機械構造用鋼の低サイクル疲労における表面
き裂の進展特性とそれに基づく寿命の評価*

幡 中 憲 治**, 藤 満 達 朗**, 渡 辺 秀 明***

Growth of Small Crack and an Evaluation of Life
Based on Its Property in Low Cycle Fatigue

by Kenji HATANAKA, Tatsuro FUJIMITSU, and Hideaki WATANABE

The smooth specimen of JIS S35C and SNCM 439 steels, which were heat-treated in several conditions, were low-cycle fatigued. Then, the growth rate of surface small crack, da/dN , was analyzed in terms of the cyclic J -integral range, ΔJ , and the strain intensity factor range, ΔK_e .

The crack growth rates plotted against ΔJ and ΔK_e are approximately expressed by linear lines on a log-log diagram. The considerable scatter inherent in problems of a small crack, however, almost cover the small difference in the crack growth property among materials. As a result, the universal equations can be established for da/dN vs. ΔJ and da/dN vs. ΔK_e relations, independently of kinds of materials used.

The equations derived from combining the above two relations with the cyclic stress-strain curve describe well the fatigue life curve which bends downwards in the regime of the lower plastic strain range in materials of a high strength and low ductility as well as usual Coffin-Manson plots.

Key Words: Metallic Materials, Low Cycle Fatigue, Surface Fatigue Crack Growth, Cyclic J -Integral, Strain Intensity Factor, Coffin-Manson's Law, Life Prediction

1. 緒 言

最近, 巨視的繰返し塑性変形を伴う低サイクル疲労下のき裂の進展速度の弾・塑性破壊力学的解析が, 盛んに試みられている^{(1)~(15)}. そして, このような疲労き裂進展速度を支配するパラメータとして, 繰返し J 積分幅の有効性が, 明らかにされつつある^{(2)~(15)}. 一方, ひずみ拡大係数幅が塑性変形を伴う試験条件下の疲労き裂進展抵抗を評価するための, 簡便かつ実用的なパラメータとなることが指摘されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾.

ところで, このような疲労き裂進展抵抗の評価手法は貫通大寸法き裂に対してのみならず, 微小表面き裂に対しても適用され, その有効性が実証されつつある^{(2)(4)~(11)}. 微小表面疲労き裂の進展速度は, 平滑試験片の低サイクル疲労寿命を直接支配するので, これに関する定量的な研究は低サイクル疲労寿命を予測するためにもきわめて重要である.

平滑材の低サイクル疲労試験結果は, 焼入れ・焼もどし処理を施した炭素鋼や合金鋼などの, いわゆる高強度・低延性材料の $\log \Delta \varepsilon_p$ - $\log N_f$ ($\Delta \varepsilon_p$: 塑性ひずみ

幅, N_f : 疲労寿命) 関係が, 低塑性ひずみ幅域で短寿命側に折れ曲がることを示している^{(18)~(22)}. 一方, Coffin-Manson 則⁽²³⁾⁽²⁴⁾は, 焼なましされた低炭素鋼, 銅および黄銅などの, 低強度・高延性材料において成立することが広く知られている. このように, 前者は, その低サイクル疲労寿命曲線が低塑性ひずみ幅域において, Coffin-Manson 則から逸脱するという点において, 後者とは異なっている. 低サイクル疲労下では, き裂は疲労過程中的きわめて初期に発生することが知られているので⁽²⁾⁽²⁵⁾, 微小表面き裂進展速度の弾・塑性破壊力学的解析は, このような疲労寿命曲線の材質依存性に対して合理的な解釈を与える可能性を含んでいる.

そこで, 本研究では, JIS S35C 焼ならし材および SNCM 439 調質材から得られた平滑試験片について引張り・圧縮低サイクル疲労試験を実施した. そして, 強度・延性レベルの大きく異なるこれらの材料の表面き裂の進展速度を弾・塑性破壊力学的に解析し, この結果に基づいて低サイクル疲労寿命曲線を導出することを試みた.

2. 供試材料, 試験方法および解析方法

2.1 供試材料 試験に供した材料は JIS S35C

* 昭和 59 年 11 月 30 日 第 929 回講演会において講演, 原稿受付 昭和 59 年 4 月 27 日.

