

## 論 文

UDC 669.15'24'26'23-194 : 620.178.3 : 539.431

# SNCM 8 鋼の組合せ荷重疲れ試験下における き裂の発生と伝ば\*

田中 絃一\*\*・松岡 三郎\*\*\*・宮沢 和徳\*\*\*

## Initiation and Propagation of Microcracks in SNCM 8 Steel Fatigued under Combined Axial Loading and Torsion

Kohichi TANAKA, Saburo MATSUOKA, and Kazunori MIYAZAWA

## Synopsis:

The behavior of initiation and propagation of cracks on quench-tempered SNCM8 steel fatigued under combined axial loading and torsion was investigated in particular relation to the inhomogeneity of metallurgical structure. The main conclusions are as follows:

(1) An inhomogeneous structure was produced in the steel as a result of segregation of manganese and the lower hardness constituent of the structure determined the fatigue strength of the steel.

(2) The stage I cracks tended to form along the maximum shear stress plane and to be more localized in the lower hardness constituents as  $\tau_a/\sigma_a$ -ratio became higher, where  $\tau_a$  and  $\sigma_a$  were shear stress and axial stress amplitudes, respectively.

(3) The threshold amplitude of stress intensity for Mode I crack,  $K_{I\text{ath}}$ , was  $5.07 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  and that for Mode II crack,  $K_{II\text{ath}}$ , was  $12.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

(4) When  $\tau_a/\sigma_a \leq 1/\sqrt{3}$ , the specimens were fractured by the preferential propagation of Mode I crack originating from non-metallic inclusions. The critical length of Mode I propagating crack at the fatigue limit was observed to be about 0.1 mm. This agreed with an estimation by using the  $K_{I\text{ath}}$  value. When  $\tau_a/\sigma_a \geq \sqrt{3}$ , the fatigue limit corresponded to the critical stress amplitude below which plastic strain amplitude was hardly detectable macroscopically.

## 1. 緒 言

多軸応力下における疲れ挙動の研究は実用上、学問上重要な課題にもかかわらず資料も少なく疲れの研究のうちでは最もおくれた分野のひとつである。多軸応力下での疲れで解明すべき問題は多いが、特にき裂の発生場所、伝ば面、伝ば方向およびその速度に関する研究はその端緒についたばかりといえよう<sup>1)</sup>。疲れき裂はその成長段階で第1段階、第2段階とわけられ<sup>2)</sup>、形態でモードI、II、IIIの3型に大別される<sup>3)</sup>ことが一般に認められている。軸荷重試験の場合には発生時に迂り面に沿う第1段階き裂が現われるが、伝ばはI型の第2段階き裂で起こる<sup>2)</sup>。しかし、ねじり変形ではき裂成長は一般に試験片表面においてはII型、深さ方向にはIII型で起こり、き裂の成長過程を2段階に分離できない事が多いが<sup>1)</sup>、試験

条件によつては軸荷重試験の場合と同様な引張り型き裂に移行することもある<sup>4)</sup>。このような挙動は荷重が組合わさることにより複雑になり<sup>1)</sup>、さらに組織の異方性<sup>5)</sup>や介在物の分布形態<sup>6)</sup>などの影響を受ける。

筆者らは焼入れ焼戻した SNCM 8 鋼の中実と中実丸棒試験片を使い、引張り-圧縮(軸荷重)と繰返しねじりの組合せ荷重下での疲れ試験を行なつてきた。その試験方法や結果の詳細、その力学的解析結果についてはすでに報告したが、得られた結論をまとめると以下のようになつた<sup>7)8)9)</sup>。

(1) 組合せ荷重試験結果は既知の主な破壊条件説のうち Mises 説に従つて等価応力振幅  $\sigma_{\text{eq.}a} = (\sigma_a^2 + 3\tau_a^2)^{1/2}$  で整理すると最も一致した SN 曲線を得ることができた (Fig. 1)。ここで  $\sigma_a$  は軸荷重による軸応力振幅、 $\tau_a$  はねじりによるせん断応力振幅である。これらは試験片

\* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 11 月 21 日受付 (Received Nov. 21, 1977)

\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

\*\*\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

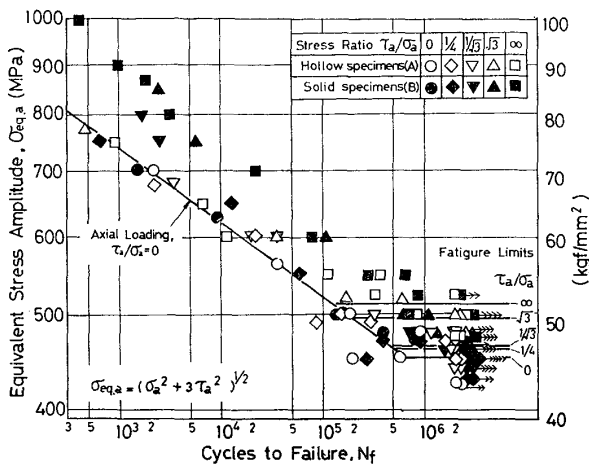


Fig. 1. SN curve for fatigue test on SNCM 8 steel under combined axial loading and torsion<sup>8)</sup>.

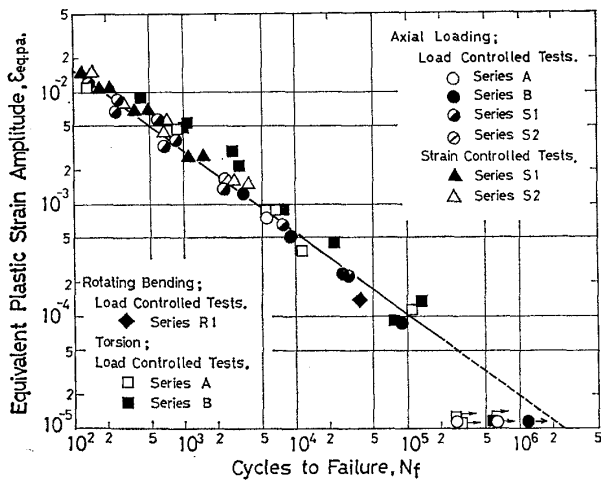


Fig. 2. Manson-Coffin plots.

表面における値として弾性計算で求めた。

(2) 時間強さは中空試験片 (A) の場合、組合せ応力比  $\tau_a/\sigma_a$  に依存せず 1 本の SN 曲線で表わせるが、中実試験片 (B) の場合  $\tau_a$  成分が大になるに従って強度は相対的に上がり、その傾向は  $\sigma_{eq,a}$  が大になるに従って強くなった (Fig. 1)。

(3) 疲れ限度は両試験片結果でほとんど差がなく、両者は同じ  $\tau_a/\sigma_a$  比依存性を示した。すなわち、 $\tau_a$  成分が大になるほど高くなり、ねじりによる疲れ限度は軸荷重試験のそれより約 13% 高い (Fig. 1)。

(4) 比較のために行なつた標準小型試験片による軸荷重 (S 1, S 2 試験片) および回転曲げ試験 (R 1 試験片) 結果の疲れ限度は、実質上差がなく、その代表値 (S 1 試験) は組合せ荷重試験片による軸荷重試験結果のそれより約 18% 高かつた (Table 2)。

(5) 軸荷重または回転曲げ試験を行なつた種々の試

験片表面で測定された塑性ひずみ振幅  $\epsilon_{pa}$  は寿命  $N_f$  との間に一致した Manson-Coffin 関係 (MC 関係) が成立し、ねじり試験した中空と中実試験片表面で測定されたせん断塑性ひずみ振幅  $\gamma_{pa}$  も Mises 説に従つて等価塑性ひずみ振幅  $\epsilon_{eq,pa} = \gamma_{pa}/a\sqrt{3}$  で換算すると  $N_f$  との間に同一の MC 関係が成立した (Fig. 2)。

(6) SN 曲線において、時間強さが試験片種類や試験形式に依存するのは繰返し応力ひずみ曲線 (C S S 曲線) がそれらに依存することによる。

本研究においては、上記の結果と金属学的組織ならびに微小き裂伝ば形態との対応を検討考察することを目的とし、主として次の 3 点を調べた。

(1) 組合せ荷重試験片と標準小型試験片はそれぞれ熱処理を施した直径 75 と 35 mm の棒材より機械加工して製作した。これらの試験片による試験結果は著しい強度差があつたが、これはいわゆる質量効果に基づく不完全焼入れ組織に起因する事を示唆した<sup>9)</sup>。この推測を光学顕微鏡による組織観察および微小硬度分布測定によつて確認する。

