

技術報告

DUC539.43 : 539.388.1 : 539.375 : 539.4 : 669.14.018.295 : 669.141.24

構造用鋼の疲労亀裂伝播におよぼす鋼の強度 および介在物の影響*

小林邦彦**・成木朝雄**・田中康浩**・船越督己***

Influences of Strength and Non-Metallic Inclusion on the Fatigue Crack Propagation Characteristics in Structural Steels

Kunihiko KOBAYASHI, Asao NARUMOTO,
Michihiro TANAKA, and Tokushi FUNAKOSHI

Synopsis:

Fatigue crack propagation rates were obtained for structural steels having tensile strength levels ranging from 40 to 100 kg/mm². The constant m in the Paris' formula, $da/dN = C(\Delta K)^m$, was found to decrease with increase in the yield strength of the steel. The influence of m on the fatigue crack propagation life was analysed for the case of center through-notched plate as well as part through-notched plate. Both experiments and calculations showed that the higher strength steels endured longer than the lower strength steels when cracks were large and/or stress ranges were high, however, they endured shorter when cracks were small and/or stress ranges were low.

When steel plates were fatigued under through-thickness stresses, m increased with increase in sulphur content, though the strength levels of steels were identical. This phenomenon was quantitatively analysed on the basis of the proposed model that sub-cracks initiating from MnS inclusions near the main crack accelerated the fatigue crack propagation rate.

The endurance limits in through-thickness fatigue were correlated with the projection length of inclusions based on the existence of the threshold range of stress intensity factor, ΔK_{th} , in the fatigue crack propagation rate vs ΔK diagram.

1. 緒 言

金属材料の疲労寿命は、一般に疲労亀裂発生までの荷重繰返し数 N_c (亀裂発生寿命) とこの亀裂が伝播し、最終破断に至るまでの繰返し数 N_p (亀裂伝播寿命) の和として表わされる。微小な疲労亀裂発生を許さない設計をする場合には N_c が重要であるが、機械や土木構造物の溶接部のように、非破壊検査での検出限界以下の寸法の欠陥が存在する可能性がある場合には、その欠陥を一種の亀裂とみなして N_p を考慮することが、安全性検討の上から重要となる。亀裂の形状、寸法および作用する繰返し応力などの因子を勘案して実構造物での N_p を推定するためには、疲労亀裂伝播速度 (FCPR) と応力拡大係数 K を用いた破壊力学的解析¹⁾ が非常に有効であり、実験室的データを大型構造物に適用することを可能としている。

鋼材の疲労強度は静的強度あるいは微視組織の影響を

受けるが、FCPR もこれら因子の影響を受けるものと思われる。本実験の第 1 の目的は、実際の鋼構造物に多く用いられる軟鋼および強化機構や組織が異なる溶接構造用高張力鋼の代表例について強度と FCPR、さらに N_p との関連を検討することである。第 2 の目的は微小内在欠陥の一つとしての非金属介在物 (介在物と略称) が FCPR におよぼす影響を検討することである。疲労強度については鋼の引張強さが 100kg/mm² を超えるようになって初めて介在物の影響が顕著になる²⁾ と報告されているが、ここでは 50 キロ級高張力鋼 (JIS-SM 50) の圧延方向 (L 方向) および板厚方向 (Z 方向) での疲労亀裂伝播に対する介在物の影響を調査し、特に介在物の顕著な影響が見い出された Z 方向疲労亀裂伝播³⁾⁴⁾ についてその微視的機構に焦点をあてて検討した。

2. 供試材および実験方法

FCPR と鋼の強度、微視組織の関連を検討するため軟

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 11 月 15 日受付 (Received Nov. 15, 1977)

** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 280)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition and tensile properties of steels and the values of m and C obtained from fatigue crack propagation test.

Steel	Chemical composition (wt%)											Y. S. (kg/mm ²)	T. S.		L-direction		Z-direction		micro- structure
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	REM				m	C	m	C	
SM41	0.20	0.04	0.83	0.010	0.022	—	—	—	—	—	—	23.7	44.5	4.7	5.2×10 ⁻¹⁴	—	—	ferrite + pearlite	
SM50	0.12	0.35	1.43	0.017	0.004	—	—	—	—	—	0.016	29.9	48.9	4.6	1.7×10 ⁻¹³	—	—	〃	
HT60	0.15	0.39	1.35	0.015	0.012	0.56	—	0.11	0.030	—	—	58.6	68.5	3.3	4.0×10 ⁻¹¹	—	—	tempered martensite	
9%Ni	0.05	0.17	0.58	0.005	0.005	9.12	—	—	—	—	—	60.8	75.4	3.0	1.9×10 ⁻¹⁰	—	—	〃	
HT80	0.10	0.22	0.81	0.011	0.007	1.03	0.48	0.44	0.031	—	—	78.6	81.5	2.1	1.2×10 ⁻⁸	—	—	〃	
HT100	0.07	0.27	0.43	0.006	0.003	5.28	0.32	0.60	—	1.83	—	94.3	98.3	2.2	1.0×10 ⁻⁸	—	—	〃	
SM50	A	0.15	0.32	1.39	0.014	0.025	—	—	—	—	—	33.1	51.5	4.6	1.4×10 ⁻¹³	6.0	3.5×10 ⁻¹⁶	ferrite + pearlite	
	B	0.13	0.31	1.35	0.020	0.018	—	—	—	—	—	34.8	50.2	—	—	5.1	1.5×10 ⁻¹⁴	〃	
	C	0.13	0.35	1.44	0.015	0.010	—	—	—	—	—	34.1	51.0	—	—	4.9	1.6×10 ⁻¹⁴	〃	
	D	0.13	0.35	1.40	0.020	0.005	—	—	—	—	—	34.1	51.3	—	—	4.2	4.1×10 ⁻¹³	〃	
	E	0.12	0.35	1.43	0.017	0.004	—	—	—	—	0.016	29.9	48.9	4.6	1.7×10 ⁻¹³	4.3	2.6×10 ⁻¹³	〃	

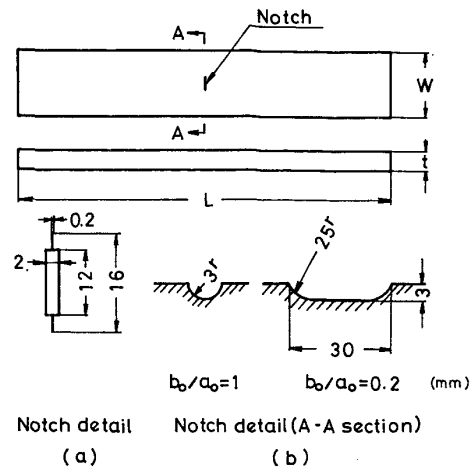


Fig. 1. Specimen geometries and notch details of a centre-through notched and a part through-notched plate for fatigue crack propagation test.

