

高張力 SNCM8 鋼の応力腐食割れに おけるき裂の微視分岐と巨視分岐*

広瀬 幸雄** 田中 啓介***
矢島 善次郎**** 津田 政明**

Macro- and Microbranching of Stress Corrosion Cracks in High Strength SNCM8 Steel

by

Yukio HIROSE

(Faculty of Education, Kanazawa University, Kanazawa)

Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Zenjiro YAJIMA

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

and Masaaki TSUDA

(Faculty of Education, Kanazawa University, Kanazawa)

The branching and growth mechanism of stress corrosion cracks in quenched-and-tempered SNCM 8 steel in 3.5% NaCl solution was analysed from a view point of fracture mechanics. The intermittent crack growth behavior was detected. The crack increment in each step of discontinuous crack growth was smaller than the plastic zone size and larger than the twice of the crack tip opening displacement. The crack branching mode was shown to be strongly dependent upon the tempering temperature. The effect of crack branching on crack growth kinetics was separately discussed based on a mechano-chemical model of stress corrosion cracks.

(Received Oct. 19, 1981)

キー・ワード：破壊力学，応力腐食割れ，高張力鋼，微視分岐，巨視分岐

1 緒 言

高張力鋼の応力腐食き裂成長挙動に関して，高強度アルミニウム合金に見られるように微視分岐 (Microbranching) と巨視分岐 (Macrobranching) が観察されている^{2,3)}。しかしこのようなき裂の分岐現象^{4,5)} に対する研究は少く，未だ充分解明されていない。筆者らは先に低温焼もどし処理した高張力 SNCM8 鋼の 3.5% NaCl 溶液中での成長挙動を破壊力学的観点より解析し，応力拡大係数 K とき裂成長速度との関係がき裂先端に生ずる微視分岐およびフラクトグラフィ的機構との関係に密接な関係があることを示唆する結果を得た^{6)~8)}。また切欠き底からのき裂発生に関するもき裂成長における分岐現象と類似の現象があることを明らかに

した⁹⁾。

本研究では前報^{6)~12)}と同種環境および同種材料の応力腐食き裂の成長挙動に関して同様に破壊力学的観点より解析し，き裂の成長機構についてき裂の分岐挙動の観察結果から検討を加えた。さらに微視分岐き裂先端近傍の局所力学場を鈍化切欠き材でモデル化することを試みた。

2 実験方法

2.1 材料および試験片

供試材は前報と同様市販の高張力 SNCM8 鋼 (wt. %; 0.39 C, 0.27 Si, 0.77 Mn, 0.19 P, 0.14 S, 0.13 Cu, 1.77 Ni, 0.83 Cr, 0.17 Mo) で，試験片の外形を加工後 880℃ で 1 hr 焼準し 850℃ に再加熱 1 hr 保持後油焼入れし，R. T. より 600℃ までの各 100℃ おきの温度で 2 hr の焼もどし処理をした。試験片形状は 1 インチ型の外形を有するコンパクト引張型試験片¹³⁾である。板幅 $W=50.8$ mm, 板厚 B を 2, 5.5, 15 mm

* 原稿受理 昭和56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 金沢工業大学 金沢市南局区内野々市町

Table I. Mechanical properties of material.

Tempering temperature (°C)	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
AS.Q.	210	169	2.4
100	206	160	3.2
200	192	156	4.5
300	164	144	6.1
400	143	136	6.5
500	122	110	9.3
600	107	97	21.0

の三種類にした。熱処理後表面層を 1.2 mm 研削除去し、30°V型切欠き先端を放電加工により加工層ができるだけ小さくなる条件で注意深く入れ、最後に電解研磨仕上げを行った。熱処理後の材料の機械的性質を Table I に示す。

2・2 応力腐食割れ試験および破壊じん性試験

応力腐食割れ試験は単軸レバー式荷重制御試験機を用いて荷重 P 一定ないしは検出したき裂長さ a より P を変化させた K 一定試験条件で行った。この場合 K は次式で整理した。

$$K = (P/BW^{1/2}) [29.6(a/W)^{1/2} - 185.5(a/W)^{3/2} + 655.7(a/W)^{5/2} - 1017.0(a/W)^{7/2} + 638.9(a/W)^{9/2}] \quad (1)$$

