

# 高張力鋼の切欠き CT 試験片の破壊 じん性試験破面の X 線的研究<sup>†</sup>

矢島善次郎\* 広瀬幸雄\*\*  
田中啓介\*\*\* 小河弘\*

## X-Ray Diffraction Study on Fracture Surface Made by Fracture Toughness Tests of Blunt Notched CT Specimen of High Strength Steel

by

Zenjiro YAJIMA

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

Yukio HIROSE

(Faculty of Education, Kanazawa University, Kanazawa)

Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

and Hiromu OGAWA

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

Fracture toughness tests were carried out with blunt notched compact tension specimens of a high-strength low alloy steel, JIS SNCM 8 (equivalent to AISI 4340), tempered at several temperatures. The stress intensity factor  $K_{\rho}$  at the initiation of crack extension detected by the DC potential method was related to the initial notch-tip radius  $\rho$  by

$$K_{\rho} = K_0(1 + \rho/\rho_0)^{1/2}$$

where  $K_0$  and  $\rho_0$  are material constants. This was derived through the concept of the fictitious notch-tip radius proposed by Tanaka and Hirose. The values of material constants  $K_0$  and  $\rho_0$  took the lowest values for the material tempered at 300°C.

The residual stress near the fracture surface measured by the X-ray diffraction technique was tension. The depth of the plastic zone  $\omega_y$  was measured by the distribution of residual stress beneath the fracture surface. It was related to the stress intensity factor at crack initiation  $K_i$  by the following fracture mechanics equation:

$$\omega_y = \alpha(K_i/\sigma_Y)^2$$

where  $\sigma_Y$  is the yield stress and  $\alpha$  is from 0.14 to 0.12. The values of residual stresses very close to the fracture surface tended to decrease with increasing  $K_i$ , and were found to be a single-valued function of the fracture strain at the notch-tip determined from  $K_0$  and  $\rho_0$  values based on the fictitious notch-tip radius concept.

(Received Mar. 29, 1982)

キー・ワード：破壊じん性，鈍化切欠き，X線応力測定，破壊ひずみ，破壊力学

### 1 緒 言

材料の破壊破面近傍の X 線回折法による観察から得られる材料内部構造に関する情報をもとに，破壊の機構あるいは破面形成時の力学的条件を論ずる手法は X 線フラクトグラフィ (X-ray fractography) と称され，各種の破面解析に利用されている。破面の X 線情報の

うち残留応力は特に高硬度，高強度材料の場合に有効なパラメータであり，破壊じん性試験片破面<sup>3,4)</sup>，疲労破面<sup>5,6)</sup>および応力腐食割れ破面に<sup>7)</sup>応用され塑性域の測定やあるいは破面残留応力値と力学的特性値の相関が得られている。破壊じん性破面<sup>3)</sup>に関しては Tsushima らによって軸受鋼 (JIS SUJ 3) に対して，破面残留応力値が破壊じん性値とともに増大することが明らかにされ実部材の破壊じん性値の評価に利用された。また筆者らは前報<sup>4)</sup>において，焼入焼もどした高張力低合金鋼 (JIS SNCM 8) の破壊じん性試験片破面の X 線残

† 原稿受理 昭和57年3月29日

\* 正会員 金沢工業大学 金沢市南局区内野々市町

\*\* 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

留応力測定を行い, 破面残留応力は破壊じん性値とともに逆に減少し, かつ残留応力の破面深さ方向への分布では破面より少し内部で引張残留応力値が極大値をとることを明らかにした. さらに初期切欠きが有限の切欠き半径  $\rho$  をもつ場合, 破面残留応力値と破壊じん性との関係も  $\rho$  により異った.

本研究では続報として, 前報と同一材料を用い鈍化切欠き付 CT 試験片の破壊じん性試験における破面近傍の残留応力分布の系統的測定を行い, 残留応力分布と破壊機構との関連および破壊じん性との定量的関係について検討した.

## 2 実験方法

### 2.1 材料および試験片

実験に使用した材料は前報と同様の市販の JIS SN CM 8 鋼 (wt. % ; 0.39C, 0.74Mn, 1.38Ni, 0.78Cr, 0.23Mo) で, 試験片の面内外形状は 1 インチ型の CT 試験片<sup>8)9)</sup>で荷重点変位測定用の爪が付いている<sup>4)</sup>. また板厚  $B$  は 5.5 mm とした. 試験片の製作は, まず入手した 100 mm 直径の丸棒から軸直角に輪切りした平板の中央より試験片を機械加工し, 880℃ で 1 hr 焼ならし後, 850℃ で 1 hr オーステナイト化後油焼入れした. 焼もどし処理は 200, 300, 400, 600℃ 2 hr 水冷とした. 試験片熱処理による脱炭層を除去するため表面層片面ずつ 1.5 mm を 1  $\mu$ m ずつ研削除去しエメリー紙研磨仕上げをした. その後各試験片に対して  $\rho=0$  は疲労試験 (最大応力拡大係数  $K_{max}=21\text{MPa}\sqrt{m}$ , 応力比  $R=0$ ) で, また  $\rho=0.03, 0.05, 0.15, 0.25, 0.5$  mm の切欠きは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, 最終の初期切欠き長さを板幅  $W$  の半分とした. 試験前にはすべての試験片を電解研磨した. なお  $\rho$  が小さい場合にも, 先端は円形となっており初期切欠きとして充分満足できるものである<sup>10)</sup>.

