

論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.431 : 620.193.27

水中遅れ破壊における切欠底部の破面様相*

藤田 達**・酒井 忠迪***・山田 凱朗***

Fractographic Features of Notch Root Region in Delayed Fracture in Water

Tatsu FUJITA, Tadamiti SAKAI, and Yoshiro YAMADA

Synopsis:

A delayed fracture test has been made on SNCM8 steel tempered at 490°C ($\sigma_Y = 127 \text{ kg/mm}^2$) in distilled water at 80°C using self-stressed WOL specimens. The results obtained are as follows:

- 1) Crack initiation time is almost identical with the total delayed fracture time in the case of conventional notched specimen.
- 2) Prevailing dimple pattern is observed in delayed fracture surface under higher applied stress, consisting with the fracture surface in air, while intergranular cracking is observed under lower stress. This trend agrees with the cases of delayed fracture in hydrogen gas and in distilled water with zinc anode.
- 3) Stretched zone is observed both in the tensile fracture and the delayed fracture. The width of stretched zone is proportional to $(K_{IC}/\sigma_Y)^{1.91}$ for the tensile fracture, while it is proportional to $(K_{IC}/\sigma_Y)^{1.13}$ for the delayed fracture if σ_Y does not vary in the case and 127 kg/mm² is applied. This indicates that the apparent decrease of flow stress σ_Y should take place during the delayed fracture test. But the effect of hydrogen cannot be estimated because this material shows large stress relaxation.
- 4) On the basis of Hahn and Rosenfield's relationship between K_{IC} and tensile properties, it is estimated that the apparent considerable decrease of the true fracture strain of material near notch root combined with the apparent decrease of flow stress σ_Y , occurs in the delayed fracture in the water.

1. 緒 言

高張力鋼に、ある水準以上の応力を負荷して水中に保持すると、ある時間を経た後破壊する。これは、現象的に遅れ破壊と呼ばれることが多いが、種々の観点からみて、切欠きないしはき裂（これら欠陥の発生に対しては腐食の役割を考慮することも重要である）の先端近傍に侵入した水素が材料を劣化させるためと考えられている¹⁾。しかし、侵入した水素がその材料の変形応力や破断歪にどのような影響を与えるのかを直接調べることは困難である。水素を電解法などでチャージした試料の引張試験は参考になるが直接的ではない。さらに、そのような試験の場合、水素吸収法の差や、電解の際の表面損傷なども原因してか、変形応力に関する結果が一致していない。水素チャージによつて変らないという報告²⁾³⁾、水素量が約 3 ppm 以上では増加するという報告⁴⁾、そ

れとは逆に低下するという報告¹⁾⁵⁾⁶⁾がある。浅野ら⁷⁾は、予歪を与えた試料と与えない試料に水素を電解チャージして引張試験を行ない、後者では降伏応力が低下するが（ただし、歪硬化率は増加する）、前者では増加するという結果を得た。彼らは予歪を与えない場合の降伏応力の低下は主として表面層の水素損傷によるものであり、予歪を与えた場合にはその効果が無視できるので、固溶水素は変形応力を増加させるという結論を下している。破断歪に関するデータ²⁾³⁾⁵⁾⁸⁾は、いずれも低下を示している。ヤング率 E はほとんど変わらないようである⁹⁾。

以上のような理由から、我々は、破面の切欠底部に観察される Stretched Zone（引伸ばし帯）の幅が破壊じん性値や変形応力と相関のあることに注目し、これを遅れ破壊に適用し、切欠底部の材質がどのような変化を受けるかについて検討し、2, 3 の知見を得たので報告する。また WOL 型試片を用いることにより遅れ破壊試験にお

* 昭和 49 年 9 月鉄鋼基礎共同研究会第 33 回遅れ破壊部会にて発表
昭和 49 年 12 月 25 日受付 (Received Dec. 25, 1974)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., 3-18, 1-chome Wakihamacho Fukiai Kobe 651)

Table 1. Chemical composition of SNCM8 (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
0.43	0.36	0.75	0.022	0.014	0.14	1.83	0.84	0.28	0.022

ける破壊発生時間と進行時間を分離し、全破壊時間に占める割合を評価し、同時に、水中遅れ破壊破面と、通常の瞬時破壊破面、水素脆性破面および疲労破面との比較観察を行なったので合わせて報告する。

2. 実験方法

2.1 遅れ破壊実験

SNCM 8 (化学成分を Table 1 に示す) を調質したもの (490°C 焼もどし) を供試材とした。室温における機械的性質は、引張強さ 140 kg/mm²、0.2% 耐力 127 kg/mm²、減面率 50% (破断真歪 70%)、歪硬化率約 0.05 である。また液体窒素中での引張強さは 163 kg/mm²、0.2% 耐力は 158 kg/mm² である。遅れ破壊試験は主に 80°C の蒸留水中で行なつたが、一部は、破面形態の比較のために、水素ガス中 (30 kg/cm²、常温) および常温蒸留水中で、試料の周囲を Zn で取り囲んで陰分極させた状態での遅れ破壊試験も行なつた。また、き裂進行速度の比較のために、20°C 蒸留水中でも行なつた。Fig. 1 に試験片形状を示す。これは self-stressed WOL¹⁰⁾ (wedge opening loading) と呼ばれるもので、ネジによつて切欠先端に応力集中を与える。切欠先端半径は約 0.08 mm である (機械加工によるもので、疲労クラックは導入していない)。大気中および液体窒素中での破壊じん性試験の場合は、この試験片に引張試験機を用いて応力を負荷したが、その際大気中試験については、クリップゲージを用いて開口変位 (Fig. 1 の v) を測定し、応力-開口変位の関係を得た。ネジによつて所定の応力を負荷する場合には、その関係を用いて対応する開口変位を与えた。その応力 P から次式¹¹⁾によつて応力拡大係数 K_I を計算した。係数 Y は、 a/W , H/W (記号は Fig. 1 を参照) によつて決まる。

$$K_I = Y \frac{P}{BW} \sqrt{a}$$

用いた試片の板厚 $B = 16$ mm は、平面歪状態を保証するに十分な大きさである¹²⁾。なお、self-stressed WOL 試験片においては、き裂の進行とともに、 K_I は減少する。一方、従来筆者らが行なつてきた首下切欠付ボルト状試験片を用いた遅れ破壊試験¹³⁾¹⁴⁾では、き裂の発生時間に加えて、き裂の進行時間が含まれた、破断時間が検出される。そこで、これに平行して、同一材料、同一環境

