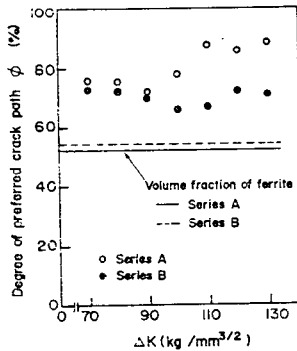


Fig. 9 Degree of preferred crack path vs stress intensity factor range

障害物로서의 第2相의 역할이 B材에 비하여 커서 균열의 진전이 第2相에 의해 저지되는 비율이 상승하는데 비해 B材에 있어서는 균열의 진전이 第2相을 통과하는 비율이 ΔK 에 상관없이 거의 일정함을 나타낸 것이다.

균열진전경로를 지배하는 인자로는 微視組織內的 殘留應力 및 塑性拘束性등을 들 수 있지만, 本實驗에 있어서의 두材料는 母相에 대한 第2相의 強度, 第2相의 體적을 및 形態등이 서로 같기 때문에, 균열진전경로에 미칠 수 있는 이들의 인자는 일정하다고 할 수 있다. 그래서 균열의 진전경로가 A材에 있어서는 ΔK 에 민감하나 B材에 있어서는 왜 ΔK 에 둔감한가를 밝히기 위하여 균열의 阻止역할과 관련이 있는 週期塑性領域의 크기¹²⁾(reversed plastic zone size: RPZS)에 주목하여 RPZS에 대한 母相의 結晶粒徑의 비와 ΔK 의 관계를 검토하였다. 本實驗에서는 RPZS가 實驗値와 理論値가 잘 일치되고 있는 Hahn et al¹³⁾이 제안한 式(4)로서 평가하였다.

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

σ_y : 各材料의 降伏強度

이 관계를 나타낸 그림이 Fig. 10이다. Fig. 10에서 알 수 있는 바와 같이 A材에서는 $\Delta K=150\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$ 영역까지 RPZS가 母相의 結晶粒徑의 크기를 넘지 못하고 있는 반면 B材에서는 $\Delta K=100\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$ 정도에서 이미 母相의 結晶粒徑보다 RPZS가 커지고 있다. 이러한 결과를 Fig. 4(c)와 Fig. 9의 결과와 함께 비교하여 검토하면 다음과 같다. 즉 RPZS가 큰, 높은 ΔK 영역에 있어서는 A材의 경우 RPZS가 母相의 結晶粒徑의 크기에 비해 相對的으로 작기 때문에 第2相은 균열진전의 障害物(obstacle)^{2,3,4)} 및 障壁(barrier)^{3,4)}의 역할에 따른 균열진전저항의 정도가 크지만 B材에 있

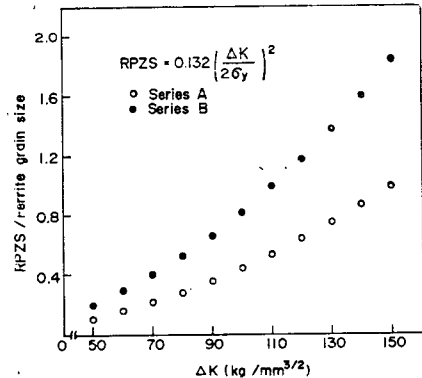


Fig. 10 RPZS/Ferrite grain size vs. stress intensity factor range

어서는 RPZ가 結晶粒徑에 비해 相對的으로 커서 第2相은 障壁으로서의 역할을 상실하고 障害物로서의 역할 밖에 할 수 없기 때문에 B材는 A材에 비해 均열進展저항이 감소하게 되는 것이다. 그러나 낮은 ΔK 영역에 있어서는 A材, B材 모두 RPZ가 母相의 結晶粒徑에 비해 相對的으로 작으므로 제2상이 均열進展의 障壁 및 障害物의 역할을 동시에 수행하지만 B材의 경우가 A材에 비하여 이 역할을 수행하는 第2相의 數가 현저히 많기 때문에 疲勞균열進展의 저항이 증가하게 되는 것이다.

한편 A材의 경우 낮은 ΔK 영역에 있어서도 第2相이 均열의 障壁 및 障害物의 역할을 함에도 불구하고 $\Delta K=100\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$ 정도까지 均열進展저항의 정도가 거의 일정한 것은 第2相에 대한 均열先端의 敏感性(sensitivity)¹⁴⁾에 기인한다고 생각되며, B材의 경우, 均열進展저항의 정도가 일정한 것은 Fig. 8(b)에서 보는 바와 같이 母相주위를 둘러싼 第2相 組織의 두께의 大小가 A材보다 均일하여 均열進展에 미치는 第2相의 두께의 영향이 적음에 원인이 있다고 생각된다.