ただし W は試験片幅 50.8 mm である。腐食環境条件として 3.5% NaCl 溶液 (液温 18°C ± 2°C) を循環させた。循環だめの液は pH 6.2 で実験に当っては試験片を環境槽中に設置後 30 min 無負荷状態で保持した後負荷した。き裂長さの検出およびき裂の分岐の様子は移動型顕微鏡および試験片開口部に clip-gage を取付けて測定した。

破壊じん性試験は ASTM E399-78¹³⁾ に従い島津オートグラフ DSS10T を用いて行った。各試験片には $\rho = 0$ (先端の疲労予き裂を $K = 70 \text{ kg/mm}^{3/2}$ で導入) および $\rho = 0.03$ から 0.5 mm までの鈍化切欠きをヤスリおよび放電加工によって加工層が最小となる条件で注意深く入れ、その後電解研磨仕上げをして加工層を除いたもの、また応力腐食割れ試験において K 一定試験中、実験を中断して 150°C で 50 hr 真空中でベーキングしたものを実験に供した。き裂の発生点は荷重-荷重点開口変位および電位差の変化点 (EPM 法)¹²⁾ の測定より検出した。

3 実験結果

3・1 き裂の微視分岐

焼もどし温度が R.T. から 300°C までの材料は巨視的には 1 本のき裂が生じ巨視分岐は生じず微視分岐のみ生じた。焼もどし温度が 400°C、500°C では巨視分岐と同時に微視分岐も生じていた。Fig. 1 に応力拡大係

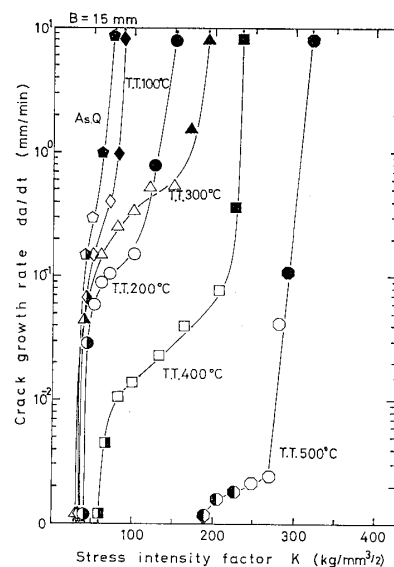


Fig. 1. Relation between crack growth rate and stress intensity factor.

数 K 一定、荷重 P 一定および K を 10% ずつ減少させる前報で述べたと同一の方法で得られた成長速度 da/dt と K の関係を示す。同図は $B = 15 \text{ mm}$ の試験片を使用し焼もどし温度 R.T. より 500°C までの焼もどし材の伝ば挙動である。図より K_{Isc} 近傍の第 I 領域、不安定破壊に対応する K_{Sc} 近傍の第 III 領域および中間の第 II 領域に分れていて、 K_{Isc} 、 K_{Sc} 、領域 II での伝ば挙動はともに焼もどし温度の影響をうけていることが認められる。つまり K_{Isc} 、 K_{Sc} は焼もどし温度の上昇とともに上昇している。

つぎに試験片開口部に clip-gage を取付け開口変位量 (COD) 測定の感度を上げて測定したときの K 一定試験における COD と時間の関係を Fig. 2 に示す。いずれの K においても COD は微少な階段状を呈して増加しており、き裂が不連続に進行していることがうかがえる。き裂の成長の状況を第 II 領域中期の K 一定試験で実験を中断し表面をバフ研磨後、走査型電顕で観察した 1 例を Fig. 3 に示す。図よりき裂が微視分

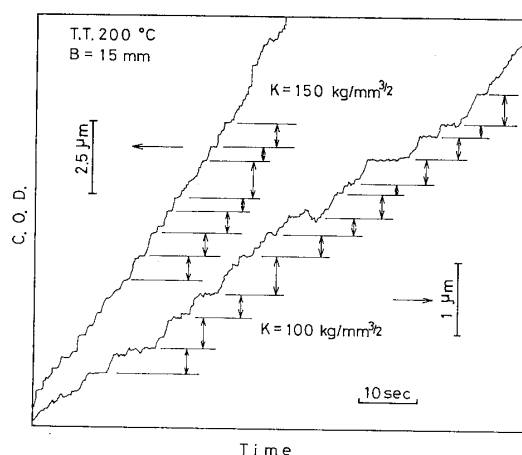


Fig. 2. Discontinuous crack growth characteristics.