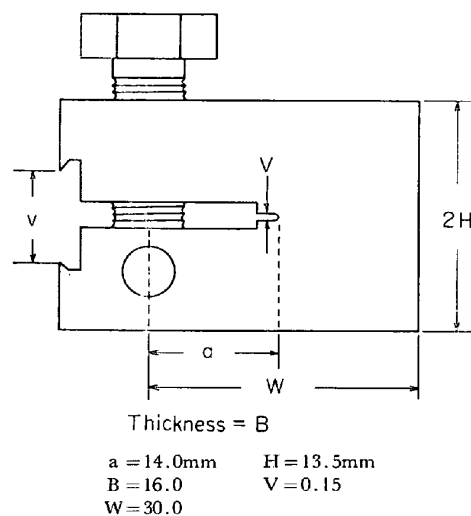


Fig. 1. Self-stressed WOL specimen used in delayed fracture test.

中で首下切欠試験片による遅れ破壊試験を行ない、 K_{Ic} -破断時間の関係を求め、WOL 試験片による K_I -き裂発生時間の関係と比較した。後者のき裂発生時間の検出は、外部からの目視によつた。なお、ボルト状試験片の K_I の計算には次式¹⁵⁾を用いた。

$$K_I = 0.233 \sigma_{net} \sqrt{\pi D}$$

(σ_{net} : 谷径公称応力, D : 試片外径)

き裂の進行速度は、WOL 試験片の側面に目盛を印しておき、外部からき裂の進行を観察することにより得た。き裂の進行にともなう K_I の変化は、種々のき裂長さを持つた試料で求めた応力-開口量の関係を用いて決定した。

2.2 破面観察実験

破壊じん性試験の破面を観察すると、通常、き裂ないし切欠底部に、Stretched Zone (引伸し帯、以下 S. Z. と略す) と呼ばれる特徴の無い領域が見られ、この幅 d と、応力拡大係数との関係が調べられている。それによると、 $\ln d \propto N \ln (K_{Ic}/\sigma_Y)$ という関係が認められる。 N の値は BATES ら¹⁶⁾によると 1.70 (試料は種々の鋼種を含む)、本実験と同様 SNCM 8 に関する SPITZIG¹⁷⁾ のデータによると 1.93 であり、 $N \approx 2$ である。 $\ln d \propto \ln \{(\sigma_Y/E) \cdot (K_{Ic}/\sigma_Y)^2\}$ を示したデータ¹⁸⁾ もあるが、 $\ln(\sigma_Y/E) + 2 \ln (K_{Ic}/\sigma_Y)$ において $\sigma_Y \ll E$ であるから σ_Y の変化は第 1 項にはあまり効かず、結局 $\ln d \propto 2 \ln (K_{Ic}/\sigma_Y)$ と近似できる。

S. Z. は、切欠きやき裂の開口変位に伴つて、その先端部が引き伸ばされることによつてできる領域で、複雑な塑性変形機構によつて比較的特徴の無い面になると説明されている¹⁹⁾。この解釈に従うと、疲労き裂より先端

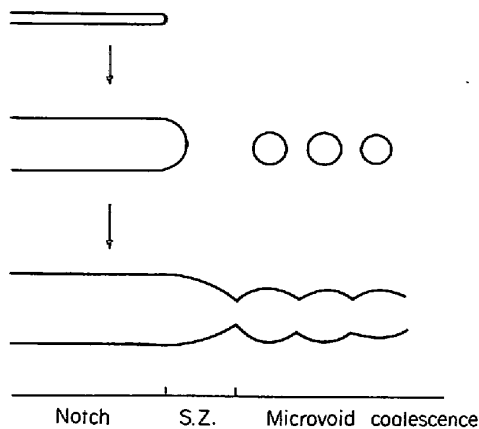


Fig. 2. Schematic of fracture initiation by microvoid coalescence.

半径の大きい切欠きの方が、引き伸ばされる領域が大きいから、生成される S. Z. の幅も広いものになると予想され、また当然、引き伸ばされる大きさ（先端開口変位 V ）が大きい程広がる。

この S. Z. が存在することおよびそれに続いて等軸ディンプル破面が観察されることは、ともに、破壊が内部から発生したことを示すと思われる。以上の S. Z. と等軸ディンプル領域の生成過程を模式的に示すと Fig. 2 のようになる。

一方、破壊力学によると、応力レベルの低い時（公称負荷応力/耐力 < 0.7 ）には、き裂先端開口変位 V および塑性域寸法 R は次のように表わせる²⁰⁾。

$$R \propto \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2, V \propto \frac{\sigma_Y}{E} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