- (a) centre through-notched plate ($t=20$ mm, $W=90$ mm, $L=900$ mm)
 (b) part through-notched plate ($t=15$ mm, $W=80$ mm, $L=500$ mm)

鋼から 100 キロ級高張力鋼 (HT100) に至る 6 種類の鋼を用い、特に、FCPR と介在物の関連を検討する実験には、S 含有量を 0.004% から 0.025% まで変化させた 5 種類の SM50 鋼を用いた。供試鋼の化学成分や引張特性などを Table 1 に示す。

FCPR は主として Fig.1(a) に示す中央貫通切欠付の板状試験片の切欠両側に貼付したクラックゲージを用いて電氣的に測定した。また、クラックゲージで測定した亀裂長さとし繰り返し数の関係より、疲労亀裂が切欠先端から 1 mm 進展した時点をもととして破断に至るまでの亀裂伝播寿命を求めた。Z 方向試験片は試験板を中央に挟んだ十字溶接継手より採取し、試験板の 1/4 板厚の位置に切欠を加工した。また、SM50, HT80 については Fig. 1(b) に示す表面切欠試験片を製作して、深さ方向への FCPR の測定をビーチマークにより行なった。

疲労試験は主として 40t・ローゼンハウゼン型疲労試験機を用い、繰り返し速度 666 回/min の片振引張で大気中にて実施した。疲労破面の微視的観察は走査型電子顕微鏡を用いて行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 伝播則の定数 m , C におよぼす鋼材の強度レベルの影響

FCPR, da/dN (a : 亀裂半長, N : 繰り返し数) と応力拡大係数の変動範囲 ΔK を両対数紙上に表示すると、亀裂が進展を開始する臨界の ΔK 値、いわゆる ΔK_{th}

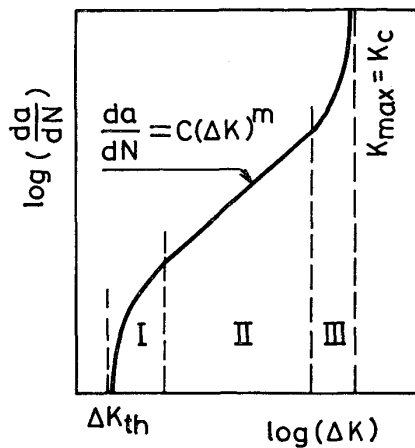


Fig. 2. Schematic curve for fatigue crack propagation rate showing the three stages between the threshold range of stress intensity factor, ΔK_{th} , and the critical stress intensity factor, K_c .

を下限とし、材料の破壊靱性値 K_c を上限とする ΔK の範囲内で Fig. 2 のような 3 つの領域よりなる曲線が得られる⁵⁾。領域 II では両者の関係は直線的となり、(1) 式で示される¹⁾。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (1)$$

C, m : 定数

ΔK は Fig. 1 (a) の中央貫通切欠試験片については (2) 式⁶⁾で表わされる。

$$\Delta K = \sigma_R \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W}} \dots\dots\dots (2)$$

σ_R : 応力変動範囲

W : 試験片幅

亀裂が比較的大きく、亀裂伝播寿命が問題となるような状況では領域 II が寿命の大部分を占めることになるので本実験では (1)(2) 式を用いて結果を整理し、定数 m , C に注目して考察を進める。

軟鋼と各種高張力鋼で得られた FCPR と ΔK の関係を、まとめて Fig. 3 に、また実験結果を (1) 式で表示した場合の m, C の値として Table 1 に示す。なお、試験片が全面降伏に達すると、 K_{max} が K_c に達しなくとも、FCPR は Fig. 2 の領域 III と類似した挙動を示すので、Fig. 3 には全面降伏に達する以前の FCPR のみを図示した。Fig. 2 の直線の傾きに対応する m 値は鋼材の強度が増大するとともに小さくなる傾向が認められ、低 ΔK 領域では鋼の強度レベルの上昇とともに FCPR が増大するが高 ΔK 領域ではむしろ逆の傾向を示す。しかしながら、巨視的な FCPR に見られるこのような差異は、疲労破面上で観測される微視的な FCPR すなわちストライエーション間隔 s の傾向とは一致しない、SM50 と HT80 で測定した s と ΔK の関係を例に

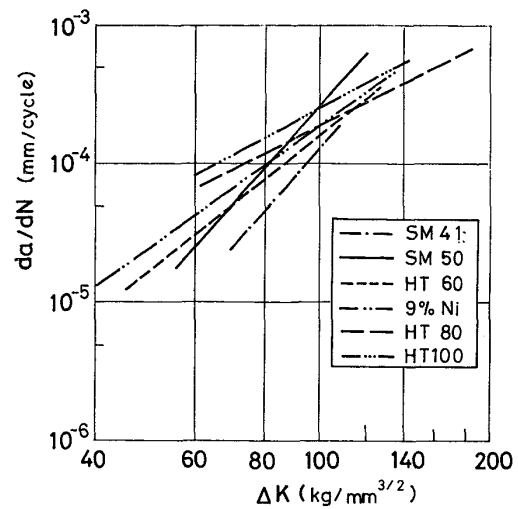


Fig. 3. Relationship between fatigue crack propagation rate, da/dN , and the range of stress intensity factor, ΔK , for various structural steels.

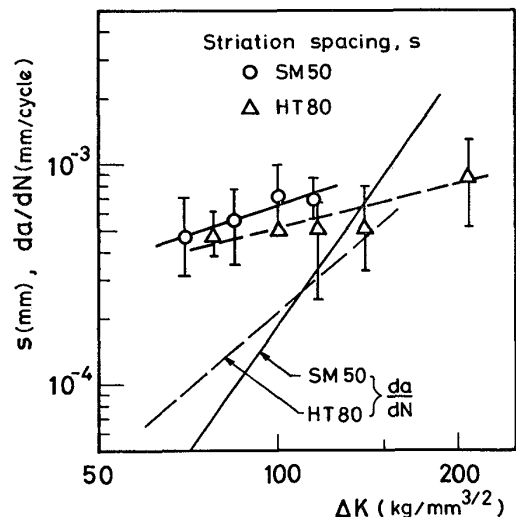


Fig. 4. Striation spacing, s , measured on fatigue fractured surfaces of SM 50 and HT 80 steel specimens.