** 正員, 山口大学工学部 (〒755 宇部市常盤台 2557).

*** 学生員, 山口大学大学院.

および SNCM 439 鋼で、それらの化学成分は前報⁽¹⁵⁾に与えられている。表 1 および表 2 は、それぞれの材料に施した熱処理の条件と熱処理後の静機械的性質を示す。表 2 より、SNCM 439 材に対する焼入れ後の焼もどし温度を変えることにより、強度・延性レベルの異なる供試材料が得られていることがわかる。

図 1 に疲労試験片の形状および寸法を示した。この試験片には、あらかじめき裂発生位置を限定するために図 1 に示したような浅い切欠きを付与した。試験に先立ち、この浅い切欠き部はエメリペーパーで研摩され、しかる後に電解研摩された。

2・2 試験方法 低サイクル疲労試験は、閉ループ形引張り・圧縮疲労試験機により、図 1 に示した試験片の最小直径部の直径方向変位を制御することによりなされた。き裂長さの測定は、疲労試験中に適宜試験機を停止し、先述した切欠き部分から間欠的にレブリカを採取することによりなされた。き裂面形状は半だ円であると仮定した。そして、その長軸径 l (表面におけるき裂長さ) に対する短軸半径 a (き裂深さ) との比は、前報⁽⁹⁾の結果を参照して $a/l=0.38$ とした。

2・3 ひずみ拡大係数幅と繰返し J 積分幅の解析法 ひずみ拡大係数幅 ΔK_e および繰返し J 積分幅 ΔJ の算出は、前報⁽⁹⁾の手法によった。すなわち、

$$\Delta K_e = \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \Delta \varepsilon_t \sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (1)$$

表 1 供試材料に施した熱処理の条件

Materials	Normalizing & Quenching	Tempering
SNCM439(A)	Heated at 855°C for 30min → water quenched	Heated at 700°C for 1hr → water quenched
(B)	→ air cooled	Heated at 635°C for 1hr → water quenched
(C)	and then Heated at 845°C for 30min → water quenched	Heated at 550°C for 1hr → water quenched
(D)	→ oil quenched	Heated at 400°C for 1hr → water quenched
S 35 C	Heated at 865°C for 30min → air cooled	

表 2 供試材料の熱処理後の静機械的性質

Materials	Yield stress, MPa	Ultimate strength, MPa	Elongation, %	Reduction of area, %	Fracture ductility, %	Hardness Hv (300g)
SNCM439(A)	675*	830	23.9	65.3	105.8	278
(B)	755*	877	22.5	66.9	110.6	315
(C)	965*	1066	19.6	59.8	91.2	370
(D)	1277*	1390	14.1	51.2	71.8	428
S 35 C	360**	614	32.9	57.3	85.1	181

* 0.2% proof stress
** Lower yield stress

$$\begin{aligned} \Delta J &= \Delta J_e + \Delta J_p \\ &= 2\pi a \left\{ \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \right\}^2 \{ \Delta W_e + f(n') \Delta W_p \} \dots\dots (2) \end{aligned}$$

ここで、 M_K : 無限大寸法の板に存在する長さ $2a$ の中央貫通き裂に対する応力拡大係数の評価式を深さ a の表面き裂に対するその評価に修正して適用するための補正係数⁽²⁶⁾,

$$\begin{aligned} \Phi(\lambda) &= \int_0^{\pi/2} (\cos^2 \xi + \lambda^2 \sin^2 \xi)^{1/2} d\xi \\ \{\lambda &= a/(l/2) = 0.76\} \end{aligned}$$

で与えられる第 2 種の完全だ円積分, $\Delta \varepsilon_t$: 全ひずみ幅, ΔJ_e : ΔJ の弾性成分, ΔJ_p : ΔJ の塑性成分, ΔW_e : 弾性ひずみエネルギー密度, ΔW_p : 塑性ひずみエネルギー密度, $f(n')$: n' を繰返し応力-ひずみ曲線の硬化指数として, $(n'+1)\{\pi n' + 3.85(1-n')/\sqrt{n'}\}/2\pi$ で与えられる関数⁽²⁷⁾, なお、表面き裂先端は最大圧縮ひずみ下においても開口していると仮定された⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁹⁾。

3. 試験結果および考察

3・1 疲労き裂の発生および成長挙動 S35C 焼ならし材においては、疲労過程中、フェライト結晶粒に比較的一様に多数のすべり線が生じ、その結果として、結晶粒界に疲労き裂が発生する。一方、SNCM 439 調質材のそれは、顕微鏡組織的には顕著なすべり変形を伴うことなしに、点発生的に生じる。図 2 は SNCM 439(C) 材に、介在物を起点として発生した疲労き裂の一例を示している。それ故、後者においては前者におけるより、一般的に微小き裂の検出が容易である。