(2) 組合せ荷重試験したとき試験片表面に生ずる迂り帯または微小き裂 (第 I 段階き裂) の形態を  $\tau_a/\sigma_a$  比を変えて観察し、その結果と応力状態ならびに組織の異方性との関連を検討する。

(3) 疲れ限度が  $\tau_a/\sigma_a$  比に依存するのは (Fig. 1) き裂の伝ば過程がそれに依存するためと考えられる<sup>7)</sup>。中空試験片に開けた小穴より発生させたき裂を軸荷重とねじりでそれぞれ伝ばさせ、モード I 型と II 型のき裂伝ば速度を測定し、その速度および伝ば挙動の相違を明らかにし、それらを疲れ限度と関連させて論ずる。

## 2. 実験方法

### 2.1 試験材料、試験片、疲れ試験方法

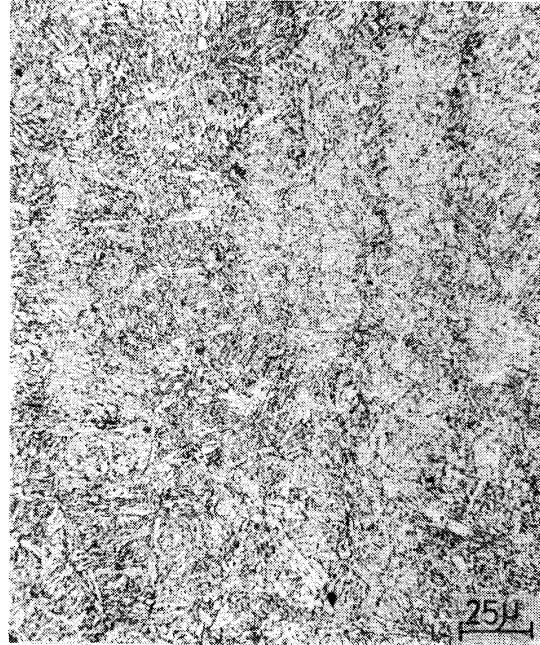
供試材は市販の SNCM 8 鋼で、同一チャージの直径 75 mm と 35 mm の熱処理圧延棒材として取得した。その取鍋分析による化学成分値は Table 1 に示した。熱処理は 845°C で 30 min 加熱後油焼入れし、600°C で 2 時間焼戻し後水焼入れした。組合せ荷重試験用の中空 (A) 試験片 (平行部外径 40mm, 内径 36mm, 長さ 60mm) と中実 (B) 試験片 (平行部外径 19mm, 長さ 28mm) は熱処理した 75mm 径の丸棒より機械加工した。比較試験に用いた標準小型試験片 (S 1 および R 1 試験片) は熱処理した 35mm 径の丸棒より製作した。棒径が 75mm と 35mm とでは当然焼入れ効果は異なり、両種試験片平行部における組織も異なってくるはずである。Photo. 1 に 75mm 棒材中心より 9.5mm の場

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SNCM8	0.40	0.25	0.63	0.029	0.020	0.13	1.68	0.63	0.18



(a) 75 mm dia. bar.



(b) 35 mm dia. bar.

Photo. 1. Microstructures at the longitudinal section of bars with different diameters. (Axial direction : vertical). Etched by 3% nital.

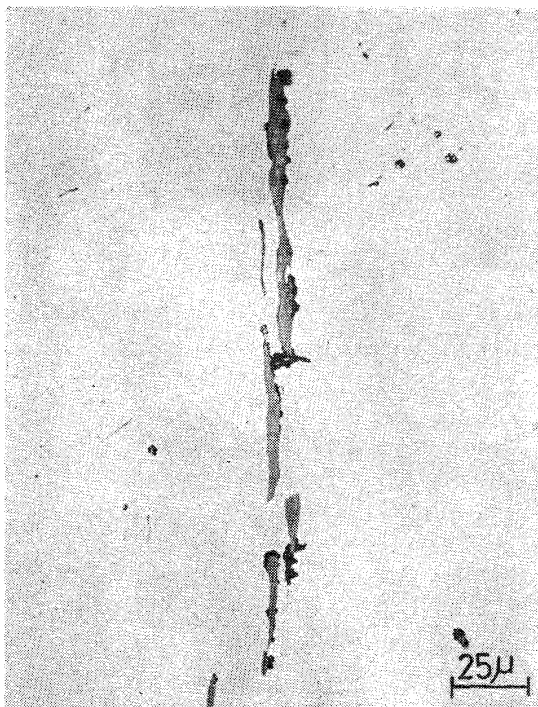


Photo. 2. Typical non-metallic inclusions contained in a 75 mm dia. bar.

る光学顕微鏡写真を示した。これらを比べると 35 mm 棒材の場合は中心部まで焼戻しマルテンサイト組織になっているが、75mm 棒材の場合はフェライト状の粗大組織も現われ、複雑な混合組織となっている。なお、後者の旧オーステナイト粒径は約 25~35  $\mu\text{m}$  であり、含有されていた非金属介在物は細長い針状の A 系介在物であった (Photo. 2)。

組合せ荷重疲れ試験は MTS 社製油圧サーボ式組合せ荷重試験機 (軸荷重  $\pm 0.3 \text{ MN}$ , ねじり  $\pm 5 \text{ kN}\cdot\text{m}$ ) を用い、荷重制御両振りで行なった。高繰返し数ならびに低繰返し数疲れ試験方法、CSS 曲線の決定方法などについては既述したので<sup>8)9)</sup>ここでは詳述しない。なお、本研究では追加的に繰返し数  $N$  が  $2 \times 10^6$  回以上で破断しなかつた 5 本の試験片の表面における履歴曲線を 3 軸ひずみゲージで測定した。

## 2.2 き裂の発生および伝ば挙動観察

微小き裂の発生成長挙動は電解研磨 (リン酸-クロム酸飽和溶液) した中空と中実試験片を用い、レプリカフィルムを利用して観察した。観察は主として  $\sigma_{eq,a} = 500 \text{ MPa}$  と  $650 \text{ MPa}$  の 2 応力水準を使い、 $\tau_a/\sigma_a$  比は 5 水準に変化させ、適当な繰返し数で試験を中断するこ

所 (B 試験片平行部表面に対応) と 35mm 棒材中心より 4mm の場所 (S 1 試験片平行部表面に対応) におけ

とよつて行つた。き裂伝ば試験は中空試験片を用い、それに開けた 0.5mm 径の貫通穴またはビッカース硬度圧痕より発生させたき裂の長さ  $N$  の関係を調べた。き裂長さの測定はレプリカフィルムを利用した。試験は軸荷重試験の場合は  $\sigma_{eq,a}=400$  MPa、ねじり試験の場合は  $\sigma_{eq,a}=400$  と 550 MPa の両振り一定荷重振幅試験 ( $R=-1$ ) で行なつた。そのうち 2 本の試験片については、軸荷重とねじりを適当な間隔で、交互に与え、それらの伝ば挙動の相違を調べた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 引張り試験および疲れ試験結果

A 試験片と S1 試験片による引張り試験結果を Table 2 にまとめた。ただし、試験は両試験片を直接使つて行わず、75mm と 35mm 棒材の両試験片平行部に対応する場所よりそれぞれ切り出した平行部径 8mm の JIS 14 号試験片を代用してインストロン試験機で行なつた。これらの代用試験片肩部で測定されたビッカース硬度 (30 kg) の平均値およびばらつき (標準偏差  $\pm 1s$ ) を Table 2 に記した。これらの結果は静的な機械的性質や硬度は両試験片間で数%の差しかなく、熱処理の質量効果の影響は見られない事を示す。

組合せ荷重疲れ試験によつて得られた SN 曲線 (Fig. 1)、CSS 曲線および MC 関係 (Fig. 2) についてはすでに報告した。<sup>8)9)</sup> A 試験片と S1 試験片により得られた軸荷重試験の繰返し降伏強さ  $\sigma_{yc}$  と疲れ限度  $\sigma_w$  を Table 2 に記した。 $\sigma_{yc}$  値は試験方法によつて異なり、多数試験片法 (Companion Specimens Test)<sup>10)</sup> で求めた結果は振幅変動試験法 (Incremental Step Test)<sup>10)</sup> で求めた結果より高い。いずれの方法によつても  $\sigma_{yc}$  値は静的降伏強さよりはるかに低く、本鋼は強い繰返し軟化をしている。また、A 試験片の結果は S1 試験片の結果より 10% 程度低く、質量効果に伴う組織変化は繰返し軟化挙動に強い影響を与えている\*。

