高強度鋼の遅れ破壊における表面き裂進展†

土田 栄一郎* 湊 雅彦** 小林 英男***
松尾 政弘****小玉 正雄

Surface Crack Growth in Delayed Fracture of AISI 4340 Steel

by

Eiichiro TSUCHIDA

(Faculty of Engineering, Saitama University, Urawa)

Masahiko MINATO

(Hokkai Seikan Ltd., Iwatsuki)

Hideo KOBAYASHI

(Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Tokyo)

Masahiro MATSUO

(Faculty of Education, Saitama University, Urawa)

and Masao KODAMA

Fracture mechanics studies on delayed fracture have been done extensively, but they are mainly concerned in a through crack in CT or WOL specimens and little concerned in a three dimensional surface crack. The surface cracks are often seen in actual structures. In the present work, surface crack growth in delayed fracture in tap water with cathodic charging has been examined by using the bend type specimens of AISI 4340 steels (JIS SNCM 439) tempered at 200°C and 400°C. The results obtained are summarized as follows;

(1) The shape of growing surface crack is semi-elliptic. Here, the crack length takes a maximum value at a little inside of the specimen surface. Comparing the shape of the delayed crack with the one of the fatigue crack, both are nearly the same for the material tempered at 400°C, but the shape of the delayed crack becomes flatter than the fatigue crack for the material tempered at 200°C. The reason should be attributed to the fact that the material tempered at 200°C is more sensitive to hydrogen than the one tempered at 400°C.

(2) Reflecting the result of (1), for the material tempered at 200°C, the crack growth rate in the direction of surface, db/dt , shows a higher value than the one in the direction of depth, da/dt .

(3) The values of delayed fracture toughness, K_{dc} , in the region of fast fracture and of threshold stress intensity factor in crack growth, K_{sc} , are lower in the case of surface crack than in the case of through crack.

(Received Aug. 25, 1982)

キー・ワード：遅れ破壊，破壊力学，表面き裂，高強度鋼

1 緒 言

従来の遅れ破壊の破壊力学的研究はコンパクト試験片のような貫通した二次元き裂に対するものがほとんどであり，実際の構造物に多い表面き裂のような三次元き裂に対する研究は行われていない．そこで本研究では，表面欠陥を有する厚肉鋼板に曲げ荷重を加え，水中で陰極電解法による水素チャージを行うことにより，表面き裂の進展とき裂形状の変化を観察し，破壊

力学ならびにフラクトグラフィ的に検討を行った．

実験には，代表的な高強度鋼 SNCM 439 を用いた．

2 材料および実験方法

実験に供した材料は，850℃×30 min 保持，油焼入れ，(200 および 400℃)×90 min 保持，水冷焼もどしの熱処理を施した Ni-Cr-Mo 鋼 (SNCM 439) であり，その化学成分および機械的性質を Table I, II に示す．使用した試験片を Fig.1 に示す．試験片表面の中央に初期欠陥として半球ピット (ピット半径 $\rho = 1$ および 2 mm) を附し，シェンク式繰返し曲げ疲労試験機 (20 kgf-m) を用いて両振りで疲労き裂を入

† 原稿受理 昭和57年8月25日

* 正 会 員 埼玉大学工学部 浦和市下大久保

** 北海製缶(株) 岩槻市鹿室

*** 正 会 員 東京工業大学工学部 目黒区大岡山

**** 正 会 員 埼玉大学教育学部 浦和市下大久保

Table I. Chemical composition (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.36	0.29	0.73	0.017	0.017	0.06	1.73	0.79	0.19

Table II. Mechanical properties.

Tem- pering temp. (°C)	σ_{ys} (kgf/ mm ²)	σ_B (kgf/ mm ²)	ϕ (%)	H_{RC}	K_{Ic} (kgf/ mm ^{3/2})
200	166	183	12.5	51.4	143
400	142	151	14.8	44.8	182

Fig. 1. Test specimen (dimensions are in mm).