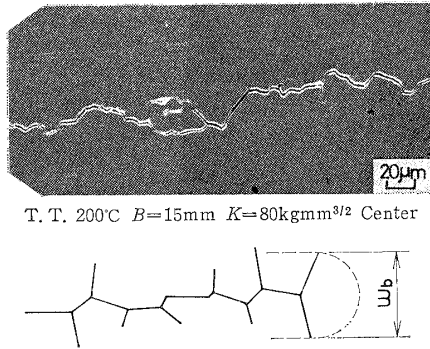


Fig. 3. Micrograph of microcrack branching profile and equivalent blunt crack model.

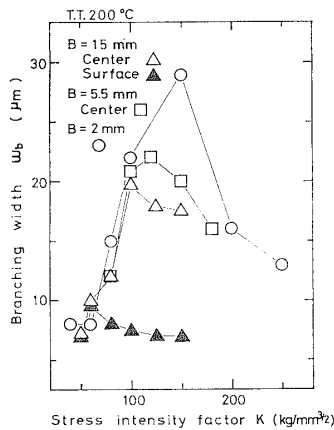


Fig. 4. Relation between microcrack branching width and stress intensity factor.

岐しているのが認められる。この分岐幅を w_b として K との関係を示す。いずれの板厚においても w_b は伝ば曲線の第 I 領域より増大し、第 II 領域で極大となりその後再び減少する。図において板厚中央部の方が表面における値より大きい。

3・2 き裂の巨視分岐

Fig. 5 に焼もどし温度 400°C に関するき裂長さとそのときの成長速度およびき裂の進展状況（板厚中央部でのセクション後のマクロ写真は Fig. 6 に）を示す。この場合 K の計算は分岐き裂の投影長より分岐していないき裂と同様に行った計算をした。Fig. 5 より明らかなように成長速度は巨視分岐直後では急減し分

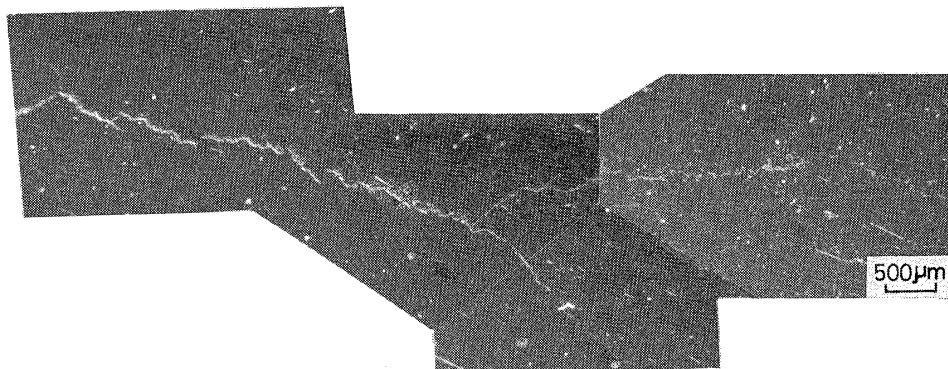


Fig. 6. Micrograph of macrocrack branching profile.

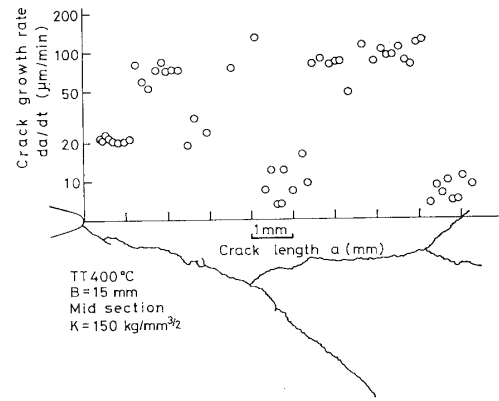


Fig. 5. Crack growth characteristics.