とり、Fig. 4 に示す。測定値のバラツキは大きいですが、 s と ΔK の関係でみると、強度の影響はほとんどない。また、 s は巨視的 FCPR と比べて低 ΔK 領域では著しく大きく、 ΔK が大きくなるにつれて差は小さくなる。このような事実は多くの研究者により報告されており⁷⁾、局部的に亀裂の進展に休止期間の存在することを示唆している⁸⁾。 s と ΔK の間にも (1) 式が成立するが、この場合には $m \approx 2$ である⁸⁾。実際の構造物を対象にすると巨視的 FCPR が問題となるので、Fig. 3 の結果に基づいて考察を進める。

Fig. 5 に m と降伏応力 σ_y の関係を他の研究者^{9) - 15)} による結果と合わせて示す。全体的なバラツキは大きいですが m は σ_y の増加につれて減少する傾向は明らかであ

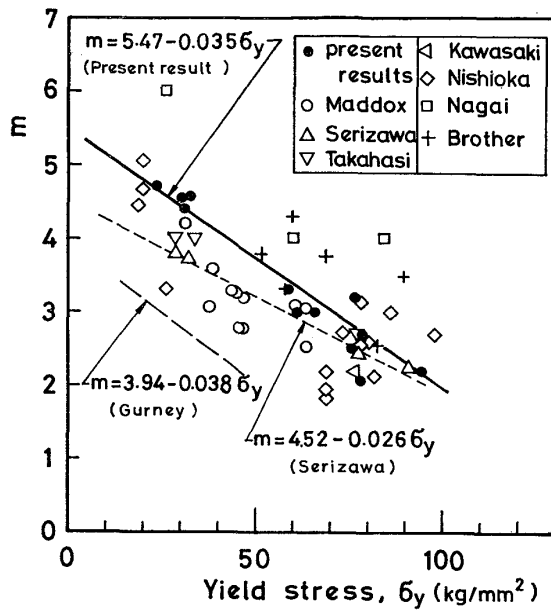


Fig. 5. Variation of the exponent m in eq. (1) with yield strengths of steels tested in the present experiment and by other investigators.

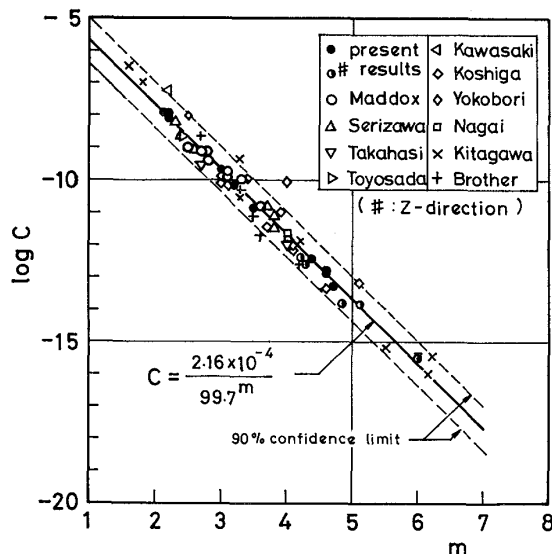


Fig. 6. Relationship between m and $\log C$. The solid line represents the regression line obtained from 65 data plotted here.

り、本実験の結果のみをみると、両者の関係は(3)式で表わされる。

$$m = 5.47 - 0.035\sigma_y \quad (3)$$

σ_y : kg/mm²

一方 C と m の間にはある関係の存在することが北川⁽¹⁶⁾により提唱されている。Fig. 6 に他の研究者^{(9)~(12)(14)(15)(17)~(20)}による結果をも含めて m と C の関係を図示する。最小二乗法で求められた両者の関係は(4)式で与えられる。

$$C = 2.16 \times 10^{-4} / 99.7^m \quad (4)$$

$$(da/dN : \text{mm/cycle}, \Delta K : \text{kg/mm}^{3/2})$$

m を σ_y から求めることは精度的に問題があるので、 m を実験的に求めれば C を(4)式より計算でき、FCPR を唯一の材料定数 m により推定することが可能となる。そこで m 、ひいては鋼の強度が N_p におよぼす影響を検討することが可能となる。

3.2 亀裂伝播寿命 N_p におよぼす m の影響

N_p は(1)式および(2)式より次のように表わされる。

$$N_p = \int dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m}$$

$$= \frac{1}{\pi \cdot C \cdot W^{m/2-1}} \cdot \frac{1}{\sigma_R^m} \cdot \int_{q_i}^{q_f} \frac{dq}{(\tan q)^{m/2}} \quad (5)$$

$$= \frac{1}{\pi \cdot C \cdot W^{m/2-1}} \cdot \frac{1}{\sigma_R^m} \cdot P\left(\frac{a_i}{W}, \frac{a_f}{W}, m\right) \quad (6)$$

ここで $q = \pi a/W$ 、添字 i, f は初期および破断状態を示す。(6)式の P (Propagation Integral)²¹ は m および亀裂寸法のみ関数であり、これを用いて推定した N_p は実験値と良く一致することを著者ら²¹⁾は報告した。

(6)式に(4)式を代入すれば、 m をパラメーターとして σ_R と N_p の関係が求まるので N_p におよぼす m の効果を検討できる。

異なる m 値を有する鋼として SM50 と HT80 を選び、(6)式により推定した N_p と実験値の比較を Fig. 7 に示す。SM50 では $\sigma_R = 24 \text{ kg/mm}^2$ で全面降伏に達するが、 $\sigma_R = 25 \text{ kg/mm}^2$ の実験点も参考のため図示した。なお、計算、実験ともに切欠の両側に 1 mm ずつ亀裂が進展した時点から試験片が破断するまでの繰返し数を N_p とし、計算に当つての破断条件は亀裂が $a = W/2$ に

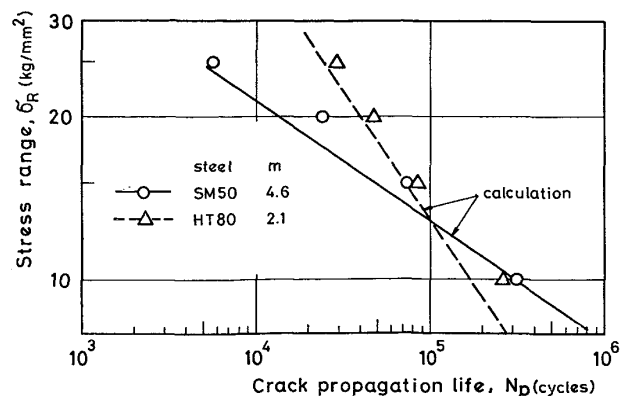


Fig. 7. Comparison of experimental and calculated crack propagation lives for centre through-notched plates of SM50 and HT80 steels.