4. 結 論

複合組織鋼의 疲勞균열進展거동에 미치는 微視破壞機構의 역할을 밝히기 위하여 제2상 마르텐사이트가 母相 페라이트를 둘러싼 2종류의 複合組織鋼을 준비하고 疲勞균열進展速度 및 抵抗에 미치는 微視組織의 영향을 검토하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

- 1) 母相의 結晶粒徑의 大小는 疲勞균열進展速度에 영향을 미친다. 즉 낮은 ΔK 영역에서는 結晶粒徑이 작을수록 均열의 進展速度가 저하하지만 ΔK 의 상승과 함께 結晶粒徑의 大小에 의한 均열進展速度의 차이는 감소한다.
- 2) 이러한 현상은, 낮은 ΔK 영역에서는 週期塑性領域의 크기 RPZ가 母相의 結晶粒徑의 크기에 비해 작기 때문에 結晶粒徑의 大小에 관계없이 第2相이 均열進展의 저지역할을 하지만 結晶粒徑이 작은 材料가 이 역할을 수행하는 第2相의 數가 많음에 기인한다. 그러나 높은 ΔK 영역에서는 RPZ가 커지므로 미세한 結晶粒徑을 가진 材料에 있어서의 第2相은 均열進展의 저지역할을 잃게 되지만 粗大한 結晶粒徑을 가진 材料의 第2相은 均열의 저지역할을 계속하게 됨에 원인이 있다.

후 기

본 연구는 1983년도 한국과학재단의 연구비지원에 의해 수행되고 있는 연구과제 “피로균열진전저항의 파괴기구에 관한 연구”의 일부임을 밝혀두며 동재단에 사의를 표합니다.

References

- (1) P.C. Paris and F. Erdogan, “A Critical Analysis of Crack Propagation Laws”, Journal of Basic Engineering, Trans. of ASME, pp.528—534, 1963.
- (2) 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
- (3) 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
- (4) K. Minakawa, Y. Matsuo, and A.J. McEvily, “The Influence of Duplex Microstructure in Steels on Fatigue Crack Growth in the Near-Threshold Region”, Met. Trans., Vol. 13A, pp.439—445, 1982.
- (5) J.K.Kim, M. Shimizu, and T.Kunio, “Effect of Internal Stress in Fracture Behavior of Carbon Steel with Duplex Microstructure”, Trans. JSME (A), Vol. 46 No. 402, pp.173—179, 1980
- (6) 김정규, “複合組織鋼의 破斷延性に 미치는 塑性拘束에 의한 內部應力の 영향”, 대한기계학회논문집, Vol. 7, No. 2, pp.123~129, 1973
- (7) ASTM E647-78T, Tentative Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above $10^{-6}\text{m}/\text{cycle}$
- (8) T. Kunio, M. Shimizu, K.Yamada, and H. Suzuki, “An Effects of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels”, Eng. Fract. Mech., Vol. 7, pp.411—417, 1975.
- (9) 송지호, 박영조, “Notch 材 疲勞와 Kikukawa-Compliance 法”, 대한기계학회논문집, Vol. 2,

- No. 1 pp. 10—18, 1978
- (10) K. Hamberg and B. Karlsson, "Crack Propagation in Coarse Two-Phase Steels", Proc. 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Pergamon Press, Vol. 2, pp. 1261—1266, 1979.
- (11) Y. Nakai, K. Danaka, and T. Nakanishi, "The Effects of Stress Ratio and Grain Size on Near Threshold Fatigue Crack Propagation in Low Carbon Steel", Eng. Fract. Mech., Vol. 15, pp. 291—302, 1981
- (12) H. Kobayashi, "The Influence of Microstructure of Material and Fracture Mechanisms on Fatigue Crack Growth Resistance", JSME, Vol. 80, No. 703, pp. 493—497, 1977.
- (13) G.T. Hahn, R.G. Hoagland, and A.R. Rosenfield, "Local Yielding Attending Fatigue Crack Growth", Met. Trans., Vol. 3, pp. 1189—1202, 1972.
- (14) A.J. McEvily, "Recent Research on Mechanical Behavior of Solids", University of Tokyo Press, pp. 329—340, 1979.