これらは、理論的には、完全弾塑性体に対して導かれており、現実の材料（歪硬化率を考慮する場合）に適用する際には、 σ_Y は変形応力の平均値的なものと考えべきである²¹⁾。なお、比例係数は、平面応力状態の場合には、 R に対しては $\pi/8$ 、 V に対しては $1/2$ 、平面歪状態の場合は、それらの約半分である。すなわち、この (1) 式と S. Z. の生成機構を合わせ考えれば、先の S. Z. の幅 Δ に関する実験式は、単なる偶然ではなく、物理的に充分根拠を持つものである。一方、今回の self-stressed WOL 型試片による遅れ破壊試験の場合、Fig. 3 のようにネジ部の開口変位が固定されている。従つて試験開始の負荷直後には、それに応じた応力状態 K_I および σ_Y ($= 127 \text{ kg/mm}^2$) に対応した初期の R および V が決まる。その状態から水中に保持された場合、水素が塑性域近傍に侵入蓄積し、たとえば σ_Y をもし低下させると、 R および V が増加し、その結果遅れ破壊破面の Δ は $\sigma_Y = 127 \text{ kg/mm}^2$ と考えた場合の寸法より大きな

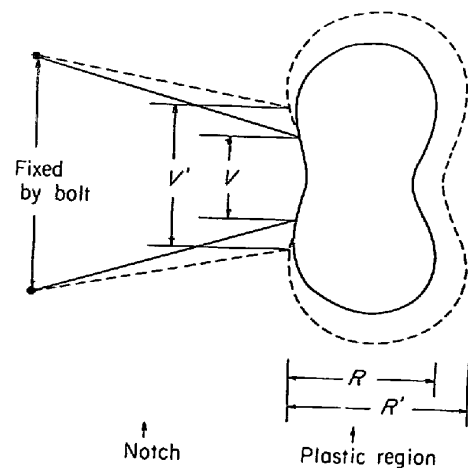


Fig. 3. Schematic of the specimen in delayed fracture: plastic region and notch root opening displacement vary ($R \rightarrow R'$, $V \rightarrow V'$) during loading in water.

ものとなるであろう。すなわち遅れ破壊に対して (1) 式を適用してみて、それからのはずれを調べることにより、遅れ破壊の機構に関する何らかの情報が得られる可能性がある。

そのために、走査電顕によつて Δ の測定実験を行なった。なおこの際、結果の解釈にあつて考慮しなければならないものとして応力緩和現象がある。もし降伏応力以下の応力下でもある時間保持することによつて塑性変形を生じるのであれば、その時刻における R は、 $\sigma_Y = 127 \text{ kg/mm}^2$ と考えた場合よりも大きくなり、その結果 Δ は大きくなるであろう。すなわち Δ が増大したという結果を得たとしても、それは侵入した水素によるものではなく、応力緩和現象の結果かもしれない。そのために応力緩和実験を大気中で行なうことにした。用いた材料は SNCM 8 であるが引張強さ 187.8 kg/mm^2 のものである。比較のためこれと同一強度レベルのマルエージング鋼（引張強さ 182.7 kg/mm^2 ）についての応力緩和実験も行なつた。

以上は切欠底部の破面観察実験であるが、同時に遅れ破壊破面全体の様相の K_I 依存性およびこれと比較するための大気中および液体窒素中瞬時破壊破面、疲労破壊破面（高サイクルおよび低サイクル）を調査した。また大気中で高応力を負荷したあと、除荷し、その後液体窒素中で破壊した破面の観察も行ない、予負荷の際のボイドの発生成長の有無を調べた。

3. 実験結果と考察

3.1 遅れ破壊実験

水中での遅れ破壊は、発生、伝ばとも、温度を上げ

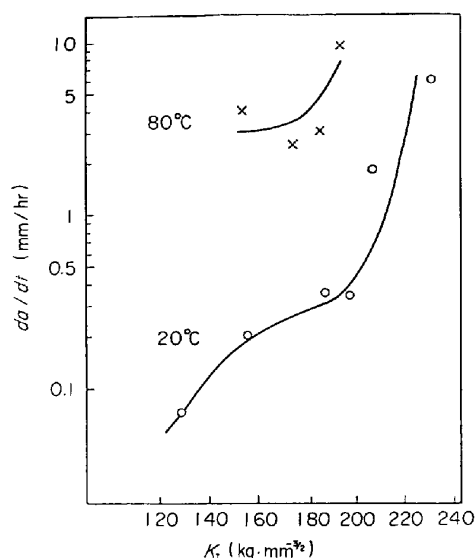


Fig. 4. Crack propagation velocity in delayed fracture in 20°C and 80°C distilled water.

ることによつて促進される。Fig. 4 は、き裂進行速度について、それを確認したものである。形式的に、温度依存性がアレニウス型として $K_I = 180 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ で活性化エネルギーを求めると約 7.9 kcal/mol となり、金尾ら²²⁾の 8.3 kcal/mol に近い。Fig. 5 は 80°C 蒸留水中での遅れ破壊試験結果である。縦軸は、self-stressed WOL 型試片、首下切欠試片ともに負荷応力を K_I で示した。横軸は、黒丸印の場合、外部から目視でとらえた WOL 型試片によるき裂発生時間を示している。一方、Fig. 3 からわかるように、き裂の進行速度はかなり速く、今の場合、き裂が発生してから、試片の端まで伝ばするのに要する時間は約 1 hr である。したがって、き裂の進行をとらえさえすれば、発生時間は、誤差が約 1 hr 以内で評価しうる。これに対して白丸印は、ボルト状試片による破断時間であるが、両者間にはほぼよい一致がみられる。これは前述のようにき裂進行速度が比較的速いことから、全破断時間の大部分はき裂発生時間によつて占められていることによる。また言い換えれば、首下切欠試片を用いた遅れ破壊試験の破断時間は、ほぼ遅れ破壊き裂発生時間と同義であることを意味する。