引張機械的性質の測定のため直径 10 mm の丸棒試験片を同一熱処理した後引張試験した. Table I がその結果で, ここで破断ひずみは断面収縮率より求めた真ひずみである. また同表には前報<sup>4)</sup>で求めた疲労き裂材のき裂発生時の応力拡大係数  $K_i$  も同時に示す. なお材料の前オーステナイト粒径  $d$  は 12  $\mu$ m であった.

Table I. Mechanical properties of test material.

Tempering temperature TT (°C)	Yield stress $\sigma_Y$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Fracture strain $\epsilon_F$	Fracture toughness ( $\rho=0$ ) $K_{Ic}$ ( $\text{MPa}\sqrt{m}$ )
200	1530	1880	0.06	54
300	1410	1610	0.11	45
400	1330	1400	0.15	60
600	951	1050	0.34	79

### 2.2 破壊じん性試験

破壊じん性試験は島津オートグラフ DSS 10T を用いクロスヘッド速度 1 mm/min で行った. き裂発生点の検出は直流電位差法によったが, その詳細は前報<sup>4)</sup>に述べた. 実験では荷重と荷重点変位および電位差を自動記録した.

### 2.3 破面観察

走査型電子顕微鏡による破面観察は, 初期切欠き近傍の板厚中央部で特にストレッチ・ゾーンの有無および破面形態に注目した. また X 線応力測定は, 試験片破面および逐次電解研磨除去した面について行い深さ方向への分布を求めた. X 線測定条件は前報<sup>4)</sup>と同一で, Cr(211) 面回折を用い X 線応力測定法標準<sup>11)</sup>に従った. 測定箇所は初期切欠きに接しせん断破面を含まない板厚中央で 1  $\times$  4 mm<sup>2</sup> の領域で, き裂進展方向の残留応力を測定した.

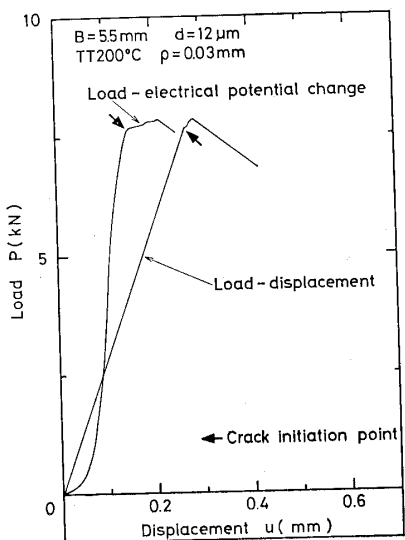
## 3 実験結果

### 3.1 破壊じん性

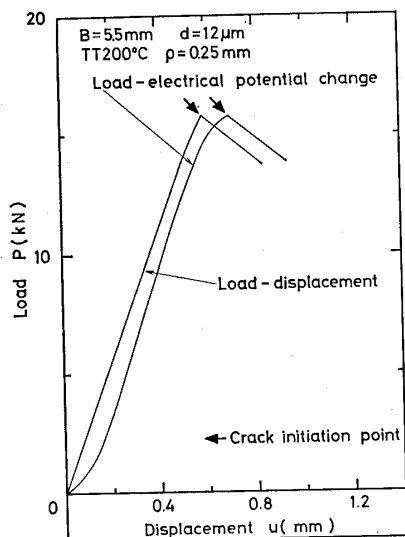
Fig. 1 に得られた荷重  $P$  と荷重点変位  $u$  および電位差  $\Delta V$  との関係の数列を示す. ここで  $P$ - $\Delta V$  関係において電位が急速に増大し始める変曲点を矢印で示した. なお前報<sup>4)</sup>において,  $\rho=0$  の場合で  $J_{Ic}$  試験法<sup>9)</sup>による  $J$ - $\Delta a$  曲線で  $\Delta a$  が限界ストレッチ・ゾーン幅となる点をき裂発生点としたが, この点は  $P$ - $\Delta V$  関係における上述の変曲点と一致した. また  $\rho$  が 0.03 mm 以上の場合の本実験では後述のようにストレッチ・ゾーンは観察されなかった. このときも  $J$ - $\Delta a$  曲線と縦軸との交点は上述  $P$ - $\Delta V$  曲線の変曲点と一致した<sup>\*1</sup>. Fig. 1 においてわかるように焼もどし温度が低い場合においても  $\rho$  が小さい場合には安定成長が認められる (Fig. (a)) のに対して  $\rho$  が大きくなるとき裂発生が不安定点と一致する (Fig. (b)). この境界の  $\rho$  は焼もどし温度が高いほど大きく, 焼もどし温度 200℃ では  $\rho=0.03\sim 0.05$  mm, 300℃ では  $\rho=0\sim 0.03$  mm, 400℃ では  $\rho=0.25\sim 0.5$  mm の間にあり 600℃ では  $\rho=0.5$  mm においても安定成長が認められた.

