

## 論文

SSRT 法による 500 MN/m<sup>2</sup> 級高張力鋼の  
電気防食条件下における引張性質と破壊挙動

© 1985 ISIJ

中野 恵司\*・金尾 正雄\*\*・青木 孝夫\*

Tensile and Fracture Behaviour of 500 MN/m<sup>2</sup> Grade High Tensile  
Steel under Cathodic Protection by Slow Strain Rate Technique

Keishi NAKANO, Masao KANAO and Takao AOKI

## Synopsis :

Slow strain rate tensile tests were carried out on specimens of a high tensile structural steel (JIS SM50B) in 3.5 % NaCl solution as a function of strain rate under freely corroding and cathodically polarized conditions. The main results obtained are as follows ;

(1) A tendency of decrease in ductility was notable at potentials less than  $-850$  mV(SCE) with strain rates less than  $7 \times 10^{-5}$  s<sup>-1</sup>. This decrease in ductility was attributed to cathodically charged hydrogen induced cracking.

(2) The hydrogen induced cracking resulted in formation of transgranular cracks and their crystallographic planes were found not to be cleavage but mainly parallel to {110} slip planes.

(3) The hydrogen induced cracking was not observed under constant load condition in the range of cathodic potential studied, so it was suggested that the continuous plastic deformation played an important role for the hydrogen induced cracking to occur.

## 1. 緒 言

鋼の環境誘起割れのなかで水素脆性による現象は、多くの鋼の強度水準と環境の組み合わせによつて生じ、応力腐食割れ、または遅れ破壊、硫化物応力腐食割れ、水素誘起割れ、水素環境割れなどとさまざまな名前で呼ばれている。一般的に鋼の強度水準が低いほど環境はより苛酷で、水素侵入量が多量となる条件で割れが生じる。

従来、500 MN/m<sup>2</sup> 級高張力鋼程度の強度の鋼は 3% 程度の食塩水や海水などのマイルドな環境では電気防食された状態においても一定荷重下で水素脆性を生じるとは考えられないので、このような材料と環境条件下における水素脆性はほとんど研究の対象にはなつていなかった。

しかしながら、著者らは最近、活性径路腐食型応力腐食割れに好んで用いられるようになった低ひずみ速度引張試験 (SSRT) 法を 3.5% NaCl 水溶液中の SM 50 B 鋼に適用したところ、カソード分極下において水素脆性感受性を示すことを見出した。すなわち、SM50B 鋼は  $-850$  mV (SCE) より卑な電位で、また  $7 \times 10^{-5}$  s<sup>-1</sup> より遅いひずみ速度で絞りが急激に低下して水素脆性感受性を示した。また、HINTON と PROCTER<sup>2)</sup> は引張強

さ 550 MN/m<sup>2</sup> のラインパイプ鋼 X-65 が 3.5% NaCl 水溶液中のカソード分極条件下において、SSRT 試験を行つた結果、延性が著しく低下すること、そして、それが水素の侵入によるへき開割れの形成に起因することを報告した。

この形の水素脆性は SSRT 法によつて初めて見出されたものであるが、このような低強度の鋼のマイルドな環境下における水素脆性の挙動、特徴や本質についてはまだ、ほとんど明らかにされていない。

そして、SSRT 法では、水素脆性の諸現象に対しても、例えば超強力鋼<sup>3)4)</sup>の 3.5% NaCl 水溶液中の遅れ破壊、軟鋼<sup>5)</sup>やラインパイプ鋼<sup>6)7)</sup>の硫化物応力腐食割れ、水素ガス中<sup>8)</sup>における水素環境割れなどに用いられている。しかしながら、まだ水素脆性に対する SSRT 法の適用例は少なく、従つて、この手法による水素脆性の評価の意義について明確でない部分が多い。

この研究においては、海洋構造物などによく用いられる溶接構造用高張力 SM50B 鋼について、3.5% NaCl 水溶液中で、種々の条件下で低ひずみ速度引張試験を行い引張性質や損傷、破壊の様相に及ぼすひずみ速度、カソード分極電位の影響を調べて、SM50B 鋼の陰極防食下の水素脆性感受性を明確にするとともに水素脆性に対

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 59 年 7 月 9 日受付 (Received July 9, 1984)

\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of the steel used (wt%).

| C    | Si   | Mn   | P      | S     |
|------|------|------|--------|-------|
| 0.14 | 0.32 | 1.32 | 0.0018 | 0.007 |

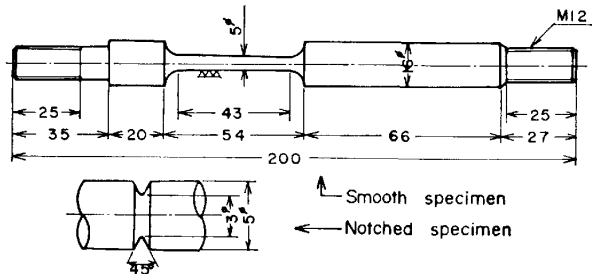


Fig. 1. Dimensions of the test specimens. (mm)