Fig. 5 中矢印は、破面観察に供した試料を示す。比較のための大気中瞬時破壊破面は、ディンプルが主体 (Photo. 1 a) で、粒界および擬へき開が若干混在している。それに対し、水中遅れ破壊破面も、 K_I の高い場合には大気中破壊破面と同じである (Photo. 1 b)。しかし K_I が低くなると、粒界破壊が主体となる (Photo. 1 c)。水素ガス中 (Photo. 1 d) や、Zn 付試料の場合も同様の傾向を示し、水中遅れ破壊が水素によることを

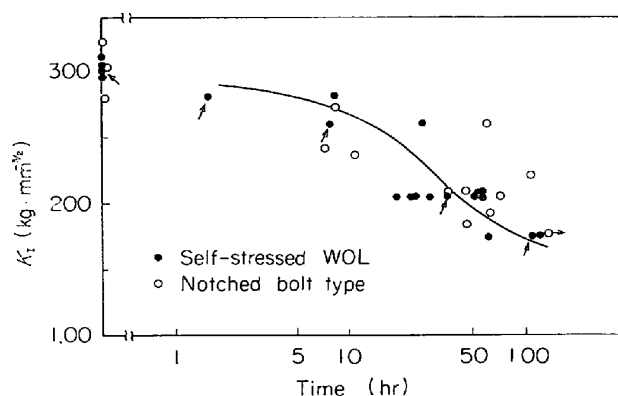


Fig. 5. The result of delayed fracture test in 80°C distilled water. Time means the initiation time for the self-stressed WOL specimen (solid circle) and the fracture time for the notched bolt type specimen (open circle). Arrows indicate the specimens studied by fractographic observation. K_I indicates the initial stress-intensity factor.

示す証拠の 1 つを与えている。なお、この結果は、BEACHEM¹⁾ が平面応力状態で得た結果と一致している。また、遅れ破壊のディンプル破面の出現理由として、大気中での応力負荷時の切欠先端領域でのボイドの発生成長の有無も考慮しなければならないであろう。このことを調べるために、いつたん大気中で $K_I = 260 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ まで負荷した後（この応力下での遅れ破壊破面はディンプルが主体である）、除荷し、次いで液体窒素中で引張破壊した。その破面 (Photo. 1 f) は、直接液体窒素で破壊した破面 (Photo. 1 e) と差異を認められない擬へき開性の破面である。従つて、負荷の段階で遅れ破壊のディンプル破面を決定してしまう程のボイドの成長は無いと考えられる。

ほかに、比較のために、この材料の疲労破面 (10^4 回および 4×10^5 回破断) も観察したが (Photo. 1 g, h)、遅れ破壊のいずれの破面とも明らかに異なっている。

3.2 Stretched Zone の観察

Fig. 5 中の矢印の試料（大気中の破壊 $K_{IC} = 300$ および遅れ破壊 $K_I = 260, 203, 175$ ）および液体窒素中破壊試料 ($K_{IC} = 239.6$) および大気中で予荷 ($K_I = 260, 175$) したあと液体窒素中で破壊した試料 ($K_{IC} = 285.3, 253$) について切欠底部の破面観察を行ない、いずれも S. Z. が存在することを確認した。S. Z. の幅 Δ はかなりバラツキがあるので、切欠きに沿つて多数の視野を観察し、 Δ のヒストグラムを作成し Δ の平均値を求めた (Fig. 6)。その結果明らかに、 Δ と K_I/σ_Y との間に相関が認められる。ただし、大気中予荷後液体窒素中で破壊