本実験範囲ではき裂発生点までの  $P$ - $u$  曲線はほぼ直線であるので, ここではき裂発生点に対応する応力拡大係数  $K_i$  をもって破壊じん性値とした. なお, このようにして定めた  $K_i$  は  $\rho=0$  のとき厚い板厚における ASTM E399 による平面ひずみ破壊じん性値  $K_{Ic}$  と一致することが確かめられている<sup>12)</sup>.  $K_i$  と切欠き半径の平方根  $\sqrt{\rho}$  との関係を図 2 に示す. ここで  $\rho=0$  の場合の  $K_i$  を  $K_0$ , その他の  $K_i$  を  $K_\rho$  と区別する. 図において  $\rho$  が大きい場合  $K_\rho$  と  $\sqrt{\rho}$  との間には直線関係が成立するが,  $\rho$  が小さくなると  $K_0$

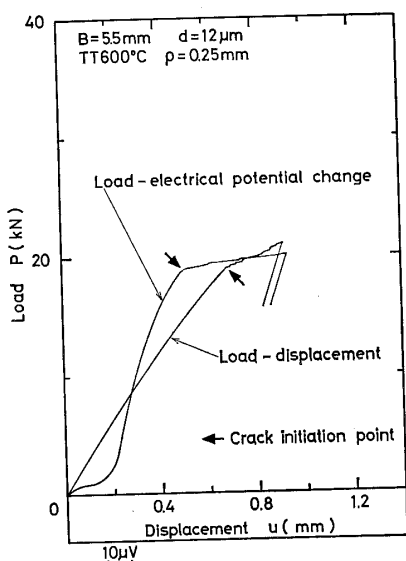
\*1 この実験は安定成長の認められる 400℃ 焼もどし材で,  $\rho=0.15, 0.25$  mm の場合について行った<sup>9)</sup>.



(a) TT200°C,  $\rho=0.03$ mm.



(b) TT200°C,  $\rho=0.25$ mm.



(c) TT600°C,  $\rho=0.25$ mm.

Fig. 1. Load versus load-point displacement and electrical potential difference.

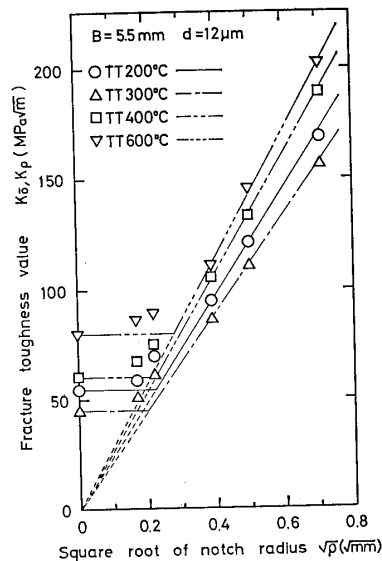


Fig. 2. Relation between fracture toughness and square root of notch-tip radius.

は  $K_0$  へ漸近する。  $K_{Ic}$  と  $\sqrt{\rho}$  との間の直線関係はへき開破壊に対して Wilshaw ら<sup>13)</sup>、また延性破壊に対して Mulherin ら<sup>14)</sup>、Ritchie らが報告しているが、 $\rho$  が 0 に近づくときの挙動は不明であった。一方、田中、広瀬<sup>10)</sup>は次の仮想切欠き半径で整理することを提案している。つまり  $\rho=0$  のき裂を  $\rho_0$  の半径 (潜在切欠き半径) をもつ切欠きとみなし、有限の  $\rho$  を有する場合には  $\rho+\rho_0$  (仮想切欠き半径) と考える。このとき  $K_i$  と  $\sqrt{\rho}$  の間の比例関係より、 $K_\rho$  と  $K_0$  の関係は次式で与えられる。

$$K_\rho/K_0 = (1 + \rho/\rho_0)^{1/2} \quad (1)$$

Fig. 2 のすべての実験結果 ( $K_0$ ,  $K_\rho$ ,  $\rho$ ) を各焼もどし材に関して式(1)に代入し、最小二乗近似して  $K_0$ ,  $\rho_0$  を求め、 $K_\rho/K_0$  と  $\rho/\rho_0$  を両対数線図に示した結果が Fig. 3 である。すべての場合式(1)で実験結果はよく近似できる。なおここで  $K_0$  を Table I に示す  $\rho=0$  の実験で得た  $K_i$  と比較するとやや小さくなっているがその差は大きくない。また  $K_0$  値および  $\rho_0$  値とも 300°C 焼もどし材が一番低く、いわゆる焼もどしせい