図 1 試験片の形状および寸法

図 2 SNCM 439(C) 材に発生した疲労き裂の一例

図3(a)および図3(b)にS35C焼ならし材およびSNCM 439(C)材の疲労き裂進展曲線を示した。き裂進展速度は、このようなき裂進展曲線中の相隣二つの実験点間を直線で結ぶことによって得られるこう配として定義された。ところで、図3の縦軸は表面き裂長さ l を示している。それ故、本研究で対象とした深さ方向のき裂進展速度 da/dN は、この直線のこう配に先述したアスペクト比 $a/l=0.38$ を乗ずることによって得られる。なお、矢印は複数のき裂が合体したことを示している。

図4には供試材料の $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_i$ と $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_f$ 関係を取りまとめて示してある。ただし、 $\Delta \epsilon_{ps}$ 、 N_i および N_f は、それぞれ、繰返し変形が安定状態に達したときの塑性ひずみ幅、き裂発生寿命および破断寿命を示す。なお、図4中の実線は浅い切欠きを有しない平滑試験片の破断寿命曲線⁽²⁸⁾を示している。これより、図1に示した浅い切欠きは疲労寿命にほとんど影響を及ぼさないことがわかる。 N_i は $l=20\sim30\mu\text{m}$ のき裂が初めてレプリカ上に確認されたときの繰返し数である。レプリカ上に初めて検出されたき裂の長さが $20\sim30\mu\text{m}$ 以上であった場合には、そのき裂

長さを $*$ 、 $**$ 、 $***$ 印および $****$ 印で区別して示し、その時の繰返し数を N_i としてある。 $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_i$ 関係についてはデータのばらつきがかなり大きい。そこで、SNCM 439(A)とSNCM 439(B)、およびSNCM 439(C)とSNCM 439(D)の $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_i$ 関係はそれぞれほぼ共通のグループに属するとみなし、それぞれの実験点を連ねる破線を引いてある。ところで、先述したように、S35C材における疲労微小き裂の検出はかなり困難である。そのため、図4に示された、この材料におけるき裂発生繰返し数は実際のそれより長寿命側に位置している可能性がある。ところで、図4より判断すると、破断寿命に対するき裂発生寿命の比は、SNCM 439およびS35C材において、それぞれ約0.15~0.20および0.35~0.40程度である。

図4における $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_i$ 曲線(破線)と $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_f$ 曲線(実線)との比較によると、SNCM 439材における両者は全塑性ひずみ幅にわたってほぼ同様な屈曲現象を呈している。これは、SNCM 439調質材の $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_f$ 関係が低塑性ひずみ幅域において短寿命側に屈曲する要因が、すでにき裂の発生過程においても含まれていることを示唆するものと思われる。

3.2 疲労き裂進展速度の解析 図5(a),(b)および(c)に、それぞれ、S35C焼ならし、SNCM 439(A)およびSNCM 439(C)材のき裂進展速度 da/dN と ΔJ との関係を示した。中太線は整理結果を最小二乗法を用いて直線回帰することによって得られたものである。その上下の細線は、この線を中心にして、その2倍および1/2倍のき裂進展速度域を示している。また、極太線はS35C、SNCM 439(A),(B),(C)および(D)材の中央貫通大寸法き裂に対する da/dN -

(a) S35C 焼ならし材

(b) SNCM 439(C)材

図3 繰返し数の増加に伴う表面き裂長さの変化

図4 塑性ひずみ幅と疲労き裂発生寿命および破断寿命との関係(実線は浅い切欠きを有しない平滑試験片の疲労破断寿命曲線⁽²⁸⁾を示す)

図 5 表面疲労き裂の進展速度と ΔJ との関係

ΔJ 関係⁽¹⁵⁾である。これによると、表面き裂に対する $\log da/dN - \log \Delta J$ 関係のこう配は貫通大寸法き裂に対するそれより小さく、したがって高き裂進展速度域において前者は後者より下に位置する傾向にある。このような両者間の差異は、SNCM 439(C)材において最も大きく、SNCM 439(A)材、S35C 材の順に減少する。この結果に、SNCM 439(B)および SNCM 439(D)材の $\log da/dN - \log \Delta J$ 関係を加えて検討した結果によると、上述した傾向は、高強度・低延性材料におけるほど顕著になるようである。

図 6 は S35C, SNCM 439(A), (B), (C) および (D) 材の $\log da/dN - \log \Delta J$ 関係をとりまとめた結果を示す。中太線、細線および極太線はそれぞれ先述したことと同じ意味を有している。この整理結果は、表面き裂に対する $da/dN - \Delta J$ 関係のばらつきがかなり大きいことにも起因して両者の関係に対する鋼の材質依存性は明確に現れないことを示している。換言すれば、この程度のばらつきを許容すれば、表面き裂に対する $da/dN - \Delta J$ 関係は本供試材料に共通な次式で与えられ得ると思われる。

$$da/dN = 10^{-4.15} (\Delta J)^{1.25} \dots\dots\dots (3)$$

なお、この関係は貫通大寸法き裂に対するそれ、 $da/dN = 10^{-3.50} (\Delta J)^{1.44(15)}$ とは若干異なっている。

図 7 (a), (b) および (c) に、それぞれ、S35C 焼ならし、SNCM 439(A) および SNCM 439(C) 材の da/dN と ΔK_e との関係を示した。図 8 は図 7 の結果に SNCM 439(B) および SNCM 439(D) 材に関する整理結果を加え、すべての供試材料に関する $\log da/dN$