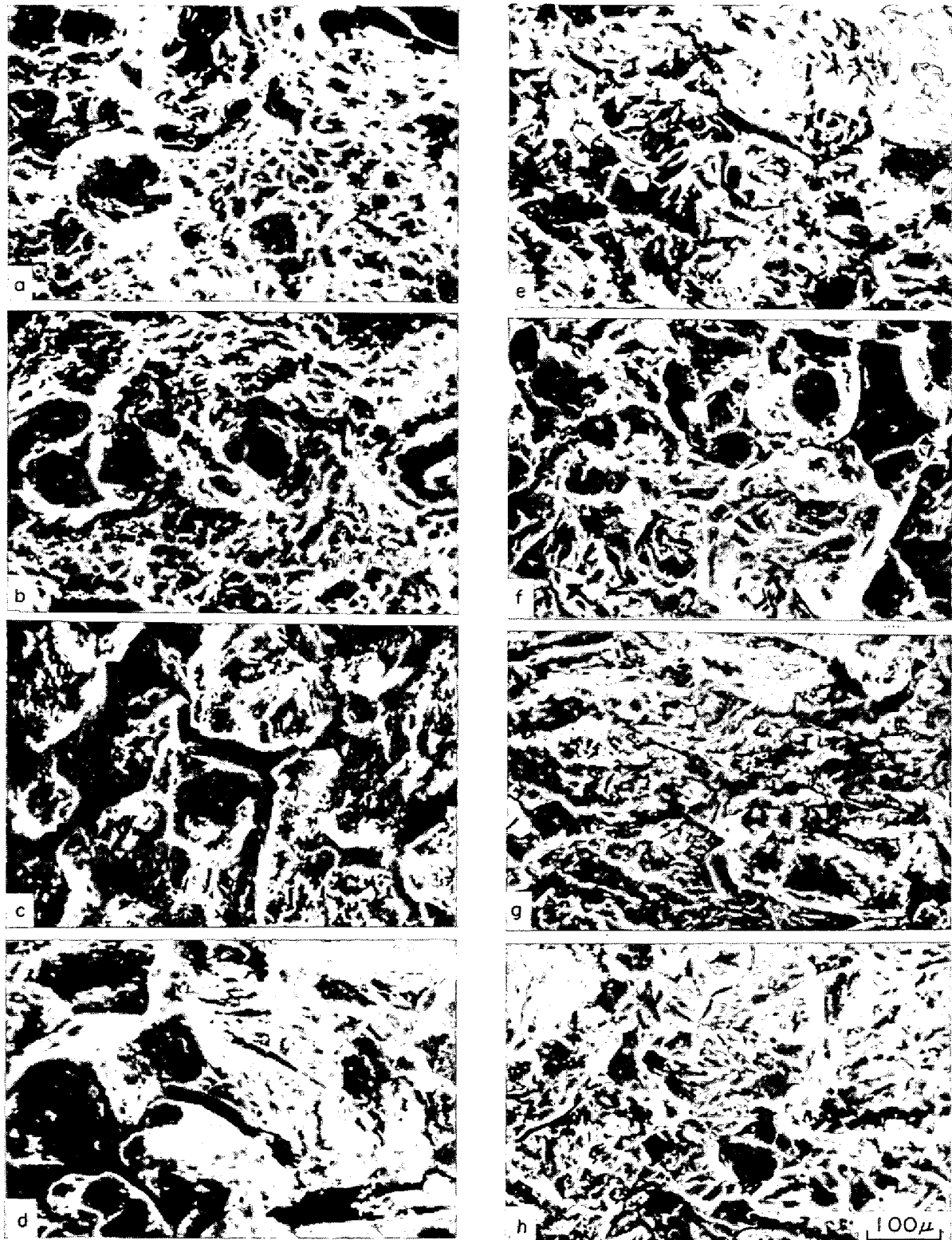
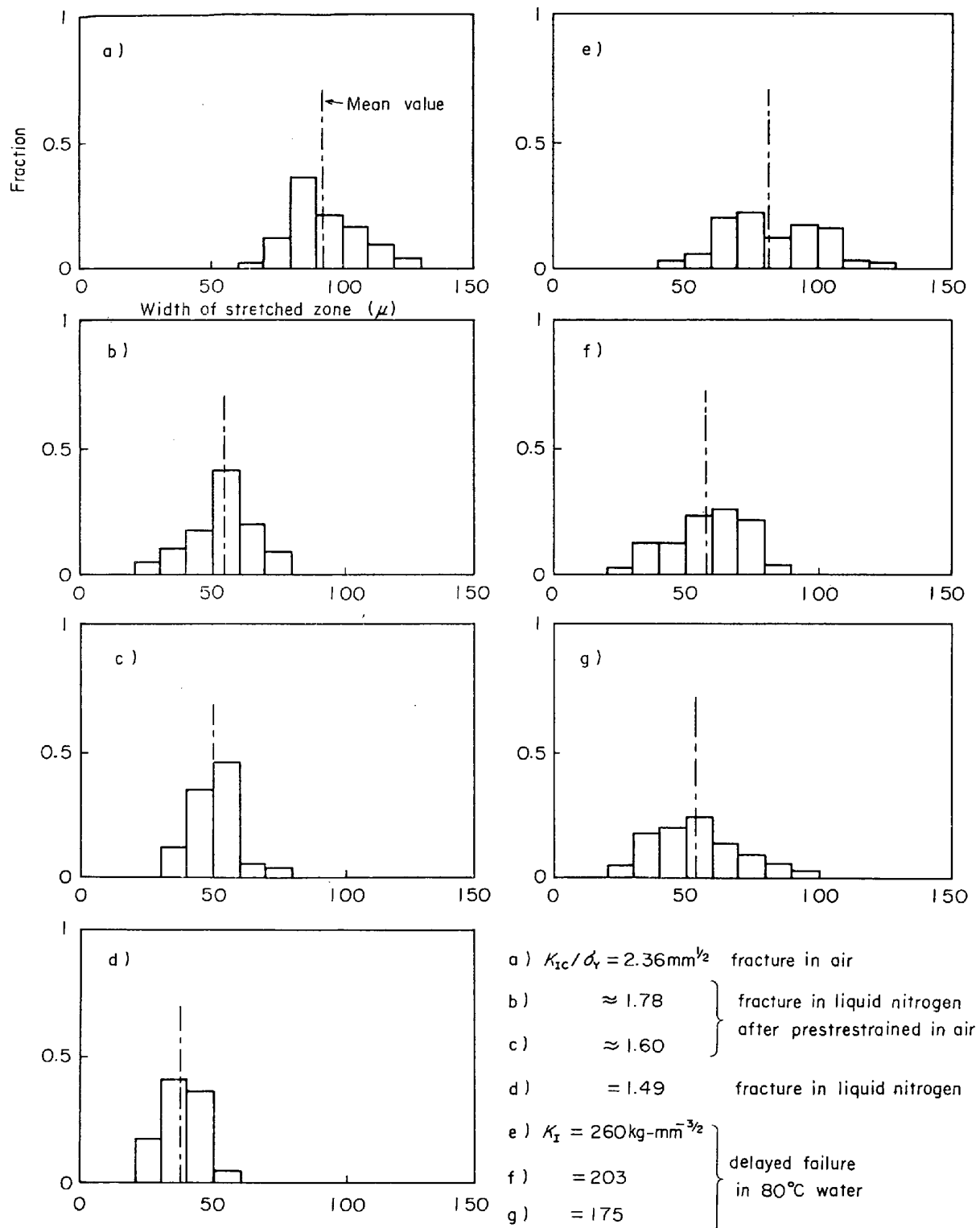


Photo. 1. Fractographs of a : fracture in air, b : and c : delayed fracture in 80°C distilled water under higher applied stress ($K_I=203$) and lower stress (K_I is not known), respectively, d : delayed fracture in hydrogen gas (30 kg/cm²) under lower stress, e : fracture in liquid nitrogen, f : fracture in liquid nitrogen after prestressing ($K_I=260$) in air (region just under the stretched zone). g and h : low (10^4) and high cycle (4×10^5) fatigue in air, respectively.