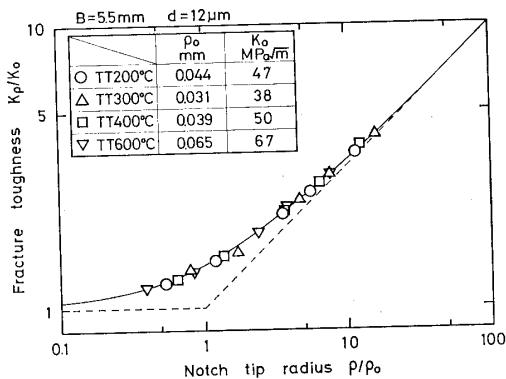
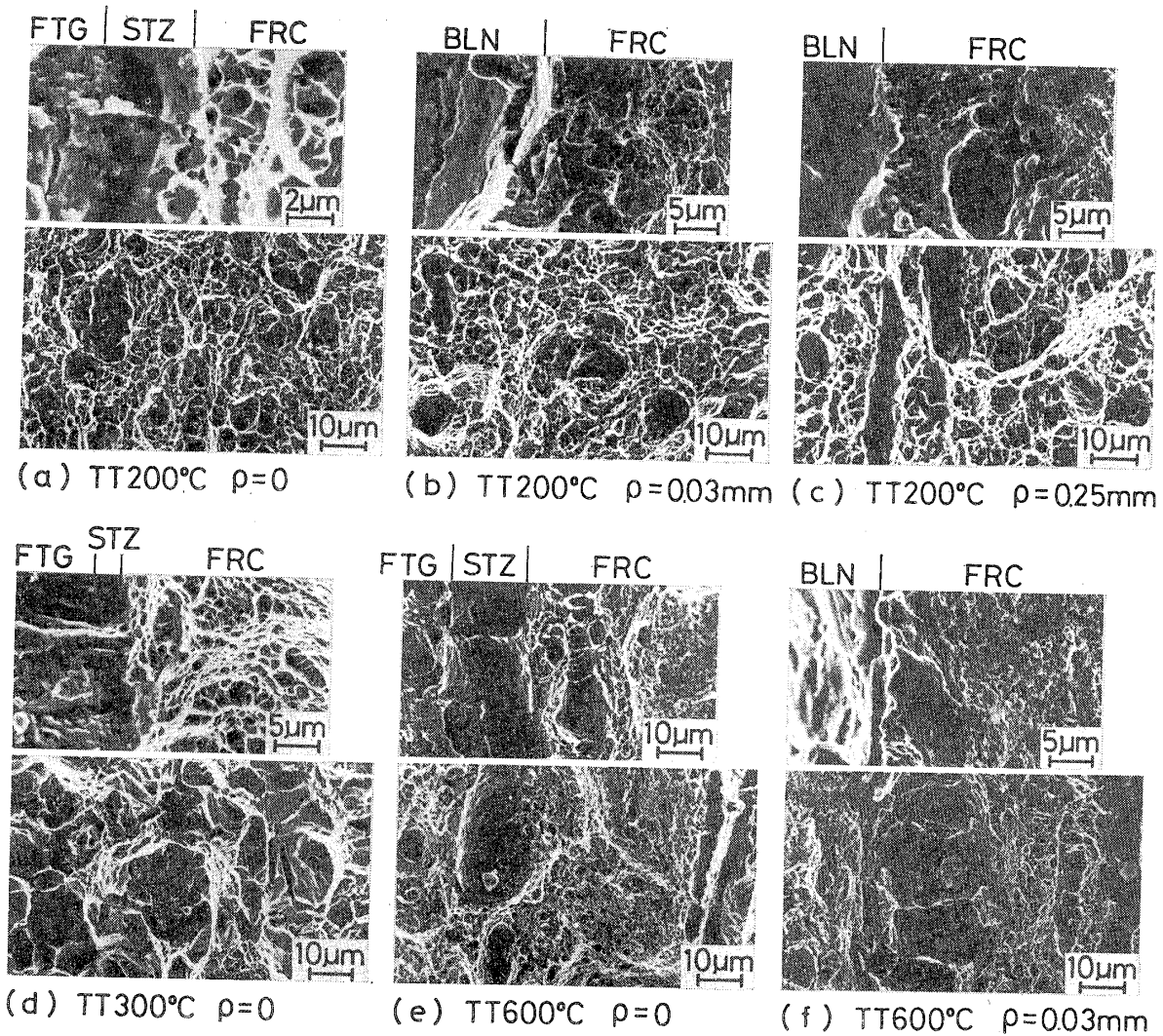


Fig. 3. Normalized relation between fracture toughness and notch-tip radius.