図 6 表面疲労き裂の進展速度と ΔJ との関係をすべての供試材料についてとりまとめた結果

$-\log \Delta K_e$ 関係をとりまとめたものである。なお、これらの図において極太線は貫通き裂に対するすべての供試材料に共通の $\log da/dN - \log \Delta K_e$ 関係⁽¹⁵⁾を示している。図 7 によると、図 5 に示した $\log da/dN - \log \Delta J$ 関係と同様に、表面き裂に対する $\log da/dN - \log \Delta K_e$ 関係にも若干材質依存性が認められることがわかる。しかし、図 8 より、図 6 におけると同様に、微小表面き裂にとって本質的な問題と思われる疲労き裂進展速度の大きいばらつきを許容すれば、 $\log da/dN - \log \Delta K_e$ 関係に対する鋼の材質依存性は実用上ほとんど

(a) S35C 焼ならし材

(b) SNCM439(A)材

(c) SNCM439(C)材

図7 表面疲労き裂の進展速度と ΔK_ϵ との関係

問題にならないように思われる。また、図8は、貫通き裂に対する $\log da/dN - \log \Delta K_\epsilon$ 関係は表面き裂に対するその整理結果の傾向をかなり良く表現することを示している。

3.3 表面き裂の進展に基づく疲労寿命曲線の導出
繰返し応力-ひずみ曲線は、繰返し変形が定常状態に達したときの応力振幅を σ_s 、塑性ひずみ振幅を ϵ_{ps} とすると、

$$\sigma_s = K(\epsilon_{ps})^{n'} \quad (4)$$

で与えられる。

ただし、 K ：材料定数、 n' ：加工硬化指数

いま、定常状態における応力幅および塑性ひずみ幅をそれぞれ $\Delta\sigma_s$ および $\Delta\epsilon_{ps}$ とすると式(4)は次のように書き直せる。

$$\Delta\sigma_s = 2K(\Delta\epsilon_{ps}/2)^{n'} \quad (5)$$

また、先述したように、表面疲労き裂の進展速度と ΔJ あるいは ΔK_ϵ との間にはそれぞれ次式が成立する。

$$da/dN = C_1(\Delta J)^\beta \quad (6)$$

$$da/dN = C_2(\Delta K_\epsilon)^\gamma \quad (7)$$

ここで、 C_1 、 C_2 、 β および γ は材料定数である。

次に、式(5)と式(6)および式(5)と式(7)とを用いて、定常塑性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_{ps}$ に基づく低サイクル疲労寿命則を導出することを試みる。

式(2)中の ΔW_e および ΔW_p を式(5)を用いて書き直すと、

$$\Delta W_e = \frac{(\Delta\sigma_s)^2}{2E} = 2^{1-2n'} \frac{K^2}{E} (\Delta\epsilon_{ps})^{2n'} \quad (8)$$

図8 表面疲労き裂の進展速度と ΔK_ϵ との関係をすべての供試材料についてとりまとめた結果

$$\Delta W_p = \int_0^{\Delta\epsilon_{ps}} (\Delta\sigma_s) d(\Delta\epsilon_{ps}) = 2^{1-n'} \frac{K}{1+n'} (\Delta\epsilon_{ps})^{1+n'} \quad (9)$$

式(8)および式(9)を式(2)に代入すると、

$$\Delta J = 2\pi a \left\{ \frac{M_K}{\phi(\lambda)} \right\}^2 \left\{ 2^{1-2n'} \frac{K^2}{E} (\Delta\epsilon_{ps})^{2n'} + f(n') 2^{1-n'} \frac{K}{1+n'} (\Delta\epsilon_{ps})^{1+n'} \right\} \quad (10)$$

次に式(1)の $\Delta\epsilon_t$ を $\Delta\epsilon_{ps}$ で表すと、

$$\Delta \varepsilon_t = \Delta \varepsilon_e + \Delta \varepsilon_{ps} = 2K(\Delta \varepsilon_{ps}/2)^{n'}/E + \Delta \varepsilon_{ps} \quad \dots\dots\dots (11)$$

