高張力低合金鋼切欠き平板における 応力腐食割れの発生と成長*

広瀬 幸雄** 田中 啓介*** 岡林 邦夫****

Nucleation and Growth of Stress Corrosion Cracking in Notched Plates of High-Strength Low-Alloy Steel

by

Yukio HIROSE

(Faculty of Education, Kanazawa University, Kanazawa)

Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

and Kunio OKABAYASHI

(Faculty of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

Stress corrosion tests were conducted on the notched plates of SNCM 8 steel tempered at low temperatures in 3.5% NaCl solution environment. The effects of notch radius and plate thickness on nucleation and growth of cracks were analysed from a viewpoint of fracture mechanics.

The results obtained are summarized as follows:

(1) The time to crack nucleation at the notch root t_n was correlated to the notch radius ρ and the stress intensity factor K_0 by the following equation:

$$t_n = 5.8 \times 10^{27} (K_0 / \sqrt{\rho})^{-12.5}$$

(2) The relation between crack growth rate and stress intensity factor was divided into three regions I, II and III. In regions II and III, the growth rate was found to be higher in thicker specimens than in thinner ones, while there was no thickness effect on growth rate in region I including K_{ISCC} .

(3) Scanning electron microscopic observations of fracture surfaces indicated that intergranular fracture along prior austenite grain boundaries was predominant in the region of low stress intensity factors and that the fraction of grain boundary fracture area in the total fracture surface decreased with increasing stress intensity factor.

(Received Oct. 19, 1977)

キー・ワード：低合金鋼，応力腐食割れ，き裂の発生，き裂の成長，破壊力学

1 緒 言

金属材料の応力腐食割れ感受性の評価には、従来平滑材が多く使用されてきたが、材料にき裂あるいは切欠きが存在する場合、その応力ないしはひずみの集中のため平滑材とは著しく異った強度となる¹⁾。この種の強度解析法として破壊力学が適用されているが^{2)~8)}充分には発展していない。とくに試験片の幾何形状が感受性に与える影響は材料の環境強度を実際状態に近い状態で評価するために必要であるばかりでなく、ある環境と材料との組合せでの材料定数的評価パラメータを得ること、並びに割れ過程における応力のもつ物理的意

味を明らかにする点でも重要である。

本研究では、低温焼もどし処理した低合金鋼 SNCM8 の切欠き平板を用い、3.5% NaCl 溶液中でのき裂発生寿命に及ぼす切欠き半径の影響、およびき裂成長挙動に及ぼす試験片板厚の影響に関して破壊力学的観点より明らかにした。

2 実験方法

2・1 材料および試験片

使用した材料は市販の SNCM8 鋼で、その化学成分および応力腐食割れ試験片と同一の熱処理後の引張機械的性質を Table I と II にそれぞれ示す。材料の降伏点は 147 kg/mm² である。応力腐食割れ試験片形状は Fig.1 に示すコンパクト引張型切欠き平板である。き裂発生寿命測定には板厚 B は 2 mm で(a)の切

* 原稿受理 昭和52年10月19日

** 正会員 金沢大学教育学部 金沢市丸の内

*** 正会員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

**** 正会員 大阪府立大学工学部 堺市中百舌鳥梅町

真を撮り、その破面写真中の粒界破面の面積をプランメータにて測定し、全視野に対する比の平均値として求めた。

3 実験結果

3・1 切欠き底でのき裂発生寿命

応力腐食割れ過程中的切欠き底の顕微鏡観察によると、切欠き半径 ρ が小さくかつ荷重 P が高い場合、切欠き底に 20μ 程度の極微細な切欠きができてから先端前方に長さ約 0.1 mm の強腐食域と考えられる白い領域が形成された後、瞬間的に開口し、き裂と認められた。一方 ρ が大でかつ P が小なるとき、微小切欠きは認められず、白い領域の形成後上の場合と同様にき裂が観察された。顕微鏡で明確にき裂が認められる時間をき裂発生と定義し、それに要した時間 t_n と応力拡大係数 K_0 との関係を Fig. 4 に示す。ここで、 K_0 は初期切欠き長さ a_0 と設定荷重 P より(1)式で計算される値で ρ を無視して求めた見掛けの値である。図より $t_n=100\text{ hr}$ 程度までは両者の間に両対数線図上で直線関係が成立している。つぎに図中の各 ρ に対する実線を使い各 $t_n=10, 50, 240\text{ hr}$ に対する K_0 値を求めた。Fig. 5 にこの K_0 と $\sqrt{\rho}$ との関係を示す。いずれ

Fig. 4. Relation between stress intensity factor and crack nucleation life.