FTG : Fatigue crack. STZ : Stretched zone.  
BLN : Blunt notch. FRC : Fracture toughness.

Fig. 4. Scanning electron micrographs of fracture surfaces. (Crack growth direction is from left to right).

性現象と対応する。  $\rho=0$  の場合、焼もどし温度 300℃の場合破壊じん性が低下することは白砂らによっても報告されている。

3・2 走査型電子顕微鏡による破面観察

初期切欠き近傍の破面の走査型電子顕微鏡写真を Fig. 4 に示す。ここで各試験片において上段の写真はストレッチ・ゾーンの有無を、下段は破面形態を示す。(a)(d)(e)の  $\rho=0$  の場合ストレッチ・ゾーンが認められるのに対して、(b)(c)(f)の有限の  $\rho$  ではストレッチ・ゾーンが認められない。また 200℃焼もどし材の場合(a)(b)(c)では小さなディンプル破面であるのに対して 600℃焼もどし材の場合(e)(f)では大きなポイドが認められる。一方 300℃焼もどし材の場合(d)では前オーステナイト粒界割れが多くの部分を占める。なお丸棒引張試験片破面の場合この粒界割れはあまり認められなかった。

3・3 X線回折法による破面観察

破面を逐次電解研磨して求まる残留応力分布の測定

結果を Fig. 5 に示す。破面近傍の残留応力  $\sigma_R$  は引張りであり、分布形状は破面極く近傍で小さく少し内部で極大値をとった後深さ  $y$  とともになだらかに減少していく。同一焼もどし温度では、 $\sigma_R$  の極大値は  $\rho$  が小さい方が大きく内部への広がりも逆になくなる。

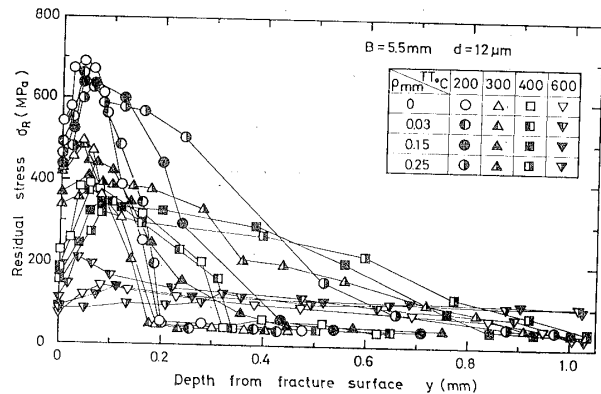


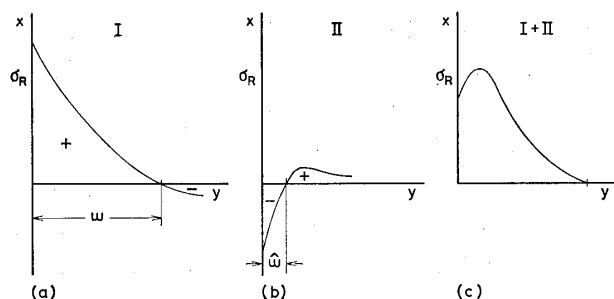
Fig. 5. Residual stress distribution near fracture surface.

また同一  $\rho$  では焼もどし温度が低い方が極大値は高い。破面での  $\sigma_R$  と極大値との差は焼もどし温度が 200℃, 400℃ のもので大きく, 300℃ では小さい。一方 600℃ の場合一般に  $\sigma_R$  は低く破面極く近傍での低下は明確でない。