式(11)を式(1)に代入すると、

$$\Delta K_\varepsilon = \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \left\{ 2^{1-n'} \frac{K}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{n'} + \Delta \varepsilon_{ps} \right\} \sqrt{\pi a} \quad (12)$$

式(10)を式(6)に、また、式(12)を式(7)にそれぞれ代入すると、次の二つの式が得られる。

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left[2\pi a \left\{ \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \right\}^2 \left\{ 2^{1-2n'} \frac{K^2}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{2n'} + f(n') 2^{1-n'} \frac{K}{1+n'} (\Delta \varepsilon_{ps})^{1+n'} \right\} \right]^\beta \quad \dots\dots\dots (13)$$

$$\frac{da}{dN} = C_2 \left[\frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \left\{ 2^{1-n'} \frac{K}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{n'} + \Delta \varepsilon_{ps} \right\} \sqrt{\pi a} \right]^\gamma \quad \dots\dots\dots (14)$$

式(13)より

$$\int_{N_i}^{N_f} dN = \frac{1}{C_1} \left[2\pi \left\{ \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \right\}^2 \left\{ 2^{1-2n'} \frac{K^2}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{2n'} + f(n') 2^{1-n'} \frac{K}{1+n'} (\Delta \varepsilon_{ps})^{1+n'} \right\} \right]^{-\beta} \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{a^\beta} \quad \dots\dots\dots (15)$$

ここで、 N_i はき裂長さが a_0 になるのに要する繰返し数を示している。また、 a_f は最終破断時のき裂長さである。いま、 N_i は N_f に比して十分に小さく、したがって $N_f - N_i \cong N_f$ と仮定すると、

$$N_f \cong \frac{a_f^{1-\beta} - a_0^{1-\beta}}{C_1(1-\beta)} \left[2\pi \left\{ \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \right\}^2 \right]^{-\beta} \times \left\{ 2^{1-2n'} \frac{K^2}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{2n'} + f(n') 2^{1-n'} \frac{K}{1+n'} (\Delta \varepsilon_{ps})^{1+n'} \right\}^{-\beta} \quad \dots\dots\dots (16)$$

が得られる。全く同様に式(14)より次式が導かれる。

$$N_f \cong \frac{a_f^{1-\gamma/2} - a_0^{1-\gamma/2}}{C_2(1-\gamma/2)} \left\{ \frac{M_K}{\Phi(\lambda)} \right\}^{-\gamma} (\sqrt{\pi})^{-\gamma} \times \left\{ 2^{1-n'} \frac{K}{E} (\Delta \varepsilon_{ps})^{n'} + \Delta \varepsilon_{ps} \right\}^{-\gamma} \quad \dots\dots\dots (17)$$

式(16)および式(17)は $\Delta \varepsilon_{ps}$ に対する疲労寿命曲線を与える。

なお、これらの式において、 $\lambda = a/c = 2(a/l) = 0.76$ なる半だ円形状を有する表面き裂に対しては、 $M_K/\Phi(\lambda) = 0.775$ が得られる⁽⁹⁾。これはき裂の成長過程で、変化しないと仮定された。また a_f は Mowbray⁽⁵⁾の研究結果を参照し、試験片直径の10%と定められた。すなわち、 $a_f = 8 \times 10^{-3} \times 0.1 = 8 \times 10^{-4}$ m である。 a_0 については、先述したように、き裂の発生時期を、表面き裂長さが $l_0 = 20 \sim 30 \mu\text{m}$ となった時点と定義したので、原則として $a_0 = 0.38 l_0 \cong 8 \times 10^{-6}$ m とした。ところで、疲労寿命 N_f は a_f の値より a_0 の値に

敏感である。それ故、 a_0 の値をすべての材料について同じとすることは、次に示す理由から必ずしも合理的でないように思われる。高強度・低延性材料においては、低強度・高延性材料の場合に比較して、介在物や微小な欠陥が疲労き裂の発生源となることが多い。したがって、 a_0 は前者では後者におけるより小さく見積もられるべきものと考えられる。そこで、高強度・低延性材料に対しては $a_0 = 5 \times 10^{-6}$ m とすることも試みられた。

C_1, β および C_2, γ の値は、貫通き裂の進展速度の解析結果から得られた、全供試材料に共通な $da/dN - \Delta J$ および $da/dN - \Delta K_\varepsilon$ 関係、すなわち、 $da/dN = 10^{-3.50} (\Delta J)^{1.44(15)}$ および $da/dN = 10^{3.25} (\Delta K_\varepsilon)^{2.73(15)}$ と、個々の材料の表面き裂進展速度の解析結果より得られた $da/dN - \Delta J$ および $da/dN - \Delta K_\varepsilon$ 関係とに基づいて決定された。