Fig. 5. Relation between stress intensity factor and square root of notch radius for various nucleation life.

Fig. 6. Relation between nucleation life and $K_0/\sqrt{\rho}$.

の t_n に対しても実験を行った $\rho \geq 0.25\text{ mm}$ において両者の関係は比例関係で近似でき、比例定数が t_n の関数となっている。このことは t_n が $K_0/\sqrt{\rho}$ で決められていることを意味している。なお図中の $\rho=0$ 軸上の点は後述の K_{ISCC} であるがこの直線上にない。Fig. 6 は Fig. 4 に示した結果を $K_0/\sqrt{\rho}$ を縦軸に t_n を横軸にとった線図上に再プロットしたものである。図において ρ のいかにかわらず $t_n=0.1\sim 100\text{ hr}$ 程度の範囲において次の関係が成立することがわかる。

$$t_n = 5.8 \times 10^{27} \times (K_0/\sqrt{\rho})^{-12.5} \quad (2)$$

3・2 き裂成長挙動

本実験条件では巨視的には1本のき裂が成長し、巨視分岐 (macrobranching)²⁾ は生じなかった。Fig. 7 に得られた伝ば曲線の例を示す。ここではき裂長さとして初期切欠き長さ a_0 を加えた値をとっている。応力拡大係数 $K=150\text{ kg/mm}^{3/2}$ 一定の場合、変動があるが平均的には長さ a と時間 t の関係は直線で近似され、つまり速度 da/dt はほぼ一定である。 da/dt は板厚 B が大なる程大きい。 K 値を $200\text{ kg/mm}^{3/2}$ より $150\text{ kg/mm}^{3/2}$ に減少させた場合潜伏期間が存在するが、やがて一定の直線と平行になる。荷重 P 一定の場合、傾きつまり伝ば速度は a とともに増大する。Fig. 8 に da/dt と K との関係を示す。ここで K 一定試験では $a=27\sim 35\text{ mm}$ の平均速度であり、 K 減少試験では

Fig. 7. Crack propagation characteristics.

Fig. 8. Relation between crack propagation rate and stress intensity factor.

Table III. Stress intensity factors: K_{ISCC} , K_{SC} , K_t and K_c .

Thickness B (mm)	Threshold stress intensity factor	Fracture toughness in air		Stress corrosion fracture toughness K_{SC} (kg/mm ^{3/2})
	K_{ISCC} (kg/mm ^{3/2})	K_t (kg/mm ^{3/2})	K_c (kg/mm ^{3/2})	
2	37.5	183	302	305 ($P=297$ kg)
25.4	37.5	188	207	210 ($P=2830$ kg)

60→50→45→40→37.5 kg/mm^{3/2} と減少させたとき潜伏期間を抜けた後の速度をとった。なお 37.5 kg/mm^{3/2} では 240 hr 経過した後もき裂の成長が認められなかったのて、240 hr を cut-off 時間としてこの値を K_{ISCC} とみなした。なおこの K_{ISCC} を求める条件は Speidel の微視分岐 (microbranching) を生じない条件を満たしている。またこの値は同じ 4340 鋼流動海水中の K_{ISCC} とよい対応をしている。図において成長線図は K_{ISCC} 近傍の第 I 領域、 K とともにゆるやかに速度が増す第 II 領域、および速度が急に増す不安定破壊近傍の第 III 領域に分かれる。第 II、第 III 領域において板厚の大きいもの程速度が速く、また不安定破壊時の K_{SC} は板厚が大きい程小さい。 K_{ISCC} , K_{SC} をまとめて Table III に示す。表には比較のため疲労き裂材を使用し ASTM E 399-74 の規格に従って常温大気中で破壊じん性試験を実施した結果も併せて示す。ここで応力拡大係数 K_t は電位差法で求めたき裂発生時の値であり、 K_{SC} は最大荷重と初期き裂長さにより求めた値である。表より K_{SC} の値は明らかに K_t より大きいことがわかる。

3.3 破面観察

Fig. 9 に応力拡大係数 $K=150$ kg/mm^{3/2} 一定試験

を行いき裂長さ $a=35.4$ mm ($a/W=0.7$) まで成長させ、その後荷重を急速に増大させて破断させた板厚 $B=2$ と 25.4 mm の試験片の破面マクロ写真を示す。矢印が応力腐食割れ破面と急進破面の境界である。図よりいずれの B に対してもき裂は表面で短く内部ではほぼ一様になっており、遅れ破面にせん断縁はない。このような状態は他の場合においても観察された。なお表面での遅れ量は高々 10 μ 程度であり、(1)式を使った

(a) $B=2$ mm
 $K=150$ kg/mm^{3/2}
(b) $B=25.4$ mm
 $K=150$ kg/mm^{3/2}
Fig. 9. Macroscopic feature of fracture surfaces.