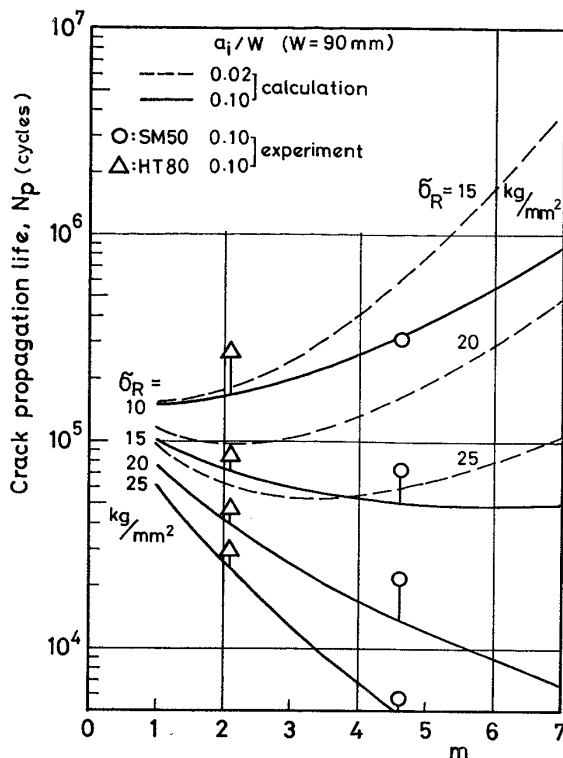


Fig. 8. Effect of the exponent m on crack propagation lives in centre through-notched plates.

達することとした。Fig. 7に見られるように実験値と計算値はよく一致し、 $\sigma_R = 13 \text{ kg/mm}^2$ を境にして高応力側では HT80 が SM50 より長寿命となり、低応力側では逆の傾向を示すという計算結果と全く一致する結果が実験事実にも得られた。このような傾向を示す実験結果は Fig. 7 の直線の傾きが $-1/m$ になることから明らかに、両鋼種での m 値が異なることによるものである。 m の効果をより解りやすく示したのが Fig. 8 である。すなわち、 $a_i/W = 0.1$ の場合、 σ_R が高いと m 値の増加(鋼の強度の低下)とともに N_p は減少し、 σ_R が低いと逆の傾向を示す。また、初期亀裂が $a_i/W = 0.02$ と小さい場合には、Fig. 7 の二直線の交点に対する σ_R が約 25 kg/mm^2 と高くなり、 σ_R のより高い領域まで SM50 が HT80 に比べて有利となる。このように鋼の強度に依存する m 値が N_p に影響を与え、強度の高い鋼は低い鋼に比べて σ_R が高いかあるいは初期欠陥が大きい場合に N_p の面では有利であるといえる。

3.3 表面切欠材の N_p におよぼす m の影響

前節では貫通切欠を有する試験片での結果について述べたが、圧力容器などでは疲労亀裂は溶接部近傍の板表面に発生し、深さ・幅両方向へ伝播して板厚を貫通し、内容物の漏洩に至るので、表面亀裂からの板厚方向への亀裂伝播と板厚貫通までの伝播寿命 N_{pe} を検討し、それ

に対する m の影響を明らかにしておく必要がある。ここでは Fig. 1(b) の表面切欠付試験片での結果について述べる。

表面長さ $2a$ 、深さ b の半楕円状表面亀裂での最深部における ΔK は(8)式で、深さ方向への FCPR は(9)式で与えられる²²⁾。

$$\Delta K = \sigma_R \cdot \frac{M}{\sqrt{Q}} \sqrt{\pi b} \dots \dots \dots (8)$$

$$\frac{db}{dN} = C \left(\frac{M}{\sqrt{Q}} \right)^m \cdot \sigma_R^m \cdot \left(\sqrt{\pi b} \right)^m \dots \dots \dots (9)$$

Q : 形状係数²²⁾

M : 補正係数²²⁾

ここで Q は b/a 、 M は b/a および b/t (t =板厚)に依存する係数であるが、亀裂進展にともなう形状変化を考慮すると $M/\sqrt{Q}$ は亀裂進展期間中ほぼ初期値を保つ²¹⁾ので $M/\sqrt{Q}$ を初期亀裂寸法のみ依存する定数とみなすことができ、 b と N の関係を(10)式で表わすことができる。

$$b^{1-m/2} = b_0^{1-m/2} - C \left(\frac{M_0}{\sqrt{Q_0}} \right)^m \cdot \sigma_R^m \cdot \pi^{m/2} \cdot \left(\frac{m}{2} - 1 \right) N \dots \dots \dots (10)$$

(添字 $_0$ は初期状態を示す。)

(10) 式で $b=t$ とおけば N_{pe} が(11)式により与えられる。

$$N_{pe} = \frac{b_0^{1-m/2} - t^{1-m/2}}{C \left(\sigma_R \cdot \frac{M_0}{\sqrt{Q_0}} \cdot \sqrt{\pi} \right)^m \cdot \left(\frac{m}{2} - 1 \right)} \dots \dots \dots (11)$$

深さ方向への FCPR と幅方向への FCPR (3.1節) は同じ材料ではほぼ同一である²³⁾ので、Table 1 の m と(4)式の C を用いて N_{pe} を計算することができる。

種々の σ_R ($b_0/a_0 = 1.0$ に対しては $\sigma_R = 19 \sim 23 \text{ kg/mm}^2$ 、 $b_0/a_0 = 0.2$ に対しては $\sigma_R = 15 \sim 23 \text{ kg/mm}^2$) で実験して得られた N_{pe} と計算値の比較を Fig. 9 に示す。計算・実測ともに初期状態としては、 N_c の影響を除くため、1本目のピーチマークより得られた亀裂寸法を用いている。計算値と実測値は $\log N$ で $\pm 30\%$ の範囲でほぼ一致し、(10)および(11)式による b あるいは N_{pe} の計算が妥当であることを示している。したがって、この方法を用いて N_{pe} におよぼす m の影響を検討できる。