また、繰返し応力-ひずみ曲線⁽²²⁾⁽²⁸⁾としては、原則として振幅変動法によって得られたものが採用された。

図9に、式(16)および式(17)により評価された S10C, S35C, SNCM 439(A) および SNCM 439(C) 材における塑性ひずみ幅 $\Delta \varepsilon_{ps}$ と疲労寿命 N_f との関係を、実験結果と比較して示した。図中の丸印は実験結果を、また、太い実線と破線および細い実線と破線は、それぞれ式(16)および式(17)から得られた解析結果を示す。さらに、定数、 C_1, C_2, β および γ として、全供試材料に共通な貫通き裂に関する $da/dN - \Delta J$ および $da/dN - \Delta K_\varepsilon$ 曲線から決定された C_1, C_2, β および γ を採用した場合の計算結果が実線で、また、個々の材料の表面き裂に関するそれらを採用して評価された結果が破線で示されている。なお、本研究では S10C 材について疲労き裂進展特性の評価は実施されていない。しかし、回転曲げ疲労下の表面き裂の進展速度を調べた結果を参照すると、その疲労き裂進展特性は S35C 焼ならし材のそれにきわめて類似している⁽⁹⁾⁽¹⁵⁾。そこで、この材料の $da/dN - \Delta J$ および $da/dN - \Delta K_\varepsilon$ 関係としては S35C 材のそれが採用されている。

S10C および S35C 材に関する低サイクル疲労試験結果は $\log \Delta \varepsilon_{ps}$ と $\log N_f$ との間にほぼ直線関係が成立することを示している。一方、SNCM 439(A) および SNCM 439(C) 材のそれは $\log \Delta \varepsilon_{ps} - \log N_f$ 関係が低塑性ひずみ幅域で短寿命側に折れ曲がることを示している。解析結果は、このような試験結果の傾向を定性的にも定量的にもほぼうまく表現している。

どの因子に基づく解析結果が試験結果を最も良く説明するかについての判断はかなり難しい。しかし、詳

(a) S10C 焼なまし材

(b) S35C 焼なまし材

(c) SNCM 439(A) 材

(d) SNCM 439(C) 材

図9 振幅変動法による繰返し応力-ひずみ曲線⁽²²⁾⁽²⁸⁾ (*印:多数試験片法による)と $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K_s$ 関係に基づく低サイクル疲労寿命の解析結果

細には, $da/dN-\Delta K_s$ 関係に基づいた低サイクル疲労寿命の評価結果は, 低塑性ひずみ幅域では試験結果とかなり良く一致するが, 高塑性ひずみ幅域においてはこれよりかなり短寿命側を予測する傾向にある。そして, 全般的には, $da/dN-\Delta K_s$ よりも $da/dN-\Delta J$ 関係に基づいて評価された低サイクル疲労寿命曲線のほうが試験結果をよりうまく表現するように思われる。また, 図5および図7からも明らかなように, $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K_s$ 関係に若干材質依存性が存在するにもかかわらず, 全材料に共通な $da/dN-\Delta J$ および $da/dN-\Delta K_s$ 関係を採用した解析結果は試験結果と比較的よく一致している。

なお, 多数試験片法によって得られた繰返し応力-ひずみ曲線は低塑性ひずみ域で, 振幅変動法によって得られたそれより, S10C 焼なまし材においては低応力側に⁽²²⁾, また, SNCM 439(C) 材においては高応力側に⁽²⁸⁾折れ曲がる。このように, 低塑性ひずみ域で折れ曲がる多数試験法による繰返し応力-ひずみ曲線と $da/dN-\Delta K_s$ 関係に基づいて算出された疲労寿命曲線が図9(a)および図9(d)に一点鎖線および二点鎖線

と与えられている。この計算結果(一点鎖線)は低塑性ひずみ域での試験結果ときわめて良く一致している。

このように, 種々の問題点は残されているものの, 全般的には, すべての供試材料について, 上述した手法による低サイクル疲労寿命の評価式は, 定性的にも, 定量的にも試験結果を合理的に表現し得るものと思われる。

4. 結 言

S35C および SNCM 439 鋼の平滑試験片について低サイクル引張り・圧縮疲労試験を実施し, 疲労過程の進行に伴う表面き裂長さの変化を調べた。そして, 疲労き裂進展速度を繰返し J 積分幅 ΔJ およびひずみ拡大係数幅 ΔK_s に関して整理した。

深さ方向の疲労き裂進展速度 da/dN を ΔJ および ΔK_s で整理した結果, $da/dN = C_1(\Delta J)^\beta$ および $da/dN = C_2(\Delta K_s)^\gamma$ なる実験式が成立することが判明した。材料定数 C_1, β および C_2, γ は各供試材料間で若干異なる。しかし, $\log da/dN - \log \Delta J$ および $\log da/dN$