Fig. 6. Histogram of the width of stretched zone (unit is μ).

させた試料 (Fig. 6 b, c) の σ_Y は、予荷の無い試料の液体窒素中引張試験による σ_Y と等しいと近似したので、参考データである。Photo. 2 は、各試験片の S. Z. 領域の代表的な写真である。Fig. 7 は Δ の平均値と K_I/σ_Y の関係をプロットしたものである。同時に SPIT-

ZIG¹⁷⁾ のデータもプロットした。図中 SPITZIG のデータで V とあるのは、(1) 式を用いて計算したき裂先端開口変位である。すなわち、SPITZIG の結果によると、 $V \approx \Delta$ となり、その直線勾配は 1.93 である。これに対し、本実験の大気中破壊と液体窒素中破壊のデータを結ぶ勾

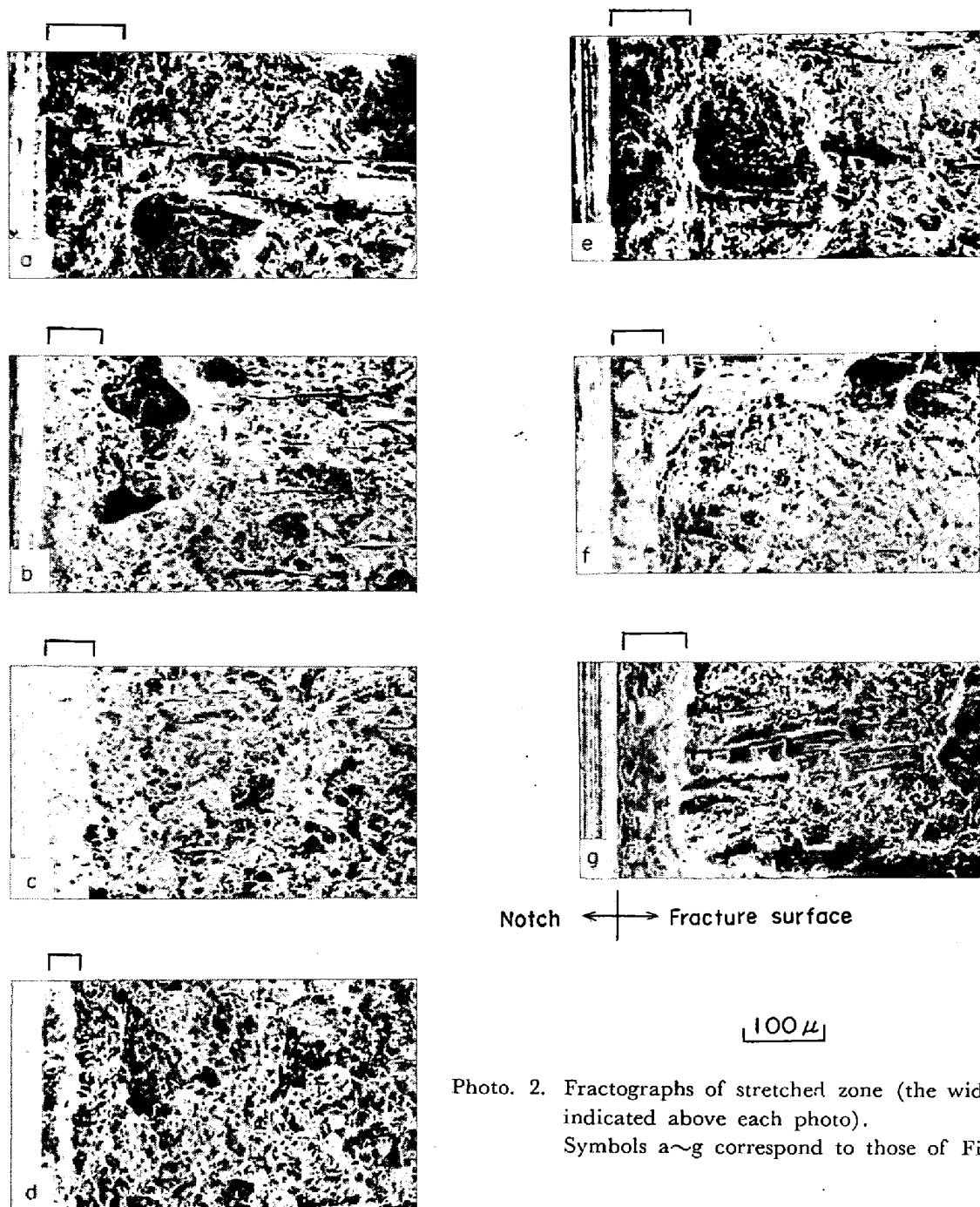


Photo. 2. Fractographs of stretched zone (the width is indicated above each photo).
Symbols a~g correspond to those of Fig. 6.

配も 1.91 でこれと良く一致している。絶対値に差があるのは、実験方法の項で説明したように、SPITZIG の試験片の場合疲労き裂であるのに対し、本実験の場合は先端半径の大きい切欠きであることによる。また先端半径がある程度大きくても、(1)式の比例関係は成立することがわかる。

それらに対し、遅れ破壊の場合には、もし σ_Y が健全材と変わらず 127 kg/mm^2 と仮定すると、図に見るように勾配が 1.13 となる。一方通常の破壊においては勾配

は前述のように、破壊力学的検討から 2 に近い値をとるべきであり、この場合は 1.91 である。そこで遅れ破壊のデータがこの直線に一致するように σ_Y を決定してみる。そのようにして決定した σ_Y を Table 2 に示す。すなわち、「遅れ破壊に際し見かけ上 σ_Y (これは、実験方法に説明したように、変形応力の平均値的なものとしての物理的意味をもつ) は低下する」という結果を得た。見かけ上というのは次の理由による。すなわち塑性域内のさらに小さな局所において水素侵入による材質の変化