れた。疲労予き裂の表面長さ $2b$ は、ピット直径 2ρ の2倍程度である。

試験に先立って、無負荷状態で水道水を用いた陰極電解法により 5 mA/cm^2 の電流密度でおよそ700時間にわたって水素チャージした。試験はねじり試験機 ($50\text{ kgf}\cdot\text{m}$) に取り付け水槽内で曲げ荷重を負荷し、連続して水素チャージしながら行った。フラクトグラフィ的観察は Cr ショドウイングしたプラスチック・

カーボンの2段レプリカ法によった。

3 実験結果および検討

3・1 定荷重遅れ破壊試験

3・1・1 き裂形状 Fig. 2 は定荷重遅れ破壊試験において、所定のき裂長さで試験を中断し、疲労試験機で繰返し曲げ荷重を加えて破断させた場合の $\rho=2\text{ mm}$ の破面である。ただし、最下段の破面は遅れ破壊で急速破断した結果である。

$\rho=2\text{ mm}$ の場合、疲労予き裂は左右のピット縁から発生・進展するが、ピット底では合体していない。この疲労予き裂から遅れ破壊き裂が発生し、それぞれ独自に進展して行き、しだいにピット底で接近し半球ピットをおおうようになる。そして、200℃焼もどし材ではき裂長さが $2b=20\text{ mm}$ 前後、400℃焼もどし材では $2b=15\text{ mm}$ 前後になるとピット底で左右からのき裂が合体する。この左右のき裂が同一面で進展することはほとんどなく、合体の際には進展方向を変え階段状の破面となる。その後一体となったき裂は形状を整え、半だ円形状で進展し、急速破壊にいたる。 $\rho=1\text{ mm}$ の場合、疲労予き裂長さが $2b=4\text{ mm}$ 以下では $\rho=2\text{ mm}$ の場合と同様であるが、 $2b=4\sim 5\text{ mm}$ 以上では既にピット底でき裂が合体している。したがって遅れ破壊き裂は最初から半だ円形状で進展し、急速破壊にいたる。なお表面近傍でき裂が湾曲するため、 $2b$ は表面より若干内部において最大値を示す。Fig. 3 に実験で観察される半だ円き裂に対する評価方法を示す。上述したき裂長さは、き裂がピット底をおおう以前は $2b=b_1'+b_2'$ 、以後は $2b=b_1+b_2$ である。き裂深さ a

Fig. 2. Change of the shape of crack ($\rho=2\text{ mm}$).

Fig. 3. Method of estimation for propagating surface crack emanating from surface defect.

はいずれの場合も最大値を採用した。

$\rho=2$ および 1 mm の場合について、疲労破断させた試験片より得られたき裂深さ a - 表面長さ $2b$ 関係を、それぞれ Fig. 4 (a) および (b) に示す。Fig. 4 (a) の場合、一点鎖線は同一試験片の両振り曲げ疲労試験における表面き裂形状の結果である。 $\rho=2\text{ mm}$ の場合、 200°C 焼もどし材の a の増加率は $2b \leq 10 \sim 12\text{ mm}$ までは小さく、その後次第に大きくなり、 $2b \geq 20\text{ mm}$ ではほぼ一定となる。 400°C 焼もどし材の a の増加率は $2b = 10 \sim 12\text{ mm}$ までは大きく、その後はほぼ一定となり、 $2b \geq 30\text{ mm}$ を越えるとわずかに小さくなる。いずれ

Fig. 4. Relation between crack depth a and surface crack length b .

にせよピット底で左右からのき裂が合体し、形状を整えるときに、 a の増加率がほぼ一定となる。つぎに疲労き裂の場合と比較する。 400°C 焼もどし材ではき裂形状にあまり差がみられない。しかしながら、 200°C 焼もどし材では $2b = 30\text{ mm}$ までは遅れ破壊き裂の方が a の値が小さい。これは 400°C 焼もどし材に比べて 200°C 焼もどし材の方が強度レベルが高く、遅れ破壊に敏感であり、表面で水素の影響を強く受け、深さ方向より表面方向の方がき裂進展速度が大きくなるためと考えられる。表面で水素の影響を強く受けることに関連して、環境が水道水なので、水素濃度分布に不均一が生じている可能性がある。今後の検討課題としたい。 $\rho=1\text{ mm}$ の場合には、 $\rho=2\text{ mm}$ 、 400°C 焼もどし材と同じ傾向である。また Fig. 4 (a) および (b) を比較すれば、ピット半径 ρ の影響が認められ、同じ a に対して、 $2b$ は $\rho=2\text{ mm}$ の方が $\rho=1\text{ mm}$ の場合より小さい。Fig. 5 はき裂の形状比 a/b と深さ比 a/h の関係である。ただし、 h は試験片厚さである。図中の実線は疲労き裂に関する川原の式であり

$$a/b = 1.05 - a/h \quad (1)$$

で与えられる。

Fig. 5. Relation between shape ratio a/b and depth ratio a/h .