岐後しばらくすると分岐前の成長速度に近づき巨視分岐するごとにそのサイクルをくりかえしている。また短区間の成長速度は不規則に変動している。Fig. 2 に示してある 400°C, 500°C 焼もどし材に関する成長速度はこれらの巨視分岐前後を通じての平均値をとったものであり、このような巨視分岐は微視分岐き裂を含めた単一き裂がある程度進んだ後に形成されることが認められた。またマクロ写真からも認められるように切欠き底からのき裂の発生方向は切欠き中心線に対して傾斜しており、き裂の巨視分岐挙動との類似を示唆している。Fig. 7 に巨視分岐における分岐角 θ と K の関係を示す。本実験範囲内では θ は板厚、 K レベルによらず 30~60° の間に存在していた。図より巨視分岐の起り始めの応力拡大係数 K_{MB} と K_{Isec} との間には

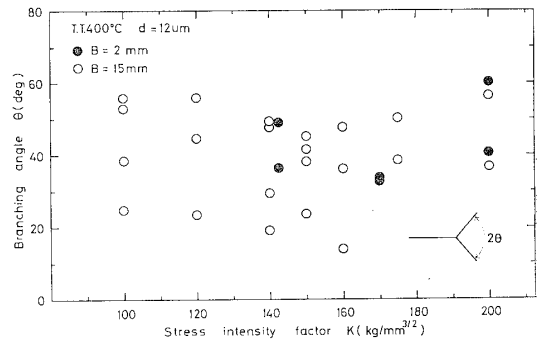


Fig. 7. Relation between stress intensity factor and macrocrack branching angle.

1) ぼ次の関係式が成り立っていた。

$$K_{MB} = \sqrt{2} K_{Isc} \quad (2)$$

4 考 察

4.1 応力腐食き裂進展の微視機構

Fig. 2, 3 よりき裂が不連続に進展すること, また微視分岐することが明らかとなったがこの両図と対応させてき裂の成長の様子を模式的に示したのが Fig. 8 である。き裂先端前方離れたところ(粒界または粒界の重なったところ)に離れき裂(Detached Crack)が生じ, 元のき裂先端(a)と Detached Crack (b)が互いに粒界に沿って成長し [(a)→(c)→(d), (b)→(e)], 最後に(e)より(d)に瞬間的に連なる。この最後のところは粒内をへる場合もあるであろう。その間に結びついたき裂 [(a)→(b)] の粒界の重なったところから微視き裂が

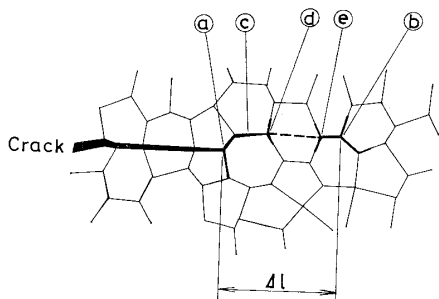


Fig. 8. Microcrack growth model.

発生し成長すると思われる。つまりこのような過程が繰返されてき裂が成長するものと考えられる。ここで Detached Crackの発生位置つまりその距離が問題となる。加工硬化材に関する Griffith らの有限要素法解析結果では弾塑性境界やや後方で生じ, また Rice らによるとき裂先端開口変位の約 2 倍の位置に生ずることが報告されている。Fig. 2 の開口変位量をき裂進展量に換算し, その平均値 Δl と K の関係を示したのが Fig. 9 である。ここで w, δ^t はそれぞれ次式に従って計算した。

$$w = 1/3 \pi (K/\sigma_Y)^2 \quad (3)$$

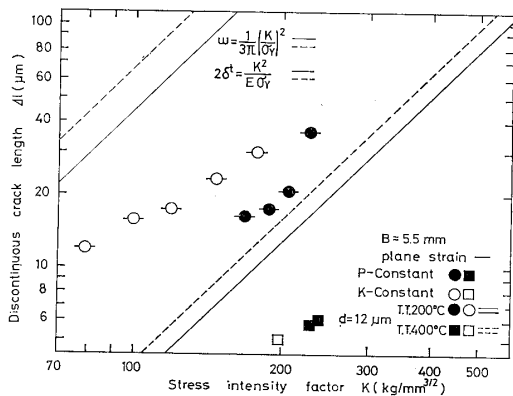


Fig. 9. Relation between stress intensity factor and discontinuous crack length.