$-\log \Delta K_e$ 関係をすべての供試材料についてとりまとめた結果によると、両者はばらつきの範囲内ですべての供試材料に対して共通の直線で表現され得る。また、これらの関係は貫通き裂の進展速度に対して得られた同様な直線に比べて若干こう配が小さい傾向にある。

疲労寿命の大部分は疲労き裂進展過程で占められることから、微小き裂の進展特性に基づく低サイクル疲労寿命曲線の導出を試みた。その結果、繰返し応力-ひずみ曲線 $\sigma_s = K(\epsilon_{ps})^{n'}$ とき裂進展特性 $da/dN = C_1(\Delta J)^{\beta}$ および $da/dN = C_2(\Delta K_e)^{\gamma}$ とを用いることにより、 $\log \Delta \epsilon_{ps} - \log N_f$ 関係の低塑性ひずみ幅域での折れ曲がりを含めた低サイクル疲労寿命曲線の予測がほぼ可能であることが示された。

本研究の一部は昭和 58 年度文部省科学研究費補助金〔一般研究(C) (研究課題番号 58550072)〕により実施された。記して謝意を表す。

文 献

- (1) Boettner, R. C., Laird, C. and McEvily, A. J., Jr., *Trans. Metall. AIME*, 233 (1965), 379.
- (2) Dowling, N. E., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 637 (1977), 97.
- (3) Dowling, N. E., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 601 (1976), 19.
- (4) 山田・ほか 3 名, 機論, 49-440, A (昭 58), 441.
- (5) Mowbray, D. F., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 601 (1976), 33.
- (6) Solomon, H. D., *J. Mater.*, 7 (1972), 299.
- (7) Huang, J. S. and Pelloux, R. M., *Metall. Trans.*, 11A (1980), 899.
- (8) 今井・真武, 材料, 32-361 (昭 58), 1157.
- (9) 幡中・ほか 2 名, 機論, 50-452, A (昭 59), 737.
- (10) EL Haddad, M. H., ほか 2 名, *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech.*, 101 (1979), 42.
- (11) 星出・ほか 2 名, 機論, 50-451, A (昭 59), 320.
- (12) Dowling, N. E. and Begley, J. A., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 590 (1976), 82.
- (13) Taira, S., ほか 2 名, *Proc. 22nd Jpn. Cong. Mater. Resear.*, (1979), 123.
- (14) 星出・ほか 2 名, 材料, 31-347 (昭 57), 810.
- (15) 幡中・ほか 2 名, 機講論, No. 840-10 (昭 59-10), 194.
- (16) Usami, S., ほか 3 名, *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, 2 (1979), 155.
- (17) Kitagawa, H., ほか 3 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, No. 675 (1979), 420.
- (18) Tomkins, B., *Philos. Mag.*, 23 (1971), 687.
- (19) Endo, T. and Morrow, JoDean, *J. Mater.*, 4 (1969), 159.
- (20) Thielen, P. N. and Fine, M. E., *Acta Met.*, 24 (1976), 1.
- (21) Coffin, L. F., Jr., *J. Mater.*, 6 (1971), 388.
- (22) 幡中・藤満, 機論, 50-451, A (昭 59), 291.
- (23) Coffin, L. F., Jr., *Trans. ASME*, 76 (1954), 931.
- (24) Manson, S. S., *NACA Tech. Note*, 2933 (1953).
- (25) 村上・ほか 4 名, 機論, 49-447, A (昭 58), 1411.
- (26) Raju, I. S. and Newman, J. C., Jr., *Eng. Fract. Mech.*, 11 (1979), 817.
- (27) Shih, C. F. and Hutchinson, J. W., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech.*, 98 (1976), 289.
- (28) 幡中・ほか 2 名, 機講論, No. 830-10 (昭 58-10), 231.

討 論

〔質問〕 原 田 昭 治〔九州工業大学〕

低サイクル疲労寿命を一部の材料に見られる低塑性ひずみ幅域での寿命線図の折れ曲り問題を含め、表面微小き裂発生・伝ばに着目して弾塑性破壊力学を援用して検討評価されたことに對し敬意を表す。以下の点についてご教示いただきたい。

(1) 直径方向変位を検出してひずみ制御の疲労試験を実施されているが、 $\Delta \epsilon_{ps}$ のレベルが変化した場合の測定精度について検討されていたらご教示いただきたい。