$\rho=2\text{ mm}$ 、 200°C 焼もどし材を除いて、 a/b は a/h の増加とともに単調に減少している。ただし、 $a/h = 0.6$ を越えると減少率が小さくなり、 a/b は一定値に近づく。 $\rho=2\text{ mm}$ 、 200°C 焼もどし材の a/b は $a/h = 0.3 \sim 0.4$ の間で急激に減少し、 $a/h = 0.4$ を越えると一定になる。この著しい減少は遅れ破壊に敏感なためである。川原の式と比較すると、 $a/h = 0.5$ 以下では定性的には一致する。その後は遅れき裂の形状比が一定になるのに対し、疲労き裂の形状比は減少し続ける。すなわち、急速破壊領域に近づくにしたがって、疲労き裂では表面方向へのき裂進展速度が増加するのに対

して、遅れ破壊では表面方向と深さ方向の速度には大きな差がない。

3・1・2 き裂進展速度と応力拡大係数の関係

Fig. 6 に $\rho=2\text{ mm}$ の場合のき裂進展速度 da/dt , db/dt -応力拡大係数 K_A , K_B 関係を示す。深さ方向の K_A および表面方向の K_B の算出には、半だ円表面き裂に関する式

$$\begin{aligned} K_A &= M_A \sigma \sqrt{\pi a} / E(k) \\ K_B &= M_B \sigma \sqrt{\pi a} / E(k) \end{aligned} \quad (2)$$

を用いた。ここで σ は負荷応力, a はき裂深さ, $E(k)$

は第2種の完全だ円積分, M_A および M_B は修正係数であり、それぞれ Shah と Kobayashi の式および Smith の式を用いた。

200℃焼もどし材の da/dt , db/dt はほぼ単調増加し、第II領域に相当するプラトー部分は明りょうでない。同じ K 値に対して da/dt より db/dt の方が大きい。400℃焼もどし材も同様の傾向を示すが、200℃焼もどし材と異り、 da/dt と db/dt のデータが重なり合う部分はなく、 da/dt - K_A 関係と db/dt - K_B 関係の傾きは一致する。

結果は省略するが $\rho=1\text{ mm}$ の場合も $\rho=2\text{ mm}$ の場合と同様の傾向を示す。いずれの場合も急速破壊領域において K_A よりも K_B の方が大きい。すなわち、表面近傍から急速破壊し始め、それにつられて深さ方向が急速破壊する。図から明らかなように、表面方向では連続的に急速破壊領域にいたるのに対し、深さ方向では不連続的に急速破壊領域にいたるのもそのためである。急速破壊領域にいたる K_A , K_B の値 K_{CA} , K_{CB} (遅れ破壊じん性値) を Table III に示す。上述の理由から K_{CA} の値は必ずしも破壊じん性の意味を有していないと考えられる。

3・1・3 フラクトグラフィの検討 一例として、 $\rho=2\text{ mm}$, 200℃焼もどし材の表面方向に採取したフラクトグラフを Fig. 7 に示す。(a)は疲労予き裂で粒内割れが支配的である。(b)~(g)の K_B が小さい範囲では主に粒界割れが支配的である。(h), (i)で K_B が大きく、急速破壊領域に近づくとき粒界割れから粒内割れに移行する。以上の特徴は貫通き裂に対する遅れ破壊の結果と一致している。

3・2 荷重減少遅れ破壊試験 (下限界の決定)

定荷重遅れ破壊試験でき裂を進展させた後、漸次荷重を減少し、き裂が進展を停止するまでの挙動を調べた。 $db/dt=10^{-5}\sim 10^{-6}\text{ mm/min}$ 以下になったとき、停止と判定した。

Fig. 8 に $\rho=2\text{ mm}$ の場合の da/dt , db/dt - K_A , K_B 関係を示す。典型的な遅れ破壊の第I領域の特性が明りょうに現れている。 $\rho=1\text{ mm}$ の場合の傾向も同様であり、結果は省略する。下限界応力拡大係数 K_{SCC} の値を Table IV に示す。いずれの場合も下限界領域において K_A よりも K_B の方が大きい。すなわち、急速破壊領域と同様に表面近傍が優先的に進展し、それにつられて深さ方向が進展していると考えられる。したがって、 K_B が下限界応力拡大係数 $K_{SCC,B}$ になると全体のき裂進展は停止する。すなわち $K_{SCC,B}$ よりも低い $K_{SCC,A}$ の値は必ずしも下限界応力拡大係数の意味を有していないと考えられる。

なお、200℃焼もどし材の方が400℃焼もどし材よりも $\rho=2\text{ mm}$, 1 mm とともに K_{SCC} の値は低い。すなわ

Fig. 6. Relation between crack growth rates da/dt , db/dt and stress intensity factors K_A , K_B .