K 算定値に対する誤差は小さい。破面の走査型電顕写真を Fig. 10 に示す。(a)(b)(c)は $B=2$ mm に関するもので(d)(e)(f)は $B=25.4$ mm の表面部 (g)(h)(i)は $B=25.4$ mm の中央部である。観察位置は 2.3 に記した。 B によらず K が小さい(a)(d)(g)では前オーステナイト粒界割れが支配的で一部に延性的なリッジが存在する。また 2 次き裂が多く認められ、き裂の分岐の存在を示している。 K が大である(b)(e)(h)(c)(f)(i)において粒界割れが減少しディンプル破面が多くなる。また 25.4 mm で観察された試験片表面と内部でのフラクトグラフィの様相の相違は顕著ではない。この K による様相の相違は Beachem⁵⁾ によって定性的に認められている事と一致する。それぞれの K に対応する破面に対して粒界破面の占める面積率 ϕ (%) を測定した結果を Fig. 11 に示す。 B によらず K の増大による ϕ の減少は、ほぼ 1 本の曲線で近似される。

4 考 察

4.1 き裂発生寿命に及ぼす切欠き半径の影響

切欠き半径 ρ を 0.25~2.5 mm と変えた場合の切欠き底におけるき裂発生寿命 t_n は見掛けの応力拡大係数 K_0 と $\sqrt{\rho}$ との比の一回関数となった。切欠き材のき裂発生が $K_0/\sqrt{\rho}$ によって決定されている事は、¹¹⁾ 疲労き裂の発生および破壊じん性値に関して報告されており、次のように説明できる。モード I の変形を受ける ρ の前方 r の位置における荷重方向の応力 $\sigma_y(r)$ は Creager¹³⁾ らによると次式で与えられている。

$$\sigma_y(r) = (1 + \rho/2r') K_0 / \sqrt{2\pi r'} \quad (3)$$

ただし $r' = r + \rho/2$ である。ここで切欠き底での最大

Fig. 10. Scanning electron micrographs of stress corrosion fracture surfaces.
(Crack growth direction is from bottom to top.)

Fig. 11. Variation of grain boundary fracture fraction with stress intensity factor.

応力 $\sigma_{\max}$ は上式で $r=0$ において

$$\sigma_{\max} = 2K_0 / \sqrt{\pi\rho} \quad (4)$$

となる。したがって Fig. 6 の結果は $\sigma_{\max}$ でき裂発

生寿命が規定されている事になる。しかしながら、 K 漸減試験において K_{ISCC} が存在しこの値はき裂先端にさらにき裂が生成されない条件と考え、Fig. 5 にみられるごとく有限の切欠き半径を有している事になる。 $t_n=240\text{ hr}$ に対応する直線と K_{ISCC} の水平破線の交点の $\sqrt{\rho}$ より切欠き半径を求めこれを有効切欠き半径 ρ_{eff} と定義すると $\rho_{\text{eff}}=0.12\text{ mm}$ となる。つまりこの切欠き半径以下の切欠きでは $\sigma_{\max}$ が同一でもき裂が発生しない事になり、 K 一定で K_0 が K_{ISCC} 以下では ρ が ρ_{eff} より小さくなり $\sigma_{\max}$ が増加するが割れないこととなる。この ρ_{eff} の存在は応力腐食割れの発生が切欠き先端での最大応力条件のみで決っているのでなく、先端からある有限の領域において力学的条件を満たすことが必然的に必要である事を意味する。このことは白い強腐食域が瞬間的にき裂になった顕微鏡観察結果とも対応しており、き裂の発生には先端近傍の有限領域で割れやすくなる何らかの微視的

過程で損傷が進行する必要性を意味している。この有限領域は破壊域(fracture process zone)と称するべきもので、その大きさは破壊の物理的挙動と材料微視構造によって決まると考えられるがその詳細は現在不明である。き裂の発生を規定する力学的条件は、破壊域で充分の損傷が進行する力学的条件および切欠きと直結するという力学的不安定条件との大小関係で決まるであろう。物理的機構が不明であることより力学的条件も詳細に解析できないが、ここでは切欠き強度を論ずるための工学的パラメータを得る試みとして以下の議論を行った。