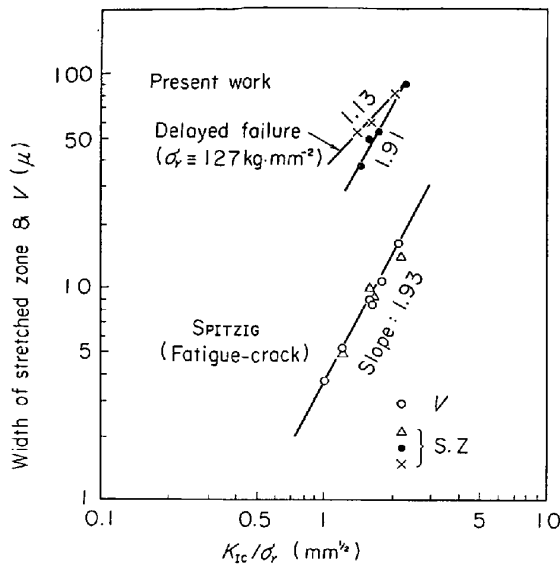


Fig. 7. Relationship between the width of stretched zone and K_{IC}/σ_Y .

Table 2. Calculated reduced yield strength σ_Y' (or mean flow stress) in delayed failure from Fig. 7.

K_I (kg·mm ^{-3/2})	σ_Y' (kg·mm ⁻²)
300	127.0 (σ_Y)
260	118.2 (0.93 σ_Y)
203	109.7 (0.86 σ_Y)
175	98.3 (0.77 σ_Y)

が生じてクラックが発生しその結果そのクラックを含んだ領域の σ_Y が低下したのかもしれないからである。さらにこの材料は、かなり大きな応力緩和を生じる。Fig. 8 a に同一鋼種（ただし引張強さ 188 kg/mm²）の応力緩和実験結果を示す。Fig. 8 b に参考のために耐遅れ破壊性のよい 18Ni マルエージング鋼の結果を示した。すなわち、遅れ破壊に際しての見かけ上の σ_Y の低下（＝塑性域の増大、き裂先端開口量の増大）には、この応力緩和現象を考慮しなければならない。しかし定量的な評価一見かけ上の σ_Y 低下の一部、あるいはすべてが応力緩和現象のためか、あるいは、応力緩和現象が侵入水素によつて抑制されてこの程度の σ_Y の低下となつているのかは、今後の課題である。

以上変形応力の変化について示したが、水素チャージした材料の引張試験と、水中遅れ破壊に際しての切欠底部の材質変化を比較するためには、破断歪に関する情報も重要である。HAHN と ROSENFELD²⁰⁾は、き裂底部の歪（伸び）が引張試験の破断真歪 ϵ_f の 1/3 に達したときき裂が進展すると仮定して、 K_{IC} と引張諸性質との間に次の関係式を導いている。

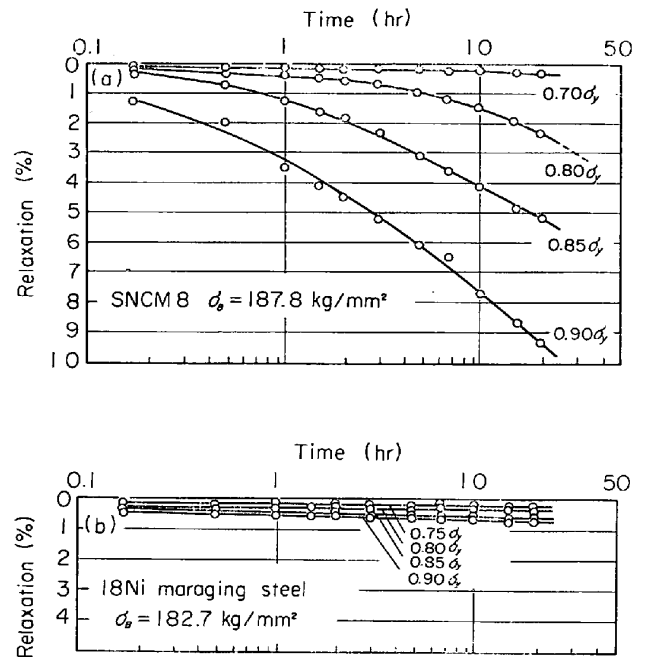


Fig. 8. Stress relaxation in air of SNCM 8 (a) and 18Ni maraging steel (b).

$$K_{IC} \approx 5.07 \sqrt{(2/3) E \sigma_Y \epsilon_f n^2} \quad (2)$$

この式は実験データとかなりよい一致を示している。我々の試料の室温大気中引張試験結果から K_{IC} を計算してみると $E=21\,000$ kg/mm² として、 $K_{IC}=283$ kg·mm^{-3/2} を得る。実験結果は $K_{IC} \approx 300$ （ただし、疲労き裂の場合は約 270）でよい一致がみられる。次にこの式を遅れ破壊に適用してみる。すなわち、Table 2 で求めた σ_Y' を (2) 式の σ_Y に代入して ϵ_f を求めると、Table 3 が得られ、 ϵ_f はかなり低下していなければならないことがわかる。ここで σ_Y' は先に記した意味において見かけ上のものも考えられるから、 ϵ_f もそれに対応したものとしてとらえなければならない。ただし E 、 n は健全材と変らないとしている。 n が増加すれば ϵ_f は Table 3 の値よりさらに小さな値になる。

結局、今回の S. Z. の観察と、その解析から、水中負荷試験に試験片切欠先端部の塑性域（および開口量）が増大し、同時にその部分の材質の破断真歪がかなり低下して破壊に至ると解釈できる。