4 考 察

4.1 破面近傍の残留応力分布と塑性域深さ

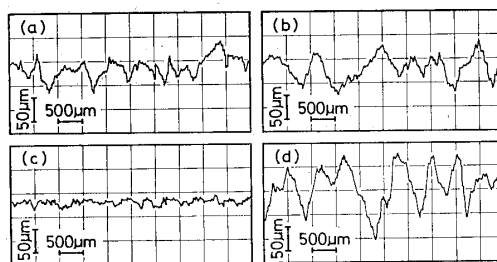
破面近傍の残留応力は引張りで, 破面極く近傍で低く内部に極大値をとりあとは深さとともになだらかに低下した。疲労破面近傍の残留応力分布に関する田中らの解析を破壊じん性破面の場合に適用する。まず負荷により初期切欠き先端で荷重軸方向  $y$  方向に塑性的に引伸され, き裂が進行したとき周囲の弾性部分のスプリングバックによってき裂面方向  $x$  方向に引張られる。これは Fig. 6 (a) に示すような I 型の残留応力分布を考えると考えられ破面近傍で大きな引張りで内部で圧縮となる。一方破壊により表面に凹凸が形成されるとこの  $x$  方向の残留応力の一部が解放される。つまり I 型の引張応力を低減する。この低減を Fig. 6 (b) に模式的に示す。本実験の結果は I と II 型の合成として Fig. 6 (c) のようになるものと理解される。なお Fig. 5 に示した  $\sigma_R$  の測定結果では破面を逐次電解研摩して測定した結果であるので圧縮の残留応力は認められない。



(a) Type I distribution due to monotonic plastic stretching.  
 (b) Type II distribution relieved by surface roughness.  
 (c) Superposition of Types I and II.

Fig. 6. Schematic illustration of residual stress distribution on fracture surface.

さて, この考えによると破面の粗さが大きい方が II 型による残留応力の解放が大きく, したがって破面極く近傍での引張残留応力の低下が大きくなることになる。この点を検討するため, 破面板厚中央部で初期切欠き近傍の破面粗さをき裂進行方向に測定した結果を Fig. 7 に示す。300℃ 焼もどし材の場合の粗さが一番小さく, その他は焼もどし温度とともに大きくなり, また同一の焼もどし温度では  $\rho$  が大きい方が粗くなっている。これを Fig. 4 に示した破面形態と比較すると, 300℃ 焼もどし材では前オーステナイト粒界割れであ



(a) TT200°C,  $\rho=0$ .  
 (b) TT200°C,  $\rho=0.25$ mm.  
 (c) TT300°C,  $\rho=0$ .  
 (d) TT600°C,  $\rho=0$ .

Fig. 7. Surface roughness profile close to initial notch. (Crack growth direction is from left to right.)

り, 他の焼もどし材では  $\rho$  とともにディンプルが大きくなることに対応している。なお以上定性的対応は得られたが, 残留応力分布型の定量的解析は今後の問題である。

さて, 破面下の残留応力分布 Fig. 5 において,  $\sigma_R$  がほぼ一定 (約 50 MPa) となる  $y$  の値が塑性域深さ  $\omega_y$  と考えられるが, その  $\omega_y$  と  $K_I$  を降伏応力  $\sigma_Y$  で割った商との関係を Fig. 8 に示す。両対数線図上で傾き 2 の直線で近似される。つまり

$$\omega_y = \alpha (K_I / \sigma_Y)^2 \quad (2)$$

で表され  $\alpha$  の値は  $\rho=0$  の場合 0.14 で,  $\rho=0.03, 0.15, 0.25$  mm に対して  $\alpha=0.13, 0.125, 0.12$  とほぼ直線的に減少していく。係数  $\alpha$  の値に関して Levy らによるき裂の完全弾塑性体平面ひずみ有限要素法解析結果では  $\alpha=0.15$  でありこれにほぼ近い。なお Fig. 8 の測定された塑性域深さ  $\omega_y$  は  $\rho$  より大きく切欠きの効果は小さかったものと解釈される。

4.2 切欠きからのき裂発生条件と破面残留応力  
 十分に深い鈍化切欠き底からの延性き裂の発生は切

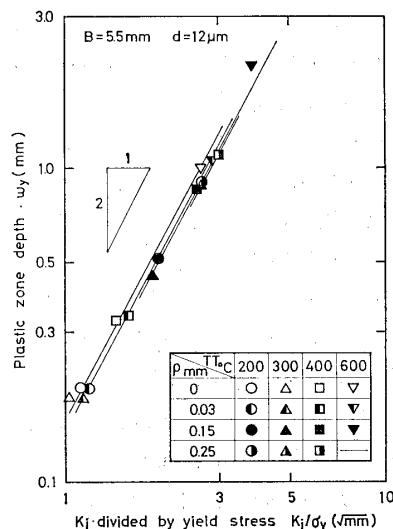


Fig. 8. Relation between plastic zone depth and stress intensity factor divided by yield stress.