さてFig. 6の結果においては $\sigma_{\max}$ が引張降伏応力 σ_y 以上の場合および以下の場合が含まれており、前者の場合降伏現象が生ずることにより応力場(3)式が乱される事が当然予想される。ここで塑性変形が小さい規模で生じた場合にも、生じない場合にも、破壊域の物理的挙動が先端から ρ_0 領域における弾性場の平均応力によって規定されているとする。ここで破壊条件を決める応力として、水素割れにおいては応力の多軸性が割れ発生を助けるというTroiano¹⁴⁾らの結果より静水圧成分の平均値を^{*1}考える。Creager¹⁵⁾らによると静水圧成分 $\bar{p}$ は

$$\bar{p}(r) = (1/2)[\sigma_x(r) + \sigma_y(r)] - K_0/\sqrt{2\pi r'} \quad (5)$$

で与えられ、この ρ_0 領域での平均値

$$\bar{p} = 1/\rho_0 \int_0^{\rho_0} \bar{p}(r) dr \quad (6)$$

を求める。(5), (6)式より $\rho > \rho_0$ のとき第1次近似で

$$\bar{p} = (1/\sqrt{\pi}) K_0/\sqrt{\rho} \quad (7)$$

となり、また $\rho < \rho_0$ のとき

$$\bar{p} = (\sqrt{2}/\sqrt{\pi}) K_0/\sqrt{\rho_0} \quad (8)$$

となり、 $\bar{p}$ により寿命が決定されるが、 $(1/2)\rho_0 = \rho_{\text{eff}}$ と考えるとFig. 6の結果を説明し得る。

上述はFig. 6の結果において切欠き底の最大応力が降伏点以上の場合および以下の場合が含まれておりこれを統一的に説明するために行った議論であり、平面

*1 力学的条件として ρ_0 離れた領域における最大主応力 σ_y の平均応力と考えると(3)式を(6)式に代入し積分すると、 $\rho > \rho_0$ に対して

$$\bar{\sigma}_y = (2/\sqrt{\pi}) K_0/\sqrt{\rho} \quad (9)$$

$\rho < \rho_0$ に対して

$$\bar{\sigma}_y = (\sqrt{2}/\sqrt{\pi}) K_0/\sqrt{\rho_0} \quad (10)$$

となり、このとき $\rho_0 = \rho_{\text{eff}}/\sqrt{2}$ となる。 $\bar{\sigma}_y$ であるか $\bar{p}$ であるかは結論できないが、この ρ_0 パラメータは切欠き疲労における石橋¹⁷⁾の s_0 パラメータと相当の工学的意味を有すると予想される。

Fig. 12. Micrographs of SCC crack profile.

ひずみ状態で塑性変形が大きくなるとすべり線場理論をもとにした機構の考察が必要であろう。さらに ρ_0 ないし ρ_{eff} は破壊域の大きさに関係するものであり、材料微視構造、とくに前オーステナイト粒径の影響を受けると予想されるが、機構の詳細とともに今後の課題としたい。

4・2 き裂伝ば挙動に及ぼす試験片板厚の影響

板厚 $B=2$ と25.4 mmの試験片の応力腐食き裂成長速度と応力拡大係数 K との関係はいずれも3領域に分かれ、第Ⅰ領域では B の影響はほとんどなく第Ⅱ、第Ⅲ領域において影響は大きい。ここで第Ⅱ領域は速度が K によらず一定となる通常の結果と異なり K とともに漸増した。漸増する傾向は同種鋼の3.5% NaClの場合においてCarterによって報告されている。この漸増する事実はフラクトグラフィにおいて粒界に沿って延性的なtear ridge dimpleが認められその面積率が K とともに増大することにより、機械的破壊を通じて第Ⅱ領域においても K 依存性が表れたものと考えられる。

さて本実験では観察された板厚の da/dt に及ぼす効果は、同種のSNCM8鋼200℃焼もどしコンパクト試験片に関して表面から電解水素吸蔵の条件下で、き裂成長実験を行った土田らの結果と逆であり、このことは環境条件の相違によるものと予想される。つまり彼らの実験において表面より多量に吸蔵された水素が割れを表面で促進しているのに対して、本実験ではよりマイルドな環境であり表面での割れの促進は少い。このことは以下の観察でも確かめられた。つまり、本実