なお、Fig. 8 b の 18Ni マルエージング鋼は、応力緩和量が極めて少ないが、先述のごとく耐遅れ破壊性は SNCM 8 のとき低合金鋼よりもはるかにすぐれている。このことは、応力緩和現象が、切欠先端部での活性なすべり面の形成による水素吸収の促進や、水素の鋼中への運搬などを通して、遅れ破壊へ寄与していることを示すものかもしれない。したがって、将来 18Ni マルエ

Table 3. Calculated K_I from fracture true strain ϵ_f of tensile test in air (top row) and estimated fracture true strain from K_I in delayed fracture using σ_Y' of Table 2 on the assumption that $E (=21\,000\text{ kg/mm}^2)$ and $n (=0.05)$ are constant in the relationship (1). RA indicates the reduction of area calculated from ϵ_f .

K_I kg·mm ^{-3/2}	ϵ_f	RA
283	0.70	0.50
260	0.64	0.47
203	0.42	0.34
175	0.35	0.29

ージング鋼で今回と同様の遅れ破壊試験を実施し検討すれば何らかの知見が得られると予想される。また一般に材料によらず、水中と同時に大気中で WOL 型などの試片に長時間負荷し、開口変位を経時的に精度よく測定することができれば、水からの侵入水素による変形阻止効果を直接的に評価しうる可能性がある。

4. 結 論

0.2% 耐力 127 kg/mm² の SNCM 8 に関して、切欠先端半径 0.08 mm の WOL 型試験片を用いた、平面歪応力下での 80°C 蒸留水中遅れ破壊試験を行ない、次の諸結果を得た。

1. 遅れ破壊のき裂発生までの時間に比較して、き裂の進行速度は非常に速い。したがって通常行なわれる首下切欠ボルト状試片のごとき、機械加工切欠試片による応力-破断時間曲線は、ほぼ応力-破壊発生時間曲線に等しいといえる。

2. 高い応力下での水中遅れ破壊破面形態は、大気中の瞬間破壊のそれと同じであり、切欠底部の Stretched Zone に次いで、等軸ディンプルが主体の破面を呈する。これはともに破壊が内部から発生したことを意味する。応力が低下するにつれて粒界破壊が主体の破面へ移行する。水素ガス中および水中での Zn による陰分極下での遅れ破壊（水素脆性破壊）の破面形態もこれと同様の傾向を示す。

3. 遅れ破壊の場合にも Stretched Zone が観察される。通常の瞬時破壊（大気中や液体窒素中の破壊じん性試験）の場合、Stretched Zone の幅 d は、 $(K_{IC}/\sigma_Y)^{1.91}$ に比例し、破壊力学的に妥当であるが、遅れ破壊における幅 d は、もし σ_Y が健全材と同じ 127 kg/mm² であるとする $(K_{IC}/\sigma_Y)^{1.13}$ に比例する。このことは遅れ破壊に際し見かけ上 σ_Y が低下することを意味する。しかしこの材料は大きな応力緩和を生ずるため、水素の効

果を分離することはできない。

4. 遅れ破壊を Hahn-Rosenfield の式により評価すると、見かけ上 σ_Y の低下のみならず、破断真歪の大きな低下を伴うことが示される。

おわりに、本研究に対し親しく御指導賜った大阪大学溶接工学研究所木原博前所長および佐藤邦彦教授に深甚なる謝意を表します。また走査電顕観察に御協力いただいた神戸製鋼所 中央研究所 近藤亘氏に深く感謝致します。

文 献

- 1) C. D. BEACHEM: Met. Trans., 3 (1972), p. 437
- 2) J. D. HOBSON and C. SYKES: JISI, 196(1951), p. 209
- 3) R. P. FROHMBERG, W. I. BARNETT, and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 47 (1955), p. 892
- 4) J. SEABROOK, N. GRANT, and D. CARNEY: J. Inst. Metals, Trans. AIME, 188 (1950), p. 1317
- 5) N. J. GRANT and J. L. LUNDSFORD: Iron Age, 175 (1955), p. 92
- 6) 吉沢, 南野, 山川: 第 21 回腐食防食討論会講演要旨集, (1974), p. 70
- 7) 浅野, 杉本, 大谷: 名古屋工業大学学報, 25 (1973), p. 361
- 8) H. C. ROGERS: Acta Met., 4 (1956), p. 114
- 9) P. BASTIEN and P. AZOU: Compt. Rend., 231 (1950), p. 147
- 10) J. BERGGREEN: Werkstoffe Korrosion, 21 (1970), p. 640
- 11) W. K. WILSON: ASTM STP 410, (1969), p. 69
- 12) ASTM Standards, Part 31 (1970), p. 913
- 13) S. YAMAMOTO and T. FUJITA: Fracture, Proc. 2nd International Conf. on Fracture, (1969), p. 425
- 14) T. FUJITA and Y. YAMADA: International Conf. on SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, France, preprint F-4, (1973)
- 15) P. C. PARIS and G. C. SIH: ASTM STP 381, (1965), p. 30
- 16) R. C. BATES, W. G. CLARK, Jr. and D. M. MOON: ASTM STP 453, (1969), p. 192
- 17) W. A. SPITZIG: ASTM STP 453, (1969), p. 192
- 18) 中沢, 小林: 日本機械学会誌, 75 (1972), p. 118
- 19) C. D. BEACHEM: Fracture, ed. by H. LIEBOWITZ, (1968), p. 243 [Academic Press]
- 20) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: ASTM STP 432, (1968), p. 5
- 21) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: Acta Met., 13 (1965), p. 293
- 22) 青木, 金尾, 荒木: 鉄と鋼, 58 (1972), A31