(2) 図 6, 図 8 より表面微小き裂の進展速度は ΔJ , ΔK_e を用いて評価し得ると述べられている。しかるに式(6), (7)を積分して破断寿命を求めると、 ΔK_e を用いた場合低寿命域で短寿命側となり、全体として ΔJ 評価のほうが優れていると判断されている。パラメータ ΔK_e と ΔJ を用いて寿命評価する際の物理的な意味の相違をご教示願いたい。

(3) 795 ページ左欄下 1 行めに破断寿命 N_f は破

断時のき裂長さより a_0 (初期き裂長さ) の値に敏感と述べられている。式(16)や式(17)の式の形からだけではこのように判断される理由が必ずしも明らかではないものと考えられるが、判断理由をご教示願いたい。

〔回答〕 (1) 直径方向の変位はひずみゲージ形検出器 (島津ダイナストレイン) により検出した。その測定感度は、例えば、0.1 mm フルスケールに対してはその約 1% 程度である。なお、ときどき試験前に検定用マイクロメータを用いてこの検出器の検定を行っている。これにより、本研究で対象とした試験範囲内では、常に安定した変位制御低サイクル疲労試験が実施できたことを付言しておく。

(2) いうまでもなく ΔJ はひずみエネルギー密度とき裂長さに基づいて決定されるのに対し、 ΔK_e は全ひずみとき裂長さに基づいて評価されている。これが両者における相違点である。なお、 ΔK_e は、線形破壊力学的に得られる応力拡大係数に関する表現式中の応力を塑性ひずみを含めた全ひずみで置き換えている点、

また、き裂の開口変位をも含めた全ひずみで評価されている点に物理的なあいまいさが内包されているように考えられる。なお、後者に関して次のことを付け加えておく。本文中にも示されているように、図7および図8に示した中央貫通き裂に関する $da/dN-\Delta K_e$ 関係は $a/B \leq 0.3$ (a, B はき裂長さおよび試験片幅の半長) のき裂長さを有するき裂に関するものである。これ以上の寸法を有するき裂に関しては、 ΔK_e は da/dN を整理するための良好なパラメータとはなり得ない(付1)。

本研究では、表面微小き裂の場合には ΔK_e はき裂進展速度を評価するための有効なパラメータとなり得ることを示している。物理的意味はともかく、 ΔK_e は ΔJ に比して極めて簡単に求め得るのでより実用的なパラメータである利点を有している。

(3) 疲労寿命が a_f よりも a_0 の値に、より敏感に影響を受けることは式(16)および式(17)の形からも理解できると考えられる。

例えば、両式でこれに関する項はそれぞれ

$$\frac{a_f^{1-\beta} - a_0^{1-\beta}}{c_1(1-\beta)} \text{ および } \frac{a_f^{1-(\gamma/2)} - a_0^{1-(\gamma/2)}}{c_2(1-\frac{\gamma}{2})}$$

である。 $\beta=1.44$, $\gamma=2.73$, $a_0=8 \times 10^{-6}$ m および $a_f=8 \times 10^{-4}$ m とすると $a_0^{1-\beta}$ と $a_0^{1-(\gamma/2)}$ は $a_f^{1-\beta}$ および $a_f^{1-(\gamma/2)}$ に比して約1オーダー(10倍)程度大きい値とな

る。したがって、上述の二つの項は、ほぼ $a_0^{1-\beta}$ と $a_0^{1-(\gamma/2)}$ の値によって支配されることになる。このことはこれら二項の値は a_f の変動よりも a_0 の変動の影響をよりいっそう大きく受けることを意味する。

〔質問〕 星出敏彦〔京都大学工学部〕

破断寿命に占めるき裂発生寿命の比は必ずしも無視し得ない(特にS35C材では4割程度ある)にもかかわらず、そのき裂発生として定義されたき裂長さを初期値として用いた予測寿命が全疲労寿命 N_f に一致するという結論はどのように解釈すればよいのか。

〔回答〕 特にS35C材における疲労微小き裂の検出は、多数のすべり線が発生するためにかなり困難である。そのため、20~30 μm 程度のき裂発生繰返し数は図4に示されているき裂発生繰返し数より小さいと考えられる。このことについては本文中に記してあるとおりである。なお、疲労寿命の計算はS35C焼ならし材についても $l_0=20\sim30 \mu\text{m}$ とし実施されている。

図4によると、他の材料のき裂発生繰返し数比は $N_i/N_f \cong 0.15\sim0.20$ 程度である。 $N_i/N_f=0$ とみなすことにより(0.15~0.20) N_f 程度の疲労寿命を過小評価することになるが、この程度の繰返し数は疲労寿命のばらつきの範囲内であると考えている。

(付1) 幡中・藤満・渡辺, 機講論, No. 840-10 (昭59-10), 194.