Fig. 2 の実線は標準小型試験片による低繰返し数試

験結果を基に回帰した直線を外挿したものである。種々の試験形式で試験した時間強さ領域における  $\epsilon_{eq,pa} \cdot N_f$  の関係は実線の MC 関係に一致している。今回測定した  $N=2 \times 10^6$  回繰返して破壊しなかつた試験片においては、 $\epsilon_{eq,pa}$  は  $10^{-5}$  以下で測定誤差範囲内しか発生していなかつた。それらの測定結果も矢印付きの記号で  $\epsilon_{eq,pa}=10^{-5}$  線上に試験応力振幅を区別して異なる  $N_f$  の所に示した。この  $N_f$  値は Fig. 1 の SN 曲線またはその延長線上で試験応力振幅に対応する値をとつた。Fig. 1 を参照すると Fig. 2 の結果はねじりの疲れ限度以上の  $\sigma_{eq,a}$  で試験した場合に  $10^{-4}$  以上の  $\epsilon_{eq,pa}$  を生ずるが、それ以下の  $\sigma_{eq,a}$  の試験では  $\epsilon_{eq,pa}$  は実質上発生しないことを表わす。このことはねじりの場合に巨視的にある程度の迂り変形を起こす限界が疲れ限度を決定しているが、軸荷重試験の場合には、巨視的な迂り変形が実質上発生しない状態でも破壊が起こることを示す。

#### 3.2 き裂の発生および伝ば挙動

$\sigma_{eq,a}=500$  MPa で組合せ荷重試験をした (ねじりのみ  $\sigma_{eq,a}=550$  MPa で試験) 中実試験片で観察された第 1 段階き裂の形態ならびに破壊を導いたき裂を Photo. 3 に示す。これらは金蒸着したレプリカフィルムの光学顕微鏡写真である。この金蒸着は角度を付けずフィルム真上より行なつた。Photo. 3 において、試験片軸は垂直方向で各試験条件下における最大主応力振幅 ( $\sigma_1$ ) の方向および最大せん断応力振幅 ( $\tau_1$ ) が働く面は写真中に矢印および線で示した。なお、これらの指示線の長さはそれぞれの応力値に比例的に変化させた。試験はき裂長さが 2mm 以上になつた段階で打ち切り、その時の繰返し数を  $N_f$  とした。観察の結果によると  $\tau_a/\sigma_a$  比によらず  $N=10^4$  回ですでに固執迂りと考えられる模様が表われてくる。これらの迂り帯は繰返し数とともに長さが増し、 $N \approx N_f/2$  となるとそれらの増加度は飽和し、その一部は第 1 段階き裂となつていと推測される。これ以後の繰返しでは大部分の迂り帯またはき裂は写真上で濃

Table 2. Mechanical properties.

Specimen	$\sigma_y$ MPa	$\sigma_B$ MPa	$\sigma_f$ MPa	$\epsilon_t$ %	$\phi$ %	Hardness Hv	$\sigma_{yc}$ MPa	$\sigma_w$ MPa
Series A	970.9	1 076	1 731	16.9	57.8	332.1 $\pm$ 4.0	707* (692**)	452
Series S1	961.2	1 062	1 720	18.1	59.0	338.9 $\pm$ 3.3	778* (688**)	523

$\sigma_y$ : Monotonic 0.2% yield strength,  $\sigma_B$ : Ultimate tensile strength,  $\sigma_f$ : Fracture stress,  $\epsilon_t$ : Elongation,  $\phi$ : Reduction of area, Hv: Vickers hardness,  $\sigma_{yc}$ : Cyclic 0.2% yield strength,  $\sigma_w$ : Fatigue limit, \* Companions specimen test. \*\* Incremental step test.

\* 35 mm 棒材における質量効果の疲れ強さに与える影響を求めめるため、35 mm 棒材より機械加工荒仕上げ後熱処理した S2 試験片を作製した。その試験片による疲れ試験結果 (SN 曲線, CSS 曲線) は S1 試験片による結果と実質上の差はなかつた<sup>8)9)</sup>。

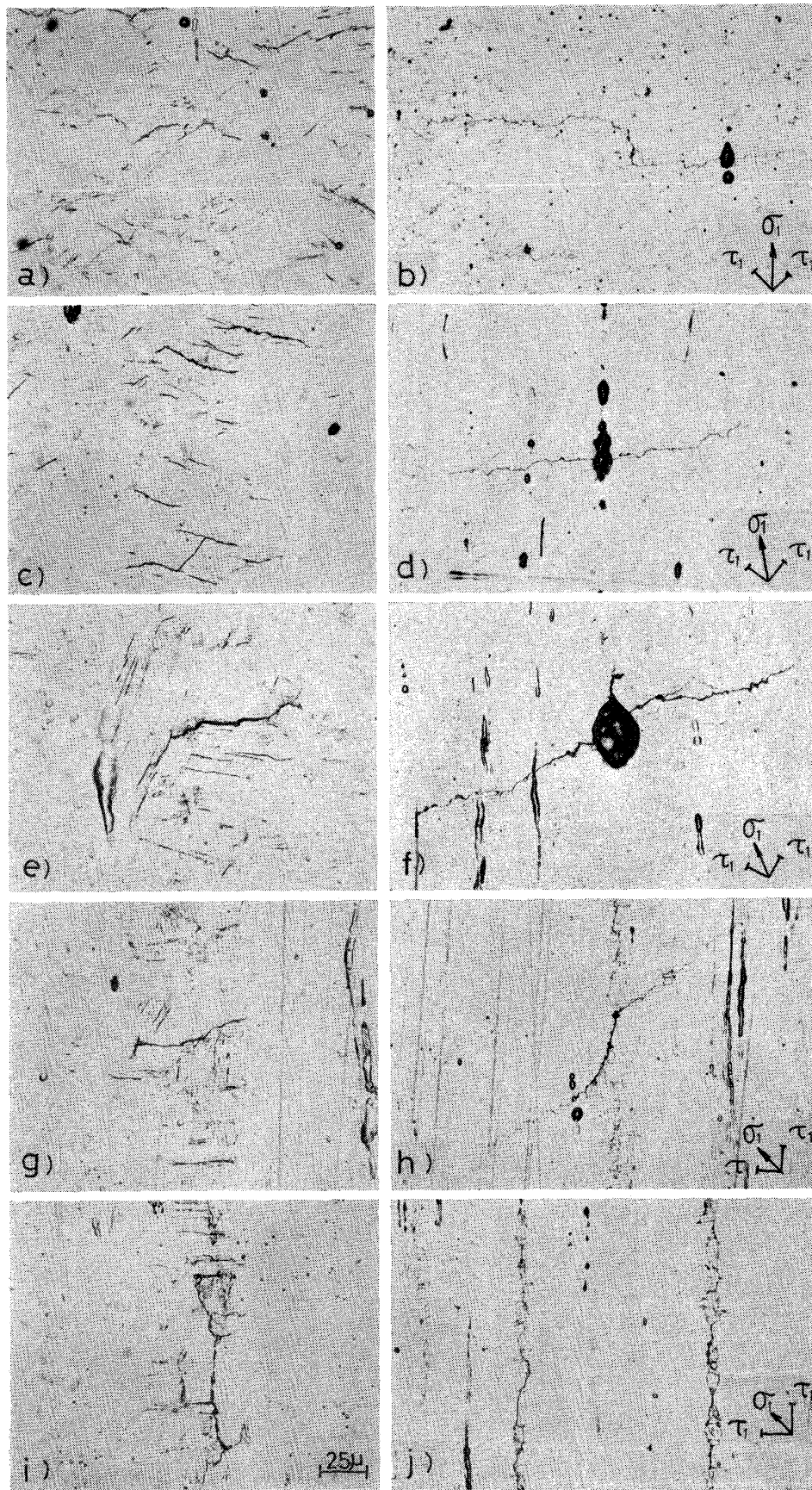
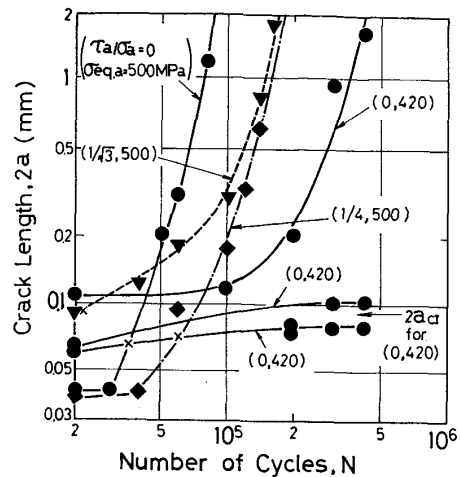


Photo. 3. Microcracks on specimen fatigued under combined axial loading and torsion. (Axial direction: vertical). (a), (b)  $\tau_a/\sigma_a=0$ ,  $\sigma_{eq,a}=500$  MPa,  $N=8 \times 10^4$  cycles; (c), (d)  $\tau_a/\sigma_a=1/4$ ,  $\sigma_{eq,a}=500$  MPa,  $N=1.4 \times 10^5$  cycles; (e), (f)  $\tau_a/\sigma_a=1/\sqrt{3}$ ,  $\sigma_{eq,a}=500$  MPa,  $N=1.4 \times 10^5$  cycles; (g), (h)  $\tau_a/\sigma_a=1/\sqrt{3}$ ,  $\sigma_{eq,a}=500$  MPa,  $N=4.2 \times 10^5$  cycles; (i), (j)  $\tau_a/\sigma_a=\infty$ ,  $\sigma_{eq,a}=550$  MPa,  $N=2 \times 10^5$  cycles.