Fig. 7. Typical fractographs of delayed fracture surface (material tempered at 200°C, $\rho=2\text{mm}$).

ち、この場合も強度レベルの高い 200℃焼もどし材の方が遅れ破壊に敏感である。また各焼もどし温度で比較すると $\rho=2\text{mm}$ より $\rho=1\text{mm}$ の方が K_{SCC} の値が若干高い。

3・3 表面き裂と貫通き裂の比較

著者らは同じ SNCM 439 について、CT⁴⁾ および WOL⁵⁾ 試験片を用いて貫通き裂に対する遅れ破壊試験を行った。急速破壊にいたるときの遅れ破壊じん性値 K_Q と下限応力拡大係数 K_{SCC} について、表面き裂と貫通き裂の場合を比較した結果を Table III, IV に示す。

表面き裂の表面方向の K_{QBS} , $K_{\text{SCC},B}$ は貫通き裂のそれらより小さい。平面ひずみ条件および応力拡大係数の精度の問題を含めて、今後の検討が必要である。

4 結 言

高強度鋼 SNCM 439 について、遅れ破壊における

表面き裂の進展挙動を明らかにした。結果をまとめると以下ようになる。

(1) き裂形状は半だ円形状になる。ただし、表面より若干内部において、表面方向のき裂長さが最大値を示す。疲労き裂の形状と比較すれば 400℃焼もどし材ではほぼ同じであるが、水素に敏感な 200℃焼もどし材では遅れ破壊の方が偏平化する。

(2) (1)の結果を反映して、200℃焼もどし材では深き方向より表面方向のき裂進展速度が大きい。

(3) 急速破壊領域にいたるときの遅れ破壊じん性値ならびに下限応力拡大係数は、表面き裂の場合の方が貫通き裂の場合よりも低くなる。

本研究の遂行に当たり、ご助力頂いた埼玉大学玉川達夫、安藤利治技官ならびに当時埼玉大学学生都築昭夫、大谷勝美、池田良二、佐藤努氏に感謝の意を表します。さらに熱処理の便宜をはかられた特殊精工会社に感謝

(a)

(b)

Fig. 8. Relation between crack growth rates da/dt , db/dt and stress intensity factor K_A , K_B .

Table III. Results of delayed fracture toughness.

Tempering temp. (°C)	Surface crack				Through crack		
	K_{GB}		K_{GA}		K_G		
	$\rho=2$ mm	$\rho=1$ mm	$\rho=2$ mm	$\rho=1$ mm	1/3 in.	2/3 in.	1 in.
200	79.9	78.9	61.1	57.1	162.4	162.3	171.4
400	89.6	100.2	62.1	63.6	213.5	231.3	226.6

Table IV. Results of threshold stress intensity factor K_{SCC} .

Tempering temp. (°C)	Surface crack			Through crack		
		$\rho=1$ mm	$\rho=2$ mm	1/3 in.	2/3 in.	1 in.
200	$K_{SCC, B}$	32.6	24.4	37.3	36.5	36.5
	$K_{SCC, A}$	24.7	20.9			
400	$K_{SCC, B}$	35.9	34.6	40.4	44.1	44.8
	$K_{SCC, A}$	27.3	23.9			

いたします。

(昭和57年6月25日 第3回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参考文献

- 1) 川原正言, 栗原一好, 日本造船学会論文集, **137**, 297 (1970).
- 2) R.C. Shah and A.S. Kobayashi, Int. J. Fracture **9**, 133 (1973).
- 3) F.W. Smith, Structural Development Research Memorandum, Boeing Airplane Co., No. 17 (1966).
- 4) 土田栄一郎, 松尾政弘, 小林英男, 井上信彦, 小玉正雄, 材料, **27**, 75 (1978).
- 5) 土田栄一郎, 松尾政弘, 小林英男, 井上信彦, 小玉正雄, 材料, **29**, 623 (1980).