SM50, HT80 について(4)、(11)式を用い、深さ 3 mm の半円状表面切欠を有する板の N_{pe} を計算した結果を Fig. 10 に示す。計算は $t = 15, 30, 60 \text{ mm}$ の場合について行なつた。 σ_R と N_{pe} の関係は Fig. 7 と類似しており、 $\sigma_R = 22 \text{ kg/mm}^2$ 付近を境にして高応力側では HT80 が、低応力側では SM50 が長寿命となる。つ

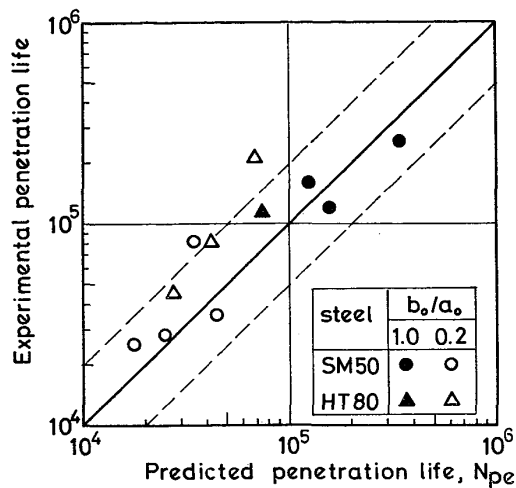


Fig. 9. Comparison of experimental and predicted penetration lives in part through-notched plates of SM50 and HT80 steels.

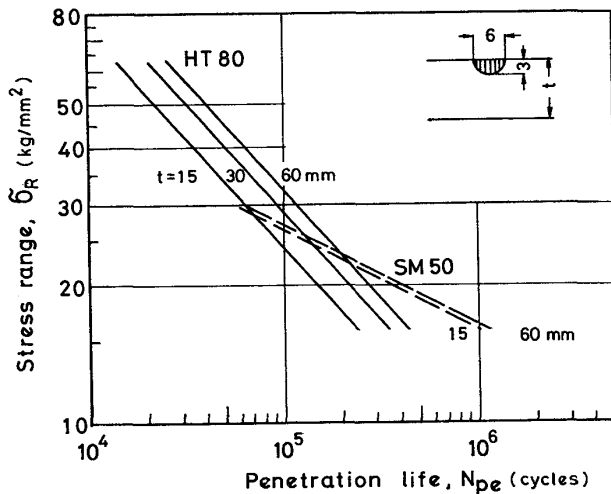


Fig. 10. Penetration lives in SM50 and HT80 steel plates containing semi-circular surface cracks calculated after eq. (11).

まり、貫通切欠の場合と全く同じ傾向が表面亀裂からの板厚貫通寿命についても認められる。さらに、HT80は板厚の増加により N_{pe} が若干長くなるのに対して、SM50ではあまり影響が認められない。これはSM50での m 値がHT80のそれより大きく、亀裂が一定距離進み ΔK が増加することによるFCPRの増加がHT80より大きいことによるものである。このように、高強度鋼では低強度鋼に比較して高応力側での N_{pe} を問題にする場合有利であるとともに、板厚増加もその有利性をさらに増すといえることができる。

なお、曲げ応力が付加的に加わる場合には、亀裂進展状況が引張応力のみの場合と異なるが、川原ら²⁴⁾の方法を用いることにより、同様な推定が可能である。また、溶接部でのFCPRは母材と若干異なる²⁵⁾ので、実構造

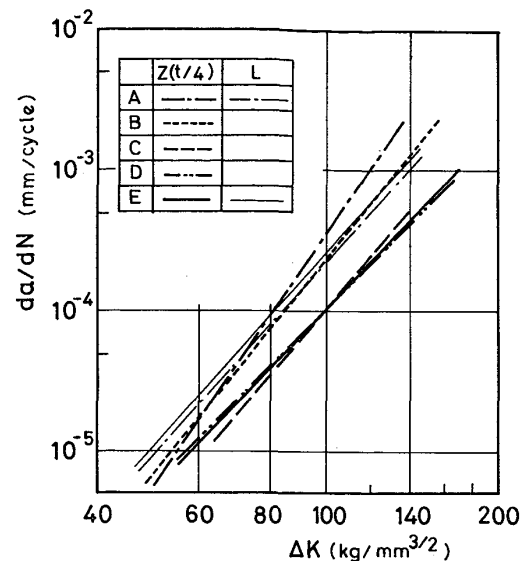


Fig. 11. Variations of L-direction and through-thickness fatigue crack propagation rates, da/dN , with the range of stress intensity factor, ΔK , in SM50 steels A-E with varying sulphur content.

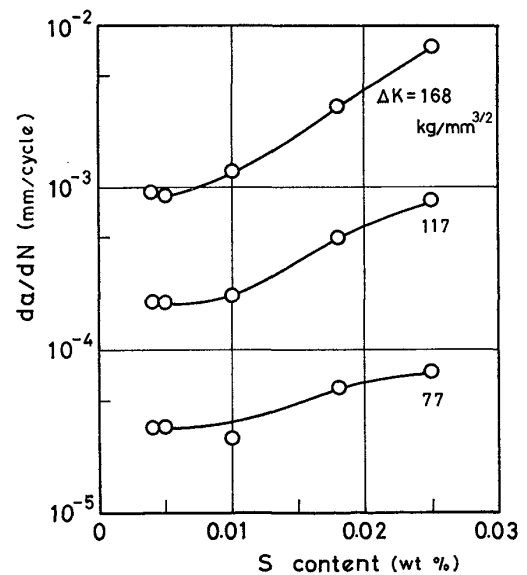


Fig. 12. Changes in through-thickness fatigue crack propagation rates with sulphur content and ΔK for SM50 steels A-E.

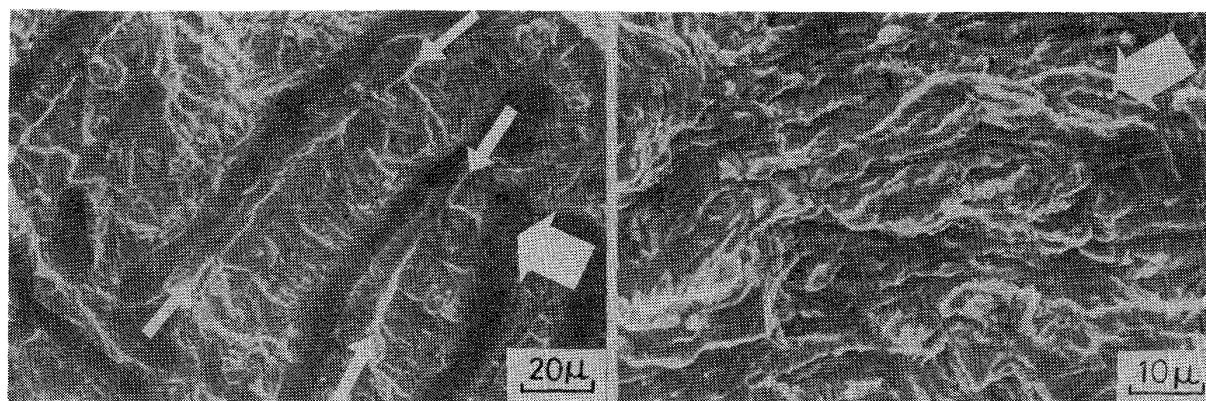
物に適用する場合には、状況に応じて溶接部のFCPRを知ることが必要となるのは当然である。