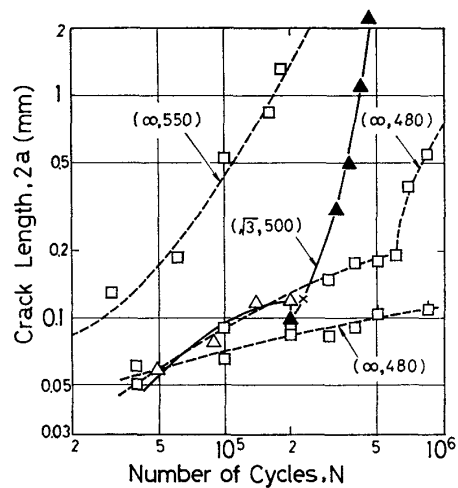
度を増すのみで停留し、一部のき裂のみが隣接のき裂と連結して成長するが、繰返し数とともにその成長するき裂数も減少する。このような状態の第1段階き裂の形態が Photo. 3. a), c), e), g), i) である。これらの写真で示したように微小き裂は  $\tau_a/\sigma_a$  比に依存して方向性があるとともにそれらの発生する場所に異方性がある。すなわち、軸荷重試験の場合にはき裂は写真に示した範囲ではほぼ一様に分布しているが、 $\tau_a$  が加わるときき裂は局在化し、試験片軸方向に平行な帯を成して分布するようになり、 $\tau_a$  成分が大になるに従ってその帯の幅が狭くなるとともに帯間の間隔が広くなってくる。以下において用語の混乱を避けるため第1段階き裂あるいはそれが連結しながら成長するせん断き裂をとくに迂り型き裂と呼び、後に定義するII型き裂と区別する。すなわち、この段階のき裂は迂り帯自体から形成されると考えられるからである。

試験片表面には Photo. 3 に示すような微小き裂が無数に存在しているが、その中で最も優先的に成長して、最終的な破壊に達するき裂の形態は  $\tau_a/\sigma_a$  比と  $\sigma_{eq,a}$  に依存して変化する。 $\sigma_{eq,a}=500\text{ MPa}$  の時、 $\tau_a/\sigma_a \leq 1/\sqrt{3}$  の場合表面欠陥（電解研磨の際にできた腐食孔）から発生したI型き裂が  $\sigma_1$  面に沿って伝ばした (Photo. 3 (b), (d), (f))。  $\tau_a/\sigma_a = \sqrt{3}$  の場合には  $\tau_1$  面に沿った迂り型き裂を起点として  $\sigma_1$  面沿ったI型き裂が発生伝ばし (Photo. 3 (h))、 $\tau_a/\sigma_a = \infty$  の場合には迂り型き裂が試験片軸方向に連結しながら伝ばして最終破壊に達した (Photo. 3 (j))。これらのき裂長さ、 $2a$ 、の繰返し数に伴う変化を Fig. 3 に示した。この図には疲れ限度以下の応力振幅で試験した2体の試験片上で観察されたき裂伝ば挙動も併せて示した ( $\tau_a/\sigma_a=0$ ;  $\sigma_{eq,a}=420\text{ MPa}$ ,  $\tau_a/\sigma_a=\infty$ ;  $\sigma_{eq,a}=480\text{ MPa}$ )。図中黒く塗りつぶした記号はI型き裂、白抜き記号は迂り型き裂の長さの測定点を表わし、それぞれ  $\tau_1$  に直角方向および  $\tau_1$  方向に投影した長さである。I型き裂の起点となつた腐食孔の孔型 ( $\sigma_1$  に直角方向) を  $N=2 \times 10^4$  回の所に示した。

Fig. 3 によると、 $\sigma_{eq,a}$  が疲れ限度以上の時 (500MPa) には、I型き裂は  $40\ \mu\text{m}$  の大きさの孔からも発生し、き裂長さが  $0.1\text{mm}$  を越えると加速的に成長する。迂り型き裂の成長はそれに比べると緩やかでおよそ  $N$  に比例的に長さを増加させる。疲れ限度以下の時には、I型き裂は  $0.1\text{mm}$  以上の大きさの欠陥から発生したき裂は伝ばするが、それ以下の大きさの欠陥から発生したき裂は停留する。迂り型き裂の場合はお互いの連結によつて、 $0.1\text{mm}$  程度の長さまで成長するがそれ以上は成長しな



(a)  $\tau_a/\sigma_a=0, 1/4, 1/\sqrt{3}$



(b)  $\tau_a/\sigma_a=\sqrt{3}, \infty$

Fig. 3. Crack length vs number of cycles on specimens tested in the vicinity of the fatigue limits under combined axial loading and torsion. Solid marks: tensile mode growth. Empty marks: shear mode growth.

いものがほとんどであった。なかには、そのような長さ  $0.1\text{mm}$  程度のき裂同士がさらに連結して  $0.5\text{mm}$  程度の長さまで成長したものもあつた。 $\sigma_{eq,a}=500\text{ MPa}$  で試験した  $\tau_a/\sigma_a=\sqrt{3}$  の場合はI型と迂り型き裂成長の折衷的な挙動を示す。すなわち迂り型き裂は  $0.1\text{mm}$  程度の長さになつて停留したが、それが起点となつてI型き裂が発生すると急速な成長を示した。 $\sigma_{eq,a}$  が疲れ限度よりかなり高くなると ( $650\text{ MPa}$ ) 迂り型き裂同士の連結による成長は容易になり、その成長速度はI型き裂の伝ば速度と同程度となる。とくに、 $\tau_a/\sigma_a=\sqrt{3}$  の場合には、I型き裂の発生は起らず、 $\tau_a/\sigma_a=\infty$  と同様な破壊形態を示した。

3.3 き裂伝ば速度

前節においては長さ 2 mm 以下の微小き裂の成長過程を示したが、この節では主としてそれ以上の長さをもつたき裂の伝ば速度を調べる。Photo. 4 にそのようなき裂伝ばの例を示す。このき裂は中空試験片表面上に付けたビッカース硬度圧痕より  $\sigma_{eq,a}=550$  MPa の軸荷重とねじりを交互に負荷して発生伝ばさせたものである。軸荷重で長さ  $2a=1.1$  mm まで成長したき裂にねじり振幅を  $N=2 \times 10^4$  回繰返し与えてもその先端が分岐するがそれ以上進展しない。次に  $1.3 \times 10^4$  回軸荷重試験をするとき裂は長さ  $2a=3.1$  mm に達する。さらにねじり試

験をすると今度はき裂は先端を分岐させながら、円周方向に沿って伝ばし、 $N=8 \times 10^3$  回の繰返しで長さ  $2a=3.1$  mm に達する。この最後の段階でのき裂の進展形態は迂り型き裂のように既存のき裂が連結し合つて伝ばするのでなく、き裂自体が独立にその先端に塑性域を形成しながら伝ばしていると考えられ、破面の形態も迂り面にだけ沿うのではなく引張り型も混在していると推測される。このような伝ば様式をとるせん断型き裂を本報では II 型き裂と定義する。Photo. 4 に示したように異なる伝ば挙動をする I 型と II 型のき裂の伝ば速度  $da/dN$  を種々の試験方法で求め、それぞれ見掛け上の応力拡大係数