$$2\delta^t = K^2/E\sigma_Y \quad (4)$$

ここで E, σ_Y はそれぞれヤング率, 降伏応力である。図において平面ひずみ条件を満足している場合, Δl は K が增大するにつれて上昇している。また次の関係も成り立っている。

$$w > \Delta l > 2\delta^t \quad (5)$$

つまり Δl の位置は三軸応力最大の地点よりむしろ弾性, 塑性境界あたりにあるといえる。なお山川らも弾塑性境界に離れき裂が形成されることを報告している。

4.2 微視分岐き裂の等価鈍化切欠きによるモデル化

焼もどし温度 200°C, 300°C, 400°C および 600°C, ρ = 0 mm の試験片について Begley と Landes の方法により求めた R 曲線とこれに対応する荷重-電位差曲線より R 曲線で求まる J_{Ic} に対応する点は変曲点として表される。ここではき裂発生に対応する応力拡大係数 K_i より論ずる。Fig. 10 に K_i と √ρ との関係を示す。K_i と √ρ との間には比例関係が成り立っている。つまり半径 ρ を有する切欠き材の破壊が K_i/√ρ で決定されているので, き裂発生に対する破壊じん性値 K_i と疲労き裂材の破壊じん性値 K_{io} が次の関係で結ばれる。

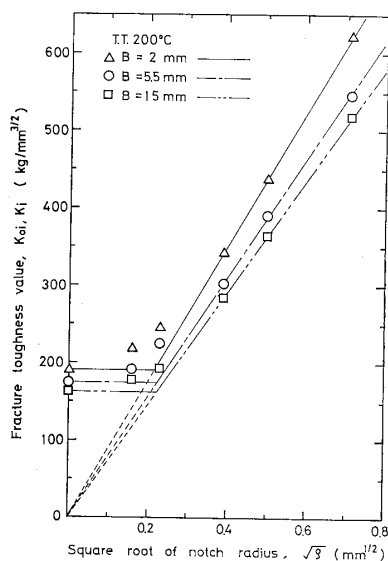


Fig. 10. Relation between stress intensity factor and square root of notch radius.

$$K_{io} = (\rho_i/\rho)^{1/2} K_i \quad (6)$$

ここで ρ_i は疲労き裂に対応する切欠き半径である。K 一定試験で応力腐食き裂成長試験を中断し, ペーキングした後空気中での破壊じん性値を K_{Isc} とすると, この値を(6)式に代入すれば等価切欠き半径 ρ_{eq} が次式で求まる。

$$\rho_{eq} = \rho_i (K_{Isc}/K_{io})^2 \quad (7)$$

よって微視分岐き裂の等価応力拡大係数 K_{eq} は負荷している応力拡大係数 K_{app} として次式で表される。

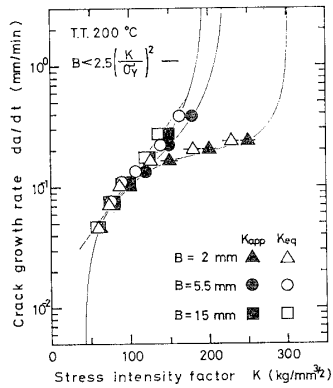


Fig. 11. Relation between effective stress intensity factor and crack growth rate.

$$K_{eq} = (\rho_i / \rho_{eq})^{1/2} K_{app} = (K_{io} / K_{isc}) K_{app} \quad (8)$$

(8)式より求めた応力腐食き裂成長挙動における成長速度 da/dt と K_{eq} の関係を Fig. 11 に示す. 図において da/dt を K_{eq} で整理すると平面ひずみ条件を満足する場合, 板厚に関係なく片対数線図で1本の直線関係が得られ, K_{app} より K_{eq} の方が da/dt と直接的な関係にある.