3.4 疲労亀裂伝播におよぼす介在物の役割

3.4.1 SM50のLおよびZ方向のFCPR

3.1節において、FCPRは鋼の強度に大いに依存することを示したが、ここでは介在物量を種々に変えたSM50鋼A～Eを用いて、FCPRにおよぼす介在物の影響を検討する。

Fig. 11に鋼A、EのL方向試験片および鋼A～Eの



(a) steel A

(b) steel E

Photo. 1. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in through-thickness fatigue crack propagation test of SM50 steels A and E.

$\Delta K = 77 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$

large arrow : direction of crack propagation

small arrows : heavy tear lines

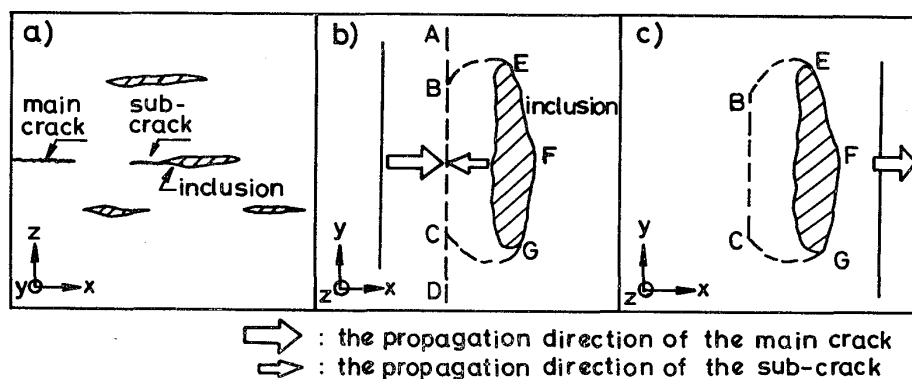


Fig. 13. A model for the formation of the "heavy tear line" on fracture surfaces of through-thickness fatigued specimens with high sulphur content.

Z方向試験片 (切欠位置 $= t/4$) で求めた FCPR と ΔK の関係を、そして m , C の値を Table 1 に示す. L方向の FCPR については鋼 A, E で全く差がなく、介在物はほとんど影響を与えないといえる. しかしながら、Z方向 FCPR は、 $S > 0.01\%$ の鋼 A, B では m の値が大きく、高 ΔK 領域での FCPR が鋼 C ~ E より著しく加速されている. また、S 量の増加とともに m が増大することが認められる. Fig. 12 に一定 ΔK レベルでの da/dN と S 量の関係を示すが、S が 0.01% を超えると da/dN が大きくなり、その程度は ΔK が大きいほど顕著である. このように、FCPR におよぼす介在物の影響は L 方向においては認められないが、Z 方向では顕著である.

3.4.2 Z方向疲労亀裂伝播機構の微視的特徴

前節に記した現象を究明するため、Z方向試験片破面の走査型電顕による観察を行なった. その一例を Photo. 1 に示す. S 含有量の少ない鋼 E の破面は L あるいは C 方向に負荷される疲労試験で得られる通常の疲労破面と

大差なく、破面上に見られる介在物の数は少ないのに対し、S 含有量の高い鋼 A では破面上に多数の扁平介在物 (MnS) が見い出され、しかも介在物の近傍で主亀裂の進行方向と逆側に延性破壊の様相を示す線 (Photo. 1 の細い矢印) が必ず存在する. この線をここでは "Heavy tear line (HTL)" と呼ぶことにする. そして HTL 形成機構に関する若干の考察を行なった.

Fig. 13(a) において応力の方向を z 、主亀裂進行方向を xy 平面上の x 方向とすると、圧延で伸長した MnS 介在物は xy 平面に平行な板状となつている. このような介在物は応力方向に直角に存在する亀裂と類似しており、その先端には応力集中が生じて疲労亀裂の新たな発生源となる. 主亀裂近傍の介在物を考えると、主亀裂による応力集中の重量があるため、介在物の端部のうちでも主亀裂に近い方から副亀裂が発生し、主亀裂へ向つて、巨視的伝播方向とは逆向きに伝播すると考えることができる. この状況を xy 平面上で見たのが Fig. 13(b) であり、互いに反対方向へ伝播した主・副亀裂は B C 線上

で合体する。合体直前にはネッキングあるいは主・副亀裂面の僅かなずれによる剪断型の破壊が局部的に生じるために Photo. 1 (a) に見られるような HTL が形成される。主亀裂先端は合体および介在物・地鉄の剥離により BC から EFG にジャンプして、さらに進展するので介在物の後には Fig. 13 (c) の EBCG で示されるような HTL が残される。ここで介在物と HTL で囲まれた領域 EBCGF は主亀裂の進展に対しては全く抵抗とならず、BC から EFG へのジャンプにより主亀裂の伝播速度を加速していることになる。この領域 EBCGF を “effective inclusion area (EIA)” と呼ぶことにすると、EIA は介在物が多いほど、つまり S 量が多いほど大きい。また、主亀裂先端の応力集中あるいは塑性域が大きいほど、より遠くの介在物あるいは主亀裂面から離れた面上にある介在物にまで副亀裂の発生を促すので、 ΔK が大きいほど EIA は大きくなる。多くの破面電顕写真より、全視野面積に占める EIA の割合、 A_{eff} を求め ΔK および S 量を変数として図示すると Fig. 14 の結果が得られ、上述の推定を裏づけている。すなわち、S が 0.01% では A_{eff} は 10% 程度と小さく、 ΔK が増加してもあまり変わらないが S および ΔK の増加につれて A_{eff} は増加する。これは Fig. 12 の da/dN の S 量、 ΔK 依存性と類似しているが、これはすでに述べたように A_{eff} が FCPR の加速に寄与することからも当然のことであり、定量的には次のように考えられる。