欠き底での最大ひずみ  $\epsilon_{\max}$  を破壊条件としてとられる場合が多い。弾塑性体の平坦な切欠き底での  $\epsilon_{\max}$  の近似解は Rice<sup>18)</sup> により J 積分を使って求められた。完全弾塑性体の場合で  $\epsilon_{\max}$  が降伏ひずみより充分大きい場合次式で表された。

$$\epsilon_{\max} = 3/4 \cdot \epsilon_Y [1 + J/\sigma_Y \epsilon_Y \rho] \approx 3/4 \cdot J/\sigma_Y \rho \quad (3)$$

ここで本実験の場合のように  $P-u$  曲線が線型で小規模降伏条件が成立するとき  $J$  と  $K$  はヤング率  $E$ , ポアソン比  $\nu$  を介して

$$J = (1 - \nu^2) K^2 / E \quad (4)$$

で変換されるため,  $K$  と  $\epsilon_{\max}$  の関係は式(3)(4)より

$$K = [4/3 \cdot E / (1 - \nu^2) \cdot \epsilon_{\max} \sigma_Y \rho]^{1/2} \quad (5)$$

となる。Ritchie<sup>15)</sup> らは,  $\epsilon_{\max}$  が破壊ひずみ  $\epsilon_f$  に等しいときき裂発生するとして, その値を  $K_\rho$  として

$$K_\rho = [3/2 \cdot E \sigma_Y \epsilon_f \rho]^{1/2} \quad (6)$$

を導いた。ただし  $\nu = 1/3$  を使用した。式(6)において  $\rho \rightarrow 0$  のとき  $K_\rho \rightarrow 0$  となるが実際の実験結果は Fig. 3 に示すように  $\rho = 0$  の破壊じん性値  $K_0$  に近づく。田中<sup>10)</sup> らは  $\rho = 0$  のとき潜在的切欠き半径  $\rho_0$  を考え, 有限の  $\rho$  をもつとき  $\rho + \rho_0$  の仮想切欠きを考え式(6)が成立するとした。このとき式(6)は

$$K_\rho = [3/2 \cdot E \sigma_Y \epsilon_f (\rho + \rho_0)]^{1/2} \quad (7)$$

で表され, かつ  $\rho = 0$  のとき  $K_\rho = K_0$  であるので

$$K_0 = [3/2 \cdot E \sigma_Y \epsilon_f \rho_0]^{1/2} \quad (8)$$

となる。また式(7)(8)より前述の式(1)が求められ, 実験結果を有効に整理することができた。また田中<sup>10)</sup> らは仮想切欠きの概念は切欠き底からある有限の長さ離れた位置のひずみが限界値となる条件より導かれることを明らかにしている。最小二乗近似曲線より求まる Fig. 3 中に示した  $K_0$  と  $\rho_0$  を式(8)に代入し, Table I 中の  $\sigma_Y$  および  $E = 206 \text{ GPa}$  の値を用いて各焼もどし材について  $\epsilon_f$  を求めると, 焼もどし温度 200, 300, 400, 600°C に対して  $\epsilon_f = 0.11, 0.11, 0.16, 0.24$  となり Table I 中の丸棒引張試験の断面収縮より求めた  $\epsilon_f$  値と大きくは異なる。

さて破面極く近傍の残留応力は  $\epsilon_f$  が大きいほど, また  $\omega_y$  が小さいほど, 不均一塑性変形の程度が大きく高い残留応力値をとることが予想される。さらに  $\epsilon_f$  が大きいほど表面の凹凸が大きく Fig. 6 (b) に示した応力解放域が広がるものと予想される。Fig. 9 には上述で求めた  $\epsilon_f$  と破面残留応力および残留応力分布での極大値との関係を示す。図より両者とも  $\epsilon_f$  の増大に伴い減少し, 実験範囲でほぼ直線近似される。しかしながら, Fig. 8 に示したように  $\omega_y$  がほぼ  $K$  のみで決定されるため, 同一材料で  $\epsilon_f$  が同一でも  $\rho$  が大きくなると  $\sigma_R$  がやや減少する傾向がある。  $\epsilon_f$  の増加とともに  $\sigma_R$  が減少するのは上述の表面の凹凸の効果および  $\omega_y$  が増大する効果が大きいとと解析され

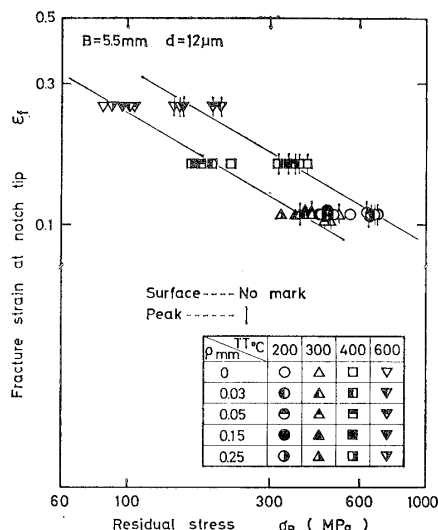


Fig. 9. Relation between notch-tip fracture strain and residual stress.