験において試験片表面はコーティングを施していないため表面より内部方向への吸蔵水素量の相違があると予想される。この水素量の相違は分岐の相違をもたらすものと考えられこの点よりき裂形状を観察した。Fig. 12 に実験を中断し表面研摩あるいは中央切断後研摩し現出させたき裂形態の走査型電顕写真を示す。図(a)において主き裂より離れた分離き裂が認められる。しかし内部(c)においてこの種のき裂は観察されなかった。き裂の鈍化は一般に大きくないが、分岐に関して(b)(c)を比較すると明らかに表面におけるき裂の方が分岐は大きい。この分岐はき裂近傍の応力場を低減する効果を有しているため機械的破壊を生じにくくする。つまり水素量が多量になると粒界および粒内割れを生じやすくし、そのため速度を速くするが、少量であると却って微少分岐のため遅くなることが予想され本実験結果は後者に対応する。

以上は水素量に依存した分岐をもとにした板厚効果を論じたが、き裂近傍の応力状態が表面で平面応力内部で平面ひずみであり機械的破壊が生じやすいという原因も考えられるが、現在明確に原因が分離できていない。この分岐の力学的状態には有効応力拡大係数の概念が有効であり、前章の ρ_0 ないしは ρ_{eff} と相互関係を有するものと考えているが今後の研究に待たなければならない。

5 結 言

本研究で得られた結果をまとめると、その大略は次のようになる。

(1) き裂発生寿命 t_n は切欠き半径 $\rho=0.25\sim 2.5$ mm の範囲において、応力拡大係数 K_0 との間に次の関係式が成立った。

$$t_n = 5.8 \times 10^{27} \times (K_0 / \sqrt{\rho})^{-12.5}$$

(2) き裂成長速度と K との関係は、 K_{ISCC} 近傍の第Ⅰ領域、 K とともにゆるやかに速度が増す第Ⅱ領域および速度が急に増す不安定破壊近傍の第Ⅲ領域に分かれる。第Ⅱ、第Ⅲ領域において板厚 B の大きいもの程速度が速く、また不安定破壊時の K_{SC} は板厚が大きい程小さい。この原因はき裂の微少分岐の程度の相違によるものと考えられる。

(3) 破面の走査型電顕写真より、 B によらず K が小さいところでは前オーステナイト粒界割れが支配的で

一部に延性的なリッジが存在する。また2次き裂が多く認められ、き裂の分岐の存在を示した。 K が大きくなるにつれて粒界割れが減少しディンプル破面が多くなった。破面において粒界破面の占める面積率 ϕ は B によらず K の増大による ϕ の減少はほぼ1本の曲線で近似された。

最後に本研究を遂行するにあたり、種々の点でご助言ご援助をいただいた京都大学工学部平修二教授に感謝いたします。

(昭和52年7月22日 日本材料学会第14回材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) Brown, B.F., Mat. Res. Stand., **66**, 129 (1966).
- 2) Speidel, M.O., The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, NATO, p.345 (1971).
- 3) Harrigan, W.C.Jr., D.L. Dull, and L. Raymond, ASTM STP, **536**, 171 (1973).
- 4) Brown B. F., The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, NATO, p.186 (1971).
- 5) Beachem, C.D., Met Trans., **3**, 437 (1972).
- 6) Landes, J.D., R.P. Wei, Int. J. Frac., **9**, 277 (1973).
- 7) Carter, C.S., Corrosion, **25**, 423 (1969).
- 8) 土田栄一郎, 松尾政弘, 小林英男, 井上信彦, 小玉正雄, 第1回フラクトグラフィシンポジウム前刷集, p.147 (1977) 日本材料学会
- 9) ASTM Standard E., 399-74, p.561 (1974).
- 10) Taira, S., and K. Tanaka, 2nd Int. Conf. Mech. Beh. Mat., Boston p.1027 (1976) To be published in Eng. Frac. Mech.
- 11) Jack, A. R., and A. T. Price, Int. J. Frac. Mech., **6**, 401 (1970).
- 12) Mulherin, J.H., D.F. Armiento, and H. Markus, Trans. ASME, Ser. D, **86**, 709 (1964).
- 13) Creager, M., and P. C. Paris, Int. J. Frac., **3**, 247 (1963).
- 14) Johnson, H.H., J.G. Morlet, and A. P. Troiano, Trans. AIME, **212**, 528 (1958).
- 15) 宮本 博, 江藤元大, 材料, **22**, 342 (1973).
- 16) Austen, I.M., R. Brook, and J.M. West, Int. J. Frac., **12**, 253 (1976).
- 17) 石橋 正, “金属の疲労と破壊の防止” (1967) 養賢堂