主亀裂が伝播した全距離に占めるジャンプ距離 (Fig. 13 (b) の $\overline{BC} \cdot \overline{EFG}$ 間距離) の割合は、主亀裂が掃引した面積中に占める EIA の割合、すなわち A_{eff} にほぼ等しい。主亀裂がジャンプするに要する時間を零と考えると、見かけ上の FCPR, $(da/dN)_{\text{app}}$ は介在物がないとした材料本来の FCPR, $(da/dN)_b$ を用いて (11) 式

のように表わされる。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{app}} = \frac{1}{1 - A_{\text{eff}}} \left(\frac{da}{dN}\right)_b \quad \dots\dots\dots (11)$$

A_{eff} は介在物量と ΔK により決まると考えられる。介在物量として、Z 方向に平行な断面 (Fig. 13 の $z-x$ 面で測定される単位面積当りの介在物長さの総和、すなわち介在物の Projection length³⁾, P_j (mm/mm²) を用いることにする。log(ΔK) を横軸に、log(A_{eff}) を縦軸にとつて鋼 A, B, C の実験値を図示すると各鋼に対して傾き 0.66 の平行な直線で示されること、および $\Delta K = 1$ における各鋼の A_{eff} の値が $A_{\text{eff}} = 0.05P_j - 0.01$ で近似的に表わされる事実から、 A_{eff} は ΔK と P_j を用いて実験式 (12) で示される。

$$A_{\text{eff}} = (0.05P_j - 0.01) \cdot (\Delta K)^{0.66} \quad \dots\dots\dots (12)$$

(12) 式で表わされる曲線を実験値として比較のため、Fig. 14 に示した。いま、 $(da/dN)_b$ として介在物の少ない鋼 E の Z 方向 FCPR を用い、(11) 式および (12) 式と P_j の実測値を用いて推定した SM50 鋼 A~E の FCPR を実験値と比較した結果を Fig. 15 に示す。両者は比較的良好一致し、Z 方向疲労亀裂伝播の特徴を説明する Fig. 13 のモデルが妥当なものであることを示している。このように Z 方向疲労では S 量が高く、扁平な介在物が多数あると、特に高応力領域での FCPR を加速し、疲労寿命を低下させる要因となるが、S を 0.01% 以下に抑えれば通常の L 方向に応力がかかる場合と同程度あるいはそれ以下の FCPR になるといえる。

Z 方向疲労で得られた m と C の関係も Fig. 6 に併せて示したが、L 方向でのデータと比較して回帰直線からのずれが大きく、 m が 6 程度の大きい値をも示すことが

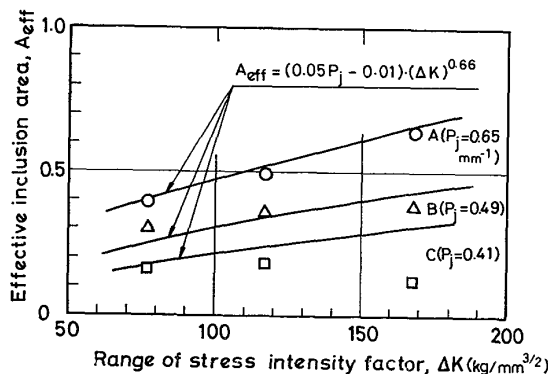


Fig. 14. Variation of effective inclusion area with ΔK obtained on fracture surfaces of through-thickness fatigue crack propagation test specimens for SM50 steels A, B, and C.

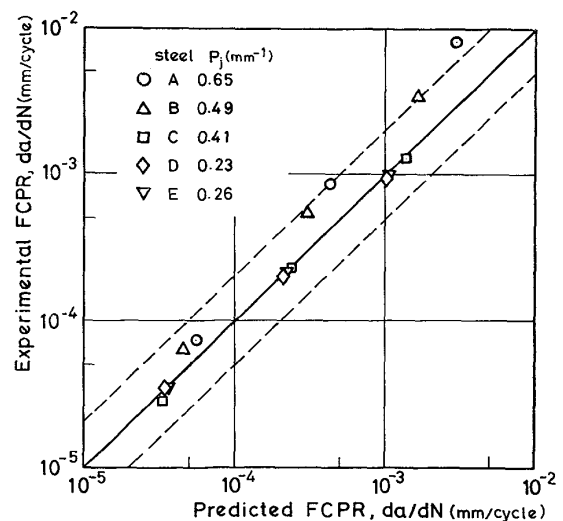


Fig. 15. Comparison of the experimental and calculated through-thickness fatigue crack propagation rates in SM50 steels A-E.

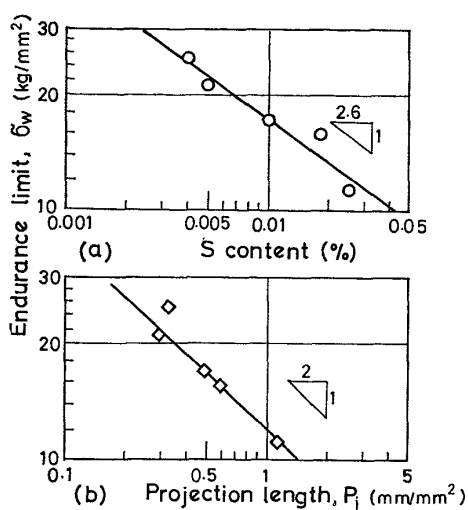


Fig. 16. Correlations of the endurance limit in through-thickness fatigue test of SM50 steels with (a) sulphur content and (b) projection length of inclusions.

特徴的である。このように大きな m 値は 3.2 節に示したように高応力領域での N_p の低下をもたらす原因となる。

WILSON²⁶⁾は A533B 鋼の m 値が L, C 方向に比べて Z 方向では大きいことを報告しているが、その原因は本節で提唱したモデルで同様に説明できるものと思われる。

3.4.3 Z 方向疲労強度

SM50 鋼 A~E の Z 方向疲労試験を実施し、いずれの N_f レベルにおいても疲労強度は S 量の増加とともに低下することを著者ら³⁾⁴⁾は報告した。ここでは Z 方向の疲労亀裂伝播特性と Z 方向疲労強度の関係を明らかにすることを試みた。

片振引張疲労での耐久限 σ_w ($N_f \geq 2 \times 10^6$) と S 量の関係を Fig. 16(a) に示す。Z 方向疲労では前述のように偏平介在物が一種の切欠として作用するので、Z 方向疲労強度は切欠材の疲労強度と類似のものと考えることができる。切欠材の σ_w は切欠からの疲労亀裂進展の生じない最大の応力振幅、すなわち Fig. 2 の ΔK_{th} に対応する σ_R と考えることができる²⁷⁾。ステップアップ法により求められた鋼 A, E の ΔK_{th} は両者ともに 18 kg/mm^{3/2} であった。