る。なお Tsushima<sup>3)</sup> らの軸受鋼での結果では残留応力分布に破面極く近傍での低下は認められず, 凹凸の効果が少く  $K_{Ic}$  が增大すると  $\epsilon_f$  も増大しこのため破面残留応力が  $K_{Ic}$  とともに増大したものと考えられる。

X線フラクトグラフィの応用の観点から考えると, Fig. 8 に示した塑性域深さ  $\omega_y$  とき裂発生時の  $K_I$  の関係は  $\rho$  にあまり依存せず破壊じん性値の推定に対して最も有効である。また破面残留応力測定のみからは, 現状ではあらかじめ Fig. 9 のような実験的關係を得ておく必要があり, このとき  $\rho$  がかなり大きい場合式(6)で求まる  $\epsilon_f$  ないしは  $K_\rho / \sqrt{\sigma_Y \rho}$  で整理するとよいことがわかったが, 両者の関係の予想に関しては今後の研究が必要である。また  $K_0, \rho_0$  の値は破壊の微視機構と密接に関係しており, その物理的意味および焼もどしぜい性との関係についても今後研究する予定である。

## 5 結 言

本研究で得られた結果をまとめると以下のようなになる。

(1) 切欠き半径  $\rho$  の鈍化切欠き付 CT 試験片の破壊じん性試験でのき裂発生時の応力拡大係数  $K_\rho$  は, すべての焼もどし温度の材料に対して, 仮想切欠き半径の概念に基づく次式で整理された。

$$K_\rho = K_0 (1 + \rho/\rho_0)^{1/2}$$

ここで  $K_0$  は  $\rho = 0$  の値であり, また  $\rho_0$  は  $\rho = 0$  に対応する潜在切欠き半径である。  $K_0, \rho_0$  とともに焼もどしぜい性に対応する 300°C 焼もどし材で最小となった。

(2) 破面近傍の残留応力は引張りで, 分布型は破面極く近傍で低く, 少し内部で極大値をとりそれ以上の深さでは単調に減少した。この分布型をき裂先端での

引張変形に基づく残留応力と破面凹凸による応力解放の重ね合せとして説明した。

(3) 残留応力分布に基づき測定した塑性域深さ  $\omega_p$  と、き裂発生時の応力拡大係数  $K_i$  および降伏応力  $\sigma_Y$  との間には次の破壊力学関係式が成立した。

$$\omega_p = \alpha (K_i / \sigma_Y)^2$$

ここで  $\alpha$  は  $\rho=0$  で 0.14 であり、 $\rho$  が大きくなるとやや減少した。

(4) 破面残留応力および破面内部の極大値は、き裂発生が仮想切欠き先端での最大塑性ひずみが破壊ひずみ  $\epsilon_f$  に等しいときに生じるとして(1)の  $K_0$ ,  $\rho_0$  値より求めた  $\epsilon_f$  により単調に減少し、この関係は  $\rho$  にあまり依存しなかった。

(昭和56年10月6日 第25回材料研究連合講演会にて一部講演)

#### 参 考 文 献

- 1) 平 修二, 田中啓介, 鉄と鋼, **65**, 450 (1979).
- 2) X線材料強度部門委員会報告, 材料, **31**, 244 (1982).
- 3) N. Tsushima, H. Nakashima and H. Muro, 日本材料強度学会誌, **10**, 91 (1975).
- 4) Z. Yajima, Y. Hirose, K. Tanaka and H. Ogawa, Proc. 25th Jap. Cong. Mat. Res., 50 (1982).
- 5) 小峰厚友, 中西英介, 小峰克郎, 材料, **27**, 245 (1978).
- 6) 田中啓介, 畑中伸夫, 材料, **31**, 215 (1982).
- 7) 広瀬幸雄, 田中啓介, 矢島善次郎, 岡林邦夫, 材料, **28**, 189 (1979).
- 8) ASTM Standard, Part 10, E399-81 (1981).
- 9) ASTM Standard, Part 10, E813-81 (1981).
- 10) 田中啓介, 広瀬幸雄, 第18回X線材料強度シンポジウム前刷, p.140 (1981).
- 11) 日本材料学会編, "X線応力測定法標準" (1973).
- 12) S. Taira and K. Tanaka, Eng. Frac. Mech., **11**, 231 (1979).
- 13) T.R. Wilshaw, C.A. Rau and A.S. Tetelman, Eng. Frac. Mech., **1**, 191 (1968).
- 14) J. H. Mulherin, D. F. Armiento and H. Markus, Trans. ASME, Ser. D, **86**, 709 (1964).
- 15) R.O. Ritchie, B. Francis and W.L. Server, Met. Trans., **7A**, 831 (1976).
- 16) 白砂洋志夫, 大久保忠恒, 材料, **28**, 183 (1979).
- 17) N. Levy, P.V. Marcal, W. J. Ostergren and J. R. Rice, Int. J. Frac. Mech., **7**, 143 (1971).
- 18) J.R. Rice, Fracture, H. Liebowitz, ed., Vol. II, 191 (1968) Academic Press