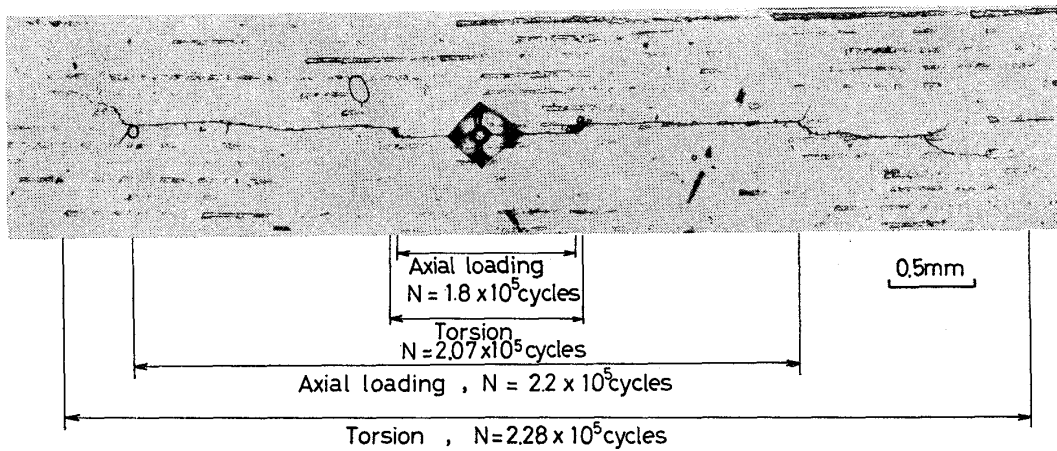


Photo. 4. Example of Mode II crack propagating circumferentially (Axial direction ; vertical).

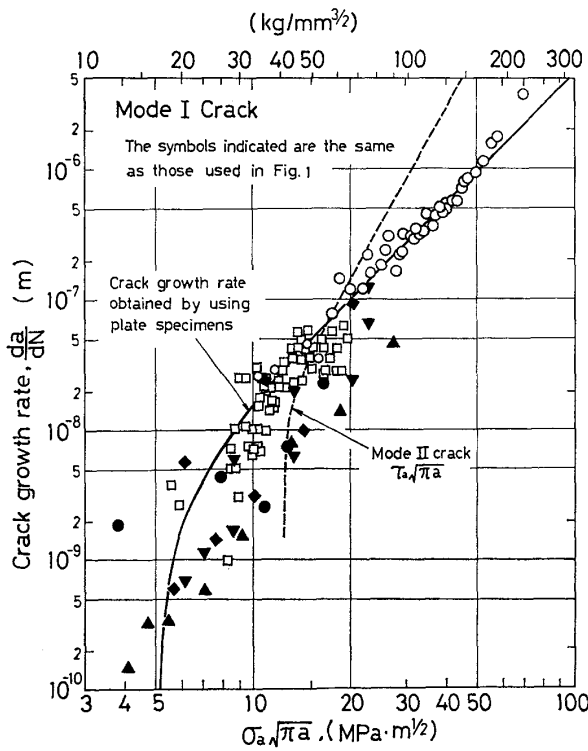


Fig. 4.  $(da/dN)$  vs  $\sigma_a \sqrt{\pi a}$  for Mode I crack.

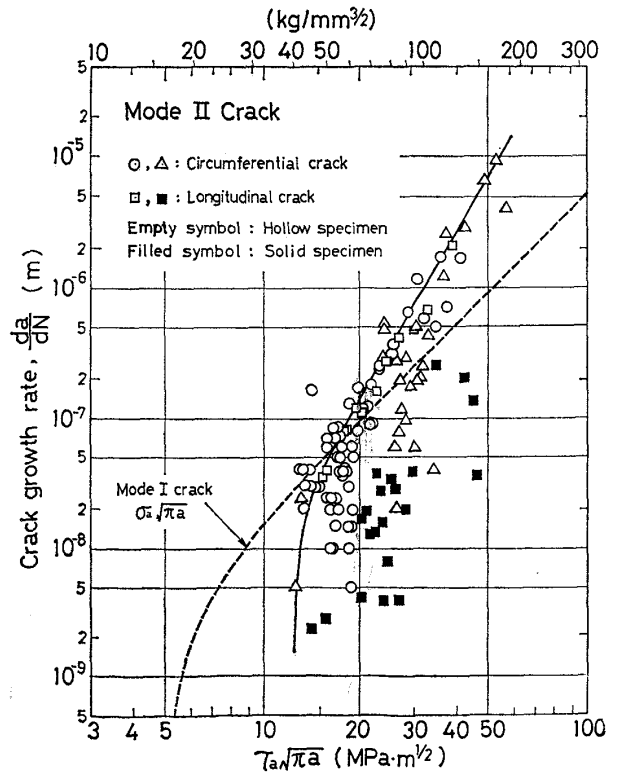


Fig. 5.  $(da/dN)$  vs  $\tau_a \sqrt{\pi a}$  for Mode II crack.

振幅  $K_{Ia} = \sigma_a \sqrt{\pi a}$  と  $K_{IIa} = \tau_a \sqrt{\pi a}$  で整理したのが Fig. 4 と 5 である. ここでき裂長さ  $2a$  は試験片表面において I 型き裂の場合には最大主応力面, II 型き裂の場合には最大せん断応力面にそれぞれ投影した長さをもつて定めた.

Fig. 4 において白抜きの記号は中空試験片によつて得たデータで, 丸印は軸荷重試験, 四角印はねじり試験の結果でいずれも 0.5 mm 径の円孔より発生させたき裂の伝ば速度である. なお, 後者のねじり試験の場合, き裂は試験片軸に対して 45° をなす面を I 型き裂として孔より発生し, 伝ばするが, 長さが 4 mm 程度に成長すると向きを少しずつ変え II 型き裂となる. Fig. 5 の同じ記号はこの II 型き裂の伝ば速度を表わす. Fig. 4 の黒く塗りつぶした記号は Fig. 3 に示した中実試験片の表面で種々の  $\tau_a/\sigma_a$  比の試験下でのき裂伝ば速度を表わす. Fig. 5 の白抜きの丸印と三角印は中空試験片の表面に付けた円孔と硬度圧痕 (Photo. 4) よりそれぞれ軸荷重試験でき裂を発生させた後ねじり試験することによつて意図的に円周方向に伝ばさせた II 型き裂の伝ば速度である.

#### 4. 考 察

##### 4.1 疲れ強さと不均質組織との関連

Photo. 1 に示したように 75 mm 棒材と 35 mm 棒材では熱処理による質量効果のために組織に差があつた. この差は Photo. 1 に示した両棒材の組織上で微小硬度 (ピッカース: 荷重 100 g) 分布を測定することによりさらに明瞭になる. すなわち, 35 mm 棒材の場合, 微小硬度  $H_V^M$  の平均値 ± 標準偏差は  $339.9 \pm 15.0$  であり, 75 mm 棒材ではそれは  $329 \pm 33.6$  となり, 後者のばらつきは, 前者のそれより 2 倍以上大きい. 両棒材とも,  $H_V^M$  値のばらつきは普通のピッカース硬度 (荷重 30 kg) 測定結果のばらつきに比べるとはるかに大きい (Table 2 参照). 微小硬度の圧痕の大きさは 20~30  $\mu\text{m}$  であつたが, この大きさは旧オーステナイト粒径に対応し,  $H_V^M$  値のばらつきが大きいのは組織も旧オーステナイト粒径程度の単位で変化し, 強度もばらつきがあることを示唆する. さらに 75 mm 棒材における微小硬度の分布は測定場所に強く依存する. Photo. 1 の組織は低倍率で観察すると Photo. 5 に示すように写真上に濃淡が表われ, 濃部と淡部は試験片軸に交互に 100~150  $\mu\text{m}$  の周期で出現している. この濃淡部と硬度の高低は明らかに対応している. すなわち, 濃部の平均硬度  $H_V^M = 367$ , 淡部のそれは 290 であつた. Photo. 5(b) の組織を X 線マイクロアナライザで炭素とマンガン含有量の分布状態を測定した結果は Photo. 5(c) であるが, 濃淡部は