いま、鋼 A~E には S 量、すなわち介在物の寸法、数などに応じてある長さの潜在的亀裂があると仮定し、その長さを $2c_{eff}$ (effective crack length) とすると、 σ_w と ΔK_{th} の関係は無限板中に存在する小さな貫通切欠に対する K 値計算式を用いて (13) 式のように表わされる。

$$\sigma_w \cdot \sqrt{\pi c_{eff}} = \Delta K_{th} \\ = 18 \text{ kg/mm}^{3/2} \dots\dots\dots (13)$$

c_{eff} は介在物の寸法、数などに依存するが、前述の P_j が一つの目安を与える。いま、 σ_w と破断位置に対応する $t/2$ での P_j の関係を図示すると Fig. 16(b) のように両対数表示で -1/2 の傾きの直線が得られるので、 c_{eff} と P_j は比例関係にあつて (14) 式で与えられることがわかる。

$$2c_{eff} = 1.44 P_j \dots\dots\dots (14)$$

P_j の値は鋼 A で 1.2 mm, 鋼 D, E では 0.3 mm なので、潜在的亀裂長さ $2c_{eff}$ は鋼 A では 1.7 mm, 鋼 D, E では 0.4 mm 程度となる。 c_{eff} が小さいほど σ_w は高くなるので、 P_j を小さくすることにより Z 方向疲労強度を改善できる。そのためには REM, Ca 添加などにより介在物の低減、形態制御などを行なうことが非常に有効な手段となる。

4. ま と め

(1) 構造用鋼の m 値は鋼の降伏応力の増加に伴い低下する。

(2) 定数 m , C の間には $C = 2.16 \times 10^{-4} / 99.7^m$ なる関係があるので、 m の測定によつて FCPR の推定が可能である。

(3) 貫通切欠材での破断および表面切欠材での板厚貫通に対応する N_p の計算値と実験値はよく一致する。欠陥が大きいか応力変動範囲が大きい場合には鋼の強度が高い程 N_p は長い、欠陥が小さいか応力変動範囲が小さい場合は鋼の強度が低い程 N_p は長い。

(4) 疲労亀裂伝播に対して介在物は L 方向疲労では影響を与えないが、Z 方向疲労では著しい影響を与える。Z 方向疲労では S 量が高く、介在物が多い程 m の値は大きく、高 ΔK 領域での FCPR は L 方向に比較して速くなる。この現象は介在物先端に副亀裂が生じて巨視的 FCPR を加速するというモデルにより説明することができた。

(5) $S \leq 0.01\%$ の SM50 では Z 方向 FCPR は L 方向より小さかつた。

(6) Z 方向疲労での耐久限は介在物の Projection length とよい相関があり、耐久限の値は $1.44 P_j$ なる長さの潜在的亀裂が存在すると仮定して ΔK_{th} の値から求めた応力範囲とよく一致した。

文 献

- 1) P. C. PARIS and F. ERDOGAN: J. Basic Eng., 85(1963), p. 528
- 2) P. H. FRITH: JISI, 180(1955), p. 26
- 3) 小林邦彦, 成本朝雄, 船越督己, 平井征夫: 川崎製鉄技報, 8(1976) 3, p. 336
- 4) K. KOBAYASHI, A. NARUMOTO, T. FUNAKOSHI,

- and Y. HIRAI: IIW Doc. No XIII-791 (1976)
- 5) C. BEEVERS, R. J. COOKE, J. F. KNOTT, and R. O. RITCHIE: *Metal Sci.*, 9(1975), p. 119
 - 6) P. C. PARIS and G. C. SIH: *ASTM STP*, 381 (1965), p. 30
 - 7) C. BATHIAS and R. M. PELLOUX: *Met. Trans.*, 4(1973), p. 1265
 - 8) 小林英男: 日本機械学会誌, 80 (1977) 703, p. 492
 - 9) S. J. MADDOX: The Welding Institute Research Report, E/48/72, (1972)
 - 10) 芹沢静夫, 高島弘教, 浦島親行, 矢崎暢一: 溶接学会, 溶接疲労強度研究委員会資料, FS-283-47, (1972)
 - 11) 高橋賢司, 高島弘教, 浦島親行: 学振 129 委, 中硬度および高硬度鋼材の組織と強度および疲労シンポジウム論文集, (1967), p. 70
 - 12) 川崎 正, 中西征二: 日本材料強度学会誌, 6 (1972), p. 121
 - 13) 西岡邦夫, 平川賢爾, 北浦幾嗣: 住友金属, 28 (1976), p. 38
 - 14) 永井欣一: 日本造船学会誌, 479(1969), p. 223
 - 15) A. J. BROTHOR and S. YUKAWA: *Trans. ASME*, 1(1967), p. 19
 - 16) 北川英夫: 日本機械学会誌, 75(1972) 642, p. 1068
 - 17) 豊貞雅宏: 日本造船学会論文集, 133(1973), p. 265
 - 18) 越賀房夫, 川原正言: 同上, 133(1973), p. 249
 - 19) T. YOKOBORI, M. TANAKA, H. HAYAKAWA, T. YOSHIMURA, and S. SASAHIRA: *Rep. Res. Inst. Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ.*, 3(1967), p. 39
 - 20) 北川英夫, 三角正明: 機械学会, 破壊力学の応用と拡張シンポジウム討論集, (1971) 機講論 710-7 付録
 - 21) K. KOBAYASHI, A. NARUMOTO, M. TANAKA, and T. FUNAKOSHI: *Proc. Third Int. Conf. on Pressure Vessel Technology*, April 1977, Tokyo, Part II, p. 807
 - 22) *ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. XI, Appendix p. 115* (1974) ASME, New York
 - 23) 成木朝雄, 小林邦彦: 鉄と鋼, 63 (1977) 4, S 291
 - 24) 川原正言, 栗原正好: 日本造船学会論文集, 139 (1976), p. 247
 - 25) M. TANAKA, A. NARUMOTO and T. FUNAKOSHI: *IIW Doc. No. XIII-780-75* (1975)
 - 26) A. D. WILSON: *Trans. ASME, J. Pressure Vessel Tech.*, 99 (1977) 3, p. 459
 - 27) J. D. HARRISON: *Metal Const. and Brit. Weld. J.*, (1970), p. 93