4・3 巨視分岐き裂の進展機構

北川らは無限板中で垂直応力に存在するき裂から対称分岐したき裂の応力拡大係数を計算している. その結果によると分岐角が $30 \sim 60^\circ$ のとき, 分岐き裂先端のモードIIの応力拡大係数は0近くとなり, 分岐き裂は安定に成長することを報告している. 本研究結果はそれとほぼ一致し, いったん分岐したき裂がこの θ の方向にできると安定して成長していくものと考えて間違いないであろう.

先に著者らは鈍化切欠きからの応力腐食き裂発生もある環境材料で分岐して2本のき裂になることを報告した. この場合切欠き底の応力分布のうち τ_{xy} が極値となる方向と一致したが, この場合にも同様にモードIIの応力拡大係数が極値となる条件に対応するものと考えられる.

さて NaCl 溶液中でも焼もどし温度 400°C , 500°C 材では巨視分岐し, 300°C 以下の焼もどし材では巨視分岐しなかったが, この理由についても現在次のように考えている. 分岐き裂ができるとき主き裂先端に離れき裂ができ, それに連続して成長して行くが巨視き裂が生じるのはこの先端にできる分岐の枝の長さが大きい場合であるものと予想される. したがって前述の $4l$ が重要であると考えられるが今後の検討課題とした.

5 結 言

高張力 SNCM8 鋼焼もどし材の 3.5%NaCl 溶液中の応力腐食き裂の分岐現象を観察し, 成長機構に関して考察を加えた結果次のような結論が得られた.

(1) 焼もどし温度が R.T. から 300°C までは巨視分岐を生じず微視分岐のみを生じた. 焼もどし温度が 400°C , 500°C では巨視分岐と同時に微視分岐も生じていた.

(2) き裂先端の開口変位量の測定からき裂は不連続に進行することおよび離れき裂の存在を示した. この離れき裂の発生点は三軸応力最大の地点よりむしろ弾性塑性境界あたりに形成される.

(3) 微視分岐を伴う応力腐食き裂の先端の力学場は等価切欠き半径を有する鈍化切欠きでモデル化でき成長速度と微視分岐き裂の等価応力拡大係数との間には平面ひずみ条件を満足する場合, 板厚に関係なく片対数線図で1本の直線関係が得られた.

(昭和56年10月2日 第1回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- Speidel, M. O., The Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys, ed., by J. C. Scully, NATO Scientific Affairs Division, 345 (1971).
- Carter, C. S., Eng. Frac. Mech., **3**, 1 (1971).
- Anderson, H., J. Mech. Phys. Solids., **17**, 405 (1969).
- Kitagawa, H., R. Yuki, and T. Ohira, Eng. Frac. Mech., **7**, 515 (1975).
- 中佐啓次郎, 武井英雄, 吉田基治, 齊藤利之, 日本金属学会誌, **44**, 1156 (1980).
- Hirose, Y., and K. Tanaka, ICM3, **II**, 409 (1979).
- Hirose, Y., and K. Tanaka, ICM8, **I**, 553 (1981).
- 広瀬幸雄, 田中啓介, 矢島善次郎, 岡林邦夫, 材料, **28**, 189 (1979).
- 広瀬幸雄, 田中啓介, 矢島善次郎, 第20回X線材料強度に関するシンポジウム, 132 (1981).
- 広瀬幸雄, 田中啓介, 材料, **29**, 822 (1980).
- 広瀬幸雄, 田中啓介, 岡林邦夫, 材料, **27**, 545 (1978).
- 広瀬幸雄, 田中啓介, 岡林邦夫, 材料, **28**, 196 (1979).
- ASTM Standard, E399-78 (1978).
- Griffith, J. R., and D. R. J. Owen, J. Mech. Phys. Solids, **19**, 419 (1971).
- Rice, J. R., and M. A. Johnson, Inelastic Behavior of Solid, ed., M. F. Kanninen, 641 (1970).
- 岡村弘之, “線形破壊力学入門”, (1976) 培風館
- Silliran, A. M., and T. W. Crooker, Eng. Frac. Mech., **9**, 159 (1977).
- 吉沢四郎, 米沢俊一, 山川宏二, 腐食防食協会78年春期大会前刷, 38 (1978).
- Landes, J. D., and J. A. Begley, ASTM STP632, 57 (1977).
- 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 日本材料強度学会誌, **16**, 59 (1981).