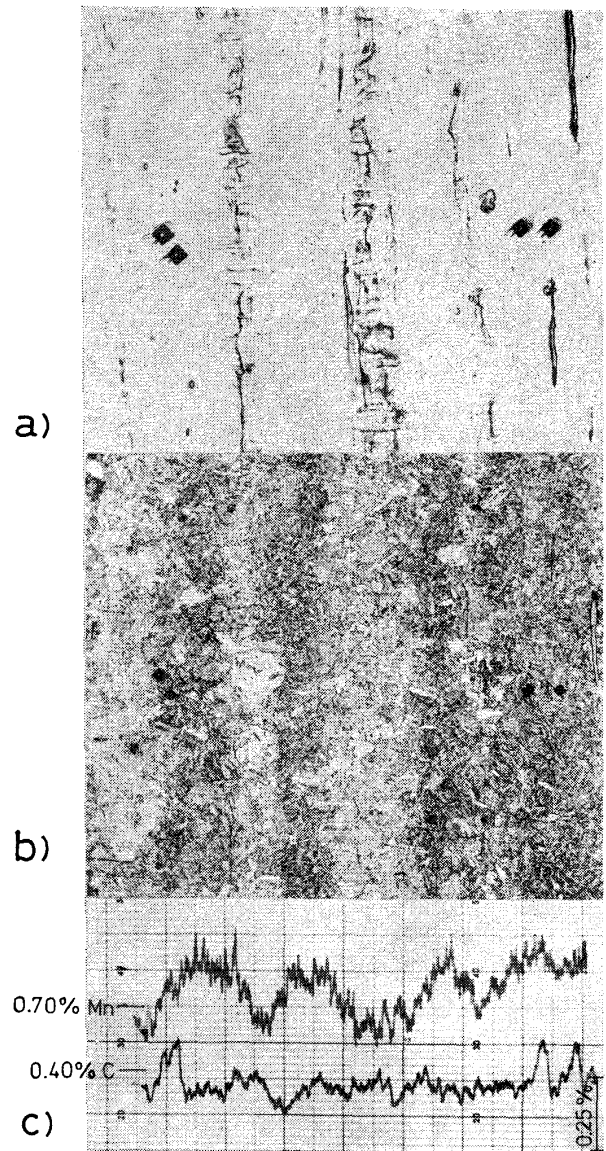


Photo. 5. The correspondence of inhomogeneous structure with the location of microcracks formed under torsional test at  $\sigma_{eq,a} = 650 \text{ MPa}$ . (Axial direction; vertical) (a) Microcracks (b) Microstructure (3% Nital-etched) (c) Distributions of Mn and C contents (X-ray microanalyser)

炭素よりはマンガンと強い対応関係がある. 35 mm 棒材の場合にもマンガンの偏析, 写真の濃淡が表われたが, その濃部の  $H_V^M$  値は 356, 淡部では 323 であつた. これと 75 mm 棒材の場合を比べると濃部の  $H_V^M$  値はむしろ後者の方が高いが淡部において著しい差がある.

Table 2 に示したように 75 mm 棒材と 35 mm 棒材よりそれぞれ作製した試験片間で静的強度やピッカース硬度には差がわずかしかないが繰返し変形挙動に差があることは, 静的強度は材料を構成する組織の平均的強度によつて定まるが, 繰返し変形強度はその最も弱い部



分の影響を強く受けるためと考えられる。西島<sup>11)</sup>は多数の強度の異なる鋼の回転曲げ疲れ試験を行ない、それらの  $\sigma_w$  値は  $H_v$  値に直線的に比例することを見出している。この事実を考慮すると今回の供試材の場合、組織の弱部(写真上の淡部)が疲れ限度を定めていると推測できる。すなわち 75 mm 棒材の場合は 35 mm 棒材の場合に比べると  $\sigma_w$  値は 13.6% 低下したが、 $H_v^M$  値の低下は 10.6% となりほぼ両者の値は見合っている。

ねじり試験のように迂り方向が一定で軟化現象が弱い組織のみを伝わって起こる可能性がある場合はき裂は局在化した場所に発生する。Photo. 5 (a) は  $\sigma_{eq,a}=650$  MPa でねじり試験した中実試験片表面の写真であるが、この表面を 0.1 mm 程度研磨した後腐食してその組織を観察すると (Photo. 5 (b)) き裂は明らかに硬度の低い帯状の淡部に発生している。このように試験した後の試験片表面をわずかに研磨して、 $H_v^M$  値を測定すると全体の平均で  $301.1 \pm 39.9$ 、濃部で 346、淡部で 256 となった。この結果と試験前の測定値を比較すると疲れ試験によつて全体的に  $H_v^M$  値は 8.5% 低下し、とくに濃部よりも (5.7%) 淡部 (11.7%) での低下が著しい。この事実は上記の推測を裏付けている。

#### 4.2 第 1 段階き裂形態の組合せ応力比依存性

Photo. 3 に示した第 1 段階き裂 (迂り型き裂) の試験片軸に対する方向および長さの分布を調べ、その結果を

Fig. 6 に示した。これらは Photo. 3 (a), (c), (e) (g) (i) で示したと同じそれぞれの試験片表面の任意の 3 カ所を選んで倍率 200 倍で撮影し、それらの写真上において 100 mm 四方の面内に存在したき裂の方向と長さを測定したものである。その際、折れ曲がつたき裂は独立のき裂がつながつたと見なし、折れ曲がりごとに分割して測定した。試験片の軸方向は Photo. 2 に示したような非金属介在物の方向と一致すると仮定して定めた。長さの測定限界は  $4 \mu\text{m}$  であつた。このようにして測定されたき裂の各角度における長さの平均値も同図に丸印で示したが、これらの値はき裂角度、 $\tau_a/\sigma_a$  比に関係なくほぼ  $10 \mu\text{m}$  となつた。このことは第 1 段階き裂の発生源である迂り帯の形成は旧オーステナイト粒径の 1/3 程度の微細組織を単位として行なわれることを示唆する。

Fig. 6 には最大主応力 ( $\sigma_1$ ) および最大せん断力 ( $\tau_1$ ) の働く面を指示した。軸荷重試験 ( $\tau_a/\sigma_a=0$ ) の場合はき裂のなす角度は軸に直角な方向に対して  $\pm 45^\circ$  の範囲にはほぼ均一に分布している。これはこの場合  $\tau_1$  面は試験片表面に直角な面で軸に対して  $45^\circ$  をなす面 (A 面)<sup>1)</sup>、Fig. 6 に指示した面) と半径方向に対して直角な面で軸に対して  $45^\circ$  をなす面 (B 面)<sup>1)</sup> の 2 種類が存在し、迂りはこの両面に近い面で起こる頻度が同等であるためと考えられる。 $\tau_a/\sigma_a=1/4$  の場合は  $\tau_a/\sigma_a=0$  の場合と似た挙動を示すが、 $\tau_a/\sigma_a \geq 1/\sqrt{3}$  となるとき裂の角度分布

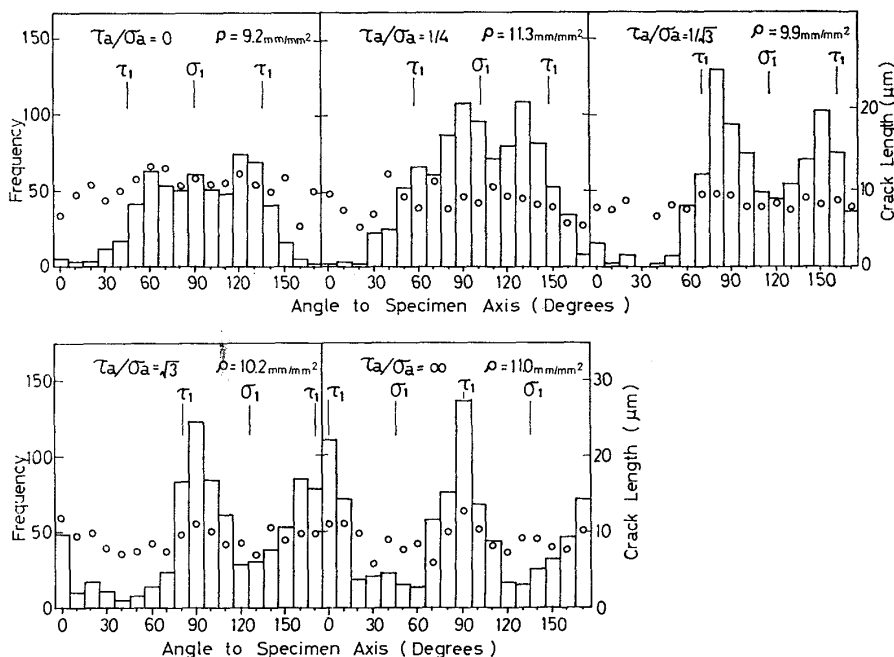


Fig. 6. Histograms showing the observed frequency of microcracks as a function of angle between cracks and the specimen axis. The circles indicate the mean values of crack length and  $\rho$  is the total length of cracks per unit area.

は  $\tau_1$  面 (A面) に沿った方向の頻度が多くなってくる。しかし、最大頻度を持つ角度は  $\sigma_a$  成分があると  $\tau_1$  面の角度とは完全に一致せず、 $\tau_a/\sigma_a=1/\sqrt{3}$  の場合にはそれより  $\sigma_1$  面より約  $10^\circ$  傾いた方向、 $\tau_a/\sigma_a=\sqrt{3}$  の場合には約  $8^\circ$  傾いた方向となり、 $\tau_a/\sigma_a=\infty$  の場合にはじめて両者が一致する。これらの事実および  $\tau_a/\sigma_a=0$  と  $1/4$  の場合にもき裂角度の分布が2つの  $\tau_1$  面に狭まれた方向のうち、 $\sigma_1$  面方向に圧倒的に片寄っている事実を考慮すると、第1段階き裂 (迂り型き裂) の成長にも最大主応力の影響のあることを示唆する。

Fig. 6 に示したき裂の頻度分布に各々の平均き裂長さを掛けて加算することにより、単位面積 ( $\text{mm}^2$ ) 当りの延べのき裂長さ  $\rho$  を計算した。その結果は同図内に記したが、 $\rho$  値は  $\tau_a/\sigma_a$  比に関係なく、ほぼ一定で  $9\sim 11 \text{ mm/mm}^2$  の値の範囲に入る。この事は  $\sigma_{\text{eq},a}$  値が同等なら試験片表面は同程度の疲れ損傷を受ける事を証明し、Mises 説に従うと異なる  $\tau_c/\sigma_a$  比の試験でも一致した CSS 曲線ならびに MC 関係が得られることに対応する。

### 4.3 き裂伝ばと疲れ限度

最初に Fig. 4 と 5 の I 型と II 型き裂の伝ば速度について考察する。Fig. 4 において実線の曲線は板状試験片により得た I 型き裂の  $da/dN-\Delta K_I$  関係 ( $R=0$ )<sup>12)</sup> を基に本実験の場合 ( $R=-1$ ) の  $da/dN-K_{Ia}$  関係を応力拡大係数範囲の下限値  $\Delta K_{Ith}$  を考慮して太田の式<sup>13)</sup> を使い推定したもので次式で与えられる。

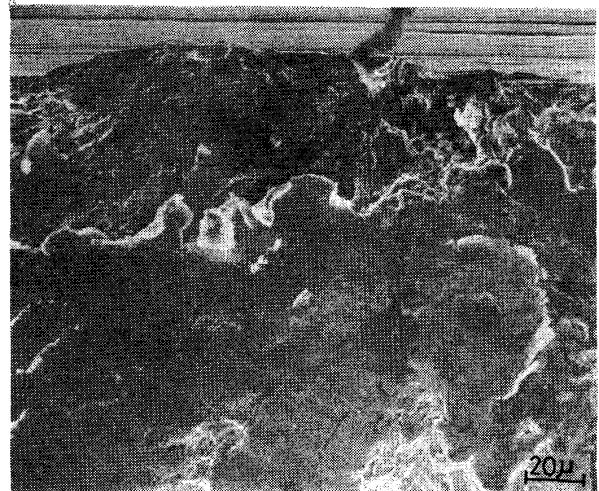
$$da/dN=5.94 \times 10^{-11} [K_{Ia}^{2.48} - 5.07^{2.48}] \dots (1)$$

ここで  $K_{Ia}(=\sigma_a/\sqrt{\pi a})$  は I 型応力拡大係数振幅で単位は  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $a$  の単位は m である。なお、(1) 式の算出に際し、太田の式<sup>13)</sup> に表われる常数  $\gamma$  は 0.71 と置き片振り試験の  $\Delta K_{Ith}$  値は  $6.20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  とした<sup>14)</sup>。本実験結果は  $K_{Ia}$  値の高い領域では (1) 式とよく一致しておりその低い領域ではデータのばらつきはあるが一般的な傾向は (1) 式で表わされる。

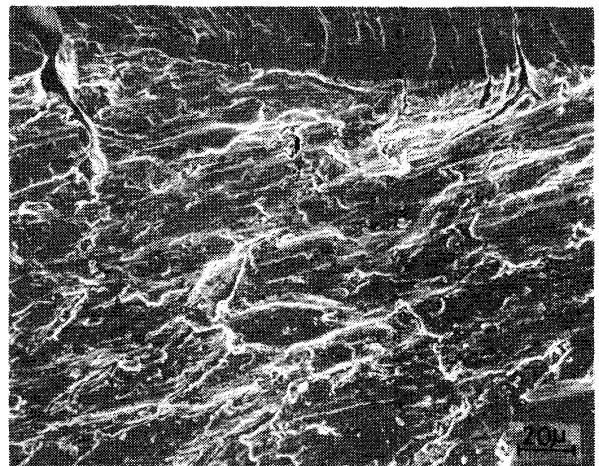
Fig. 5 の II 型き裂伝ばのデータはばらつきが多いが、図中の目視で引いた曲線はデータの上限の傾向を示している。中空試験片上におけるき裂は長手方向に進展する場合も円周方向に進展する場合もその伝ば速度には大差ない。中実試験片上の伝ば速度は中空試験片のそれより  $2\sim 3$  倍程度遅い。これは中実試験片では半径方向に応力勾配があり、その方向の伝ばが律速となつていと推測される。図中の実線によると、II 型き裂の伝ばが開始する応力拡大係数振幅  $K_{IIa}(=\tau_a/\sqrt{\pi a})$  の下限値  $K_{IIath}$  は  $12.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  となり、I 型き裂伝ば開始の  $K_{Iath}$  は (1) 式に示したように  $5.07 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であるから、

$2.6$  倍も高い。しかし、Fig. 5 の伝ば曲線の直線域の勾配 ( $\approx 4.19$ ) は高いのでき裂が伝ば開始するとその速度は大きい。このような II 型き裂の伝ば曲線の型は降伏強さの低い鋼 (SS 41 鋼) の I 型き裂伝ば曲線<sup>12)</sup> の型に似ていることは興味深い。

Fig. 5 と 6 で定義した  $K_{Ia}(=\sigma_a/\sqrt{\pi a})$  および  $K_{IIa}(=\tau_a/\sqrt{\pi a})$  は弾性的に正確に計算された応力拡大係数とはいえ、それらの下限値も、厳密な求め方をされていない。しかし、これらより求めた結果を使つても近似的な解析は可能であると考えられる。そこで上記の  $K_{Iath}$  値と  $K_{IIath}$  値を使つて、Fig. 3 のき裂伝ば挙動の解析を試みる。Fig. 3 (a) の I 型き裂の場合、 $\sigma_1$  面に投影したき裂の  $K_{Ia}$  値 ( $=\sigma_1/\sqrt{\pi a}$ ) が  $K_{Iath}$  を越えると伝ばを開始するはずである。この条件を満足する限界き裂長さを  $(2a_c)_I$  を上記の  $K_{Iath}$  値を用いて計算し、その結果を図中に  $\times$  印で示した。Fig. 3 (a) のき裂伝ば曲線はき裂長さが  $(2a_c)_I$  を越えると急激に伝ばを開始し、そ



a)



b)

Photo. 6. Fractographs of hollow specimens tested under axial loading (a) and torsion (b) at  $\sigma_{\text{eq},a}=550 \text{ MPa}$ .

の後の伝ば速度は  $\tau_a/\sigma_a$  比が小になり、 $\sigma_1$  値が大になるにしたがつて速くなっている。き裂の起点となる欠陥の大きさが  $(2a_c)_I$  以下の時にはき裂伝ば開始までにある期間を要するが、それが  $(2a_c)_I$  以上の時にはその期間はほとんどない。この傾向は疲れ限度以下の  $\sigma_{eq,a}$  値の時さらに顕著になる。すなわち、 $\sigma_{eq,a}=420$  MPa で軸荷重試験した結果は  $(2a_c)_I=93 \mu\text{m}$  以上の大きさの欠陥から発生したき裂は伝ばしたが、それ以下の大きさの欠陥から発生したき裂はおよそ  $(2a_c)_I$  程度伝ばして停留した。

ねじり試験の場合 II 型き裂の伝ば開始の条件は  $\tau_1/\sqrt{\pi a} \geq K_{Iath}$  と仮定すると  $\sigma_{eq,a}=550$  MPa の時  $(2a_c)_{II} \approx 1$  mm となる。Fig. 3 (b) に示したせん断き裂は迂り型き裂でありその成長挙動を示している。このようなき裂は 1 mm 以上に成長すると II 型き裂に移行するはずであるが I 型き裂の場合のように急激な速度の変化はなく、迂り型き裂の合体を繰返した。しかし、破面の観察によると破壊起点の 1 mm 以内の部分ほとくに摩擦されて黒くなっており、その外の範囲とは異なっている。Photo. 6 はそのような破面の試験片表面付近の走査型電顕写真であるが、破面は強くこすれて塑性変形していることがわかる。このように II 型き裂においては伝ばの際にき裂面に強い摩擦が起こるため、き裂先端に十分な応力集中が起こらず、実際にき裂伝ばに有効な  $K_{IIa}$  値、 $(K_{IIa})_{eff}$  は弾性的に計算された値よりはるかに低くなっていると考えられる。すなわち、き裂面に働く摩擦力を  $\tau_0$  とすると、

$$(K_{IIa})_{eff} = (\tau_a - \tau_0) / \sqrt{\pi a} \dots \dots \dots (2)$$

と表わされる。 $\tau_0$  は主としてき裂面の幾何学的形状によつて定まるので、 $\tau_a$  には強く依存しないと仮定できる。 $\tau_a \ll \sigma_{yc} / \sqrt{3}$  ではおそらく  $\tau_a \approx \tau_0$  であるため、伝ばを起こすためには  $a$  が大きくなる必要があり、見掛け上  $K_{Iath} = \tau_a / \sqrt{\pi a}$  値は上つてくると考えられる。逆に、 $\tau_a \approx \tau_{yc}$  であると  $\tau_a \gg \tau_0$  となるから、(2) 式は  $(K_{IIa})_{eff} \approx K_{IIa}$  となるはずである。このことは  $\tau_a$  は  $\tau_{yc}$  に近づくと II 型き裂伝ばは容易となり、I 型き裂と同程度の伝ば速度となると予想される。この推測は Fig. 1 の SN 曲線が  $\sigma_{eq,a}$  が大になると  $\tau_a/\sigma_a=0$  と  $\infty$  が一致している事実を説明する。

$\tau_a/\sigma_a = \sqrt{3}$  の時には方向が試験片軸方向に対して傾いているため、軸方向に迂り型き裂の連結は起こらず (Photo. 3 (h))、長さが  $(2a) = 0.1$  mm 程度に成長して停留した。このようなき裂から I 型き裂が発生し伝ばするが、その伝ば開始は Fig. 3 (b) に × 印で示したごとく  $\sigma_1/\sqrt{\pi a} = K_{Iath}$  の条件で起こっている。

以上の議論より組合せ荷重試験下の疲れ限度の  $\tau_a/\sigma_a$  比依存性は次のように説明できる。 $\tau_a/\sigma_a \geq \sqrt{3}$  の場合には迂り型き裂が直接 I 型き裂あるいは II 型き裂の起点となつて破壊が起こる。これらのき裂の伝ば開始の限界き裂長さは I 型の場合は 0.1 mm、II 型の場合は 1 mm 程度である。この程度の長さの迂り型き裂の形成には、迂りに伴うき裂 (平均長さ 10  $\mu\text{m}$  程度の第 1 段階き裂: Fig. 6 参照) の連結が必要である。そのため塑性ひずみ量が密接に関連し、疲れ限度は巨視的な塑性ひずみ振幅の発生限界によつて定まり、Fig. 2 によるとその限界の  $\epsilon_{eq,pa}$  値は  $10^{-4}$  程度であつた。 $\tau_a/\sigma_a = \infty$  の場合、 $(2a_c)_{II} \approx 1$  mm でとくに多数の迂り型き裂の伝ばが必要である。このき裂の連結はお互いにき裂同士が隣接して存在する必要があるが、そのため迂り型き裂の伝ば方向は金属組織の異方性と密接な関連をもち、試験片軸方向に沿つた組織むらと対応して伝ばした。 $\tau_a/\sigma_a \leq 1/\sqrt{3}$  の場合には、疲れ限度は I 型き裂の伝ば限界によつて定まる。 $K_{Iath}$  値より推定した限界き裂長さ  $(2a_c)_I$  は 80 ~ 100  $\mu\text{m}$  であつた。I 型き裂の起点は Photo. 6 (a) に示したように直径 40  $\mu\text{m}$  程度の欠陥であつた (Photo. 2 に示したような非金属介在物が密集したところと推測される)。このような欠陥のまわりに発生した第 1 段階き裂は介在物の両側に各 30  $\mu\text{m}$  (旧オーステナイト粒径) 位の長さに成長することによつて  $(2a_c)_I$  に達する。この第 1 段階き裂の成長の過程で繰返し応力ひずみ挙動が影響してくると考えられる。

## 5. 結 論

引張り-圧縮と繰返しねじりの組合せ荷重疲れ試験を焼入れ焼戻した SNCM 8 鋼を使つて行なつたが<sup>7)8)9)</sup> その組合せ荷重疲れ強さと金属学的組織ならびに微小き裂の発生と伝ば挙動との関係を検討した。得られた主たる結論は次の通りである。

(1) 試験片は熱処理した 75 mm 径棒材より製作したが、その平行部の組織には不完全焼入れに伴う組織むらを生じた。その組織むらはマンガンの偏析に対応して現われ、かつ微小硬度の高低に対応したが疲れ強さは硬度の低い弱い方の強さで定まつた。

(2) 第 1 段階き裂の方向は  $\tau_a/\sigma_a$  比 ( $\tau_a$ : せん断応力振幅,  $\sigma_a$ : 軸応力振幅) が大になるにしたがつて、最大せん断応力方向に向いてきた。第 1 段階き裂の平均長さは  $\tau_a/\sigma_a$  比に関係なくほぼ 10  $\mu\text{m}$  であつた。

(3) 第 1 段階き裂の分布は組織むらと密接に関連し  $\tau_a/\sigma_a$  比が大になるにしたがつて局在化し、ねじり試験の場合には試験片軸方向に連結したき裂となつた。

(4) I型き裂の応力拡大係数振幅の下限值 $K_{Icth}$ は $5.07 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , II型き裂のそれ,  $K_{IIcth}$ , は $12.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となつた. 後者の値が高いのはき裂面に働く摩擦力が大であるためである.

(5) 疲れ限度は $\tau_a/\sigma_a \leq 1/\sqrt{3}$ の時には, 非金属介在物から発生したI型き裂伝ば開始の条件によつて定まり, その限界き裂長さ $(2a_c)_I$ はほぼ $0.1 \text{ mm}$ となり,  $K_{Icth}$ 値を使つた推定値と良く一致した. 一方,  $\tau_a/\sigma_a \geq 1/\sqrt{3}$ は迂り型のせん断き裂より発生したI型き裂( $\tau_a/\sigma_a = 1/\sqrt{3}$ )またはII型き裂( $\tau_a/\sigma_a = \infty$ )の伝ばによつて破壊した. したがつて, 疲れ限度は迂り型き裂の発生限界である. 巨視的塑性ひずみ振幅の発生限界により定まつた. なお, II型き裂の伝ば開始の限界き裂長さ $(2a_c)_{II}$ はI型き裂のそれよりほぼ1桁大きかつた.

#### 文 献

- 1) M. W. BROWN and K. J. MILLER: Proc. Inst. Mech. Eng., 187 (1973), p. 745
- 2) P. J. E. FORSYTH: Proc. Crack Propagation Symp., Cranfield, England, (1961), p. 76
- 3) P. C. PARIS and G. C. SIH: ASTM STP, 381 (1970), p. 30
- 4) A. OTUKA, K. MORI, and T. MIYATA: Engng. Fract. Mech., 7 (1975), p. 429
- 5) 大路清嗣, 小倉敬二, 原田昭治, 橋本 保: 日本機械学会論文集, 42 (1976), p. 649
- 6) 鹿毛正治, 西谷弘信: 日本機械学会講演論文集, No. 760-13, (1976), p. 142
- 7) K. TANAKA and S. MATSUOKA: Proc. 4th Int. Conf. on Fracture, 2 (1977), p. 1161
- 8) 田中紘一, 松岡三郎, 西島 敏: 日本機械学会講演論文集 (論文講演), No. 780-2, (1978), p. 189
- 9) 田中紘一, 松岡三郎, 宮沢和徳: 同上, No. 780-2, (1978), p. 197
- 10) R. W. LANDGRAF, JoDean MORROW and T. MORROW: J. Materials, 4 (1969), p. 176
- 11) 西島 敏: 未発表資料 (金材技研データシート)
- 12) K. TANAKA and S. MATSUOKA: Int. J. Fracture, 13 (1977), p. 563
- 13) A. OHTA and E. SASAKI: Engng. Fracture, Mech, 9 (1977), p. 307
- 14) 小林英男: 第10回シンポジウム講演論文集, 日本機械学会, (1976), p. 1