する SSRT 法の意義についても若干の検討を行った。

## 2. 供試材及び実験方法

供試材は圧延面に平行な層状のフェライト・パーライト組織を有する板厚 20 mm の市販 SM50B 鋼で受け入れのまま使用した。Table 1 に化学成分を示した。引張試験片は長手方向を圧延面と平行に採取した。丸棒平滑及び環状切欠試験片を使用した。その形状寸法を Fig. 1 に示した。なお、実験は主として平滑試験片を用いて行った。試験片は平行部を 04 番エメリー紙で研磨した後、エチルアルコール中で超音波洗浄し、平行部を除き試験液に接する部分をコーティングした。試験環境はすべて 25°C で大気中及び 3.5%NaCl 水溶液中の自然腐食電位 ( $E_{Corr}$ ) 及び、カソード分極電位条件下で行った。試験液は脱イオン蒸留水と試薬特級の NaCl を用いて作成した。試験中、溶液の pH は特に調整せず、大気開放で約 10 l の貯水槽から毎分 100 cc の流量を試験槽へ循環させた。電位規制はポテンショスタットにより各定電位にカソード分極を行った。この時、白金線を陽極とし基準電極には飽和甘汞電極を用いた。引張試験は  $2.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 2.3 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で行った。なお、ひずみ速度を広範囲に変えた場合、試験時間すなわち水素を供給している時間が異なることになり、水素脆性挙動に影響を与えることも考えられる。そこで、引張試験開始前に最大 160 h までの種々の時間、応力を加えない状態でカソード分極を行ったが、試験前の分極による水素添加は試験結果に影響を及ぼさないことを確かめている。

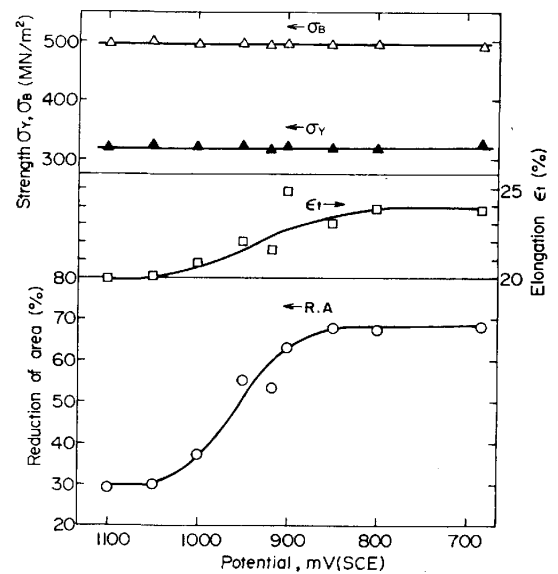
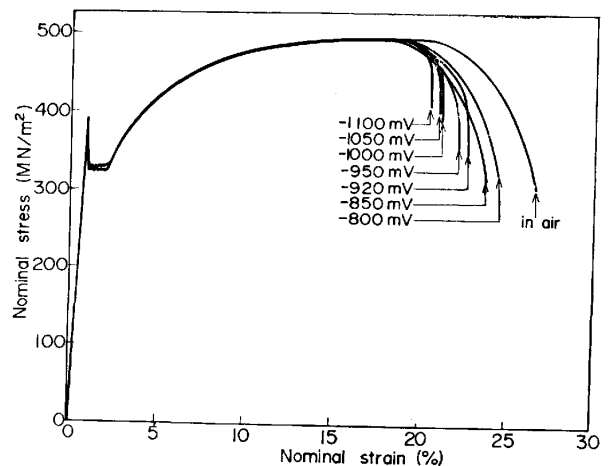
## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 低ひずみ速度引張試験結果

Fig. 2 に 3.5%NaCl 水溶液中の  $E_{Corr}$  及び各カソ

ード分極電位下で  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で引張試験を行ったさいの引張性質と電位の関係を示す。強さに対しては分極の影響は生じなかつたが絞り、伸びは  $-850 \text{ mV (SCE)}$  (以下 SCE は省略) までは変化は少ないが、 $-950 \sim -1050 \text{ mV}$  にかけて急激に低下し、さらに卑な電位では一定となつた。Fig. 3 に応力-ひずみ曲線を示す。伸びの低下が主に局部伸びの減少であることが分かる。

Fig. 4 に大気中、 $E_{Corr}$  及び  $-1050 \text{ mV}$  の分極下における引張性質とひずみ速度の関係を示す。降伏強さと引張強さはひずみ速度の低下とともに直線的に低下したが、環境による差はなくこの強度低下はよく知られ


 Fig. 2. Effect of cathodic potentials on the mechanical properties of smooth specimens at a strain rate of  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ .

 Fig. 3. Engineering stress-strain curves for smooth specimens obtained with different potential at a strain rate of  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ .

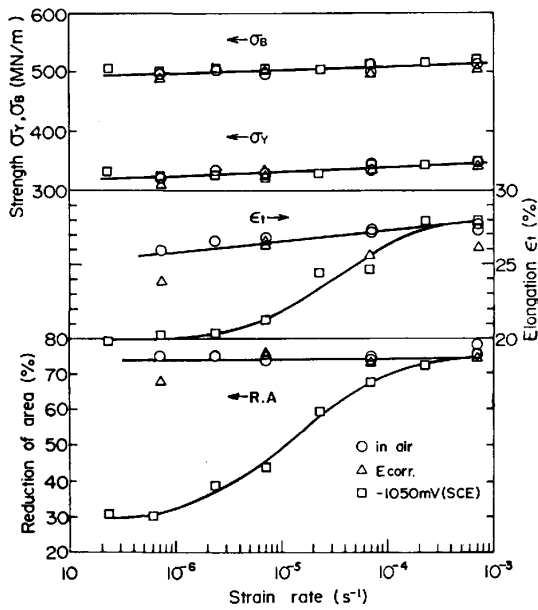


Fig. 4. Effect of strain rate on the mechanical properties of smooth specimens at a cathodic potential of  $-1050 \text{ mV (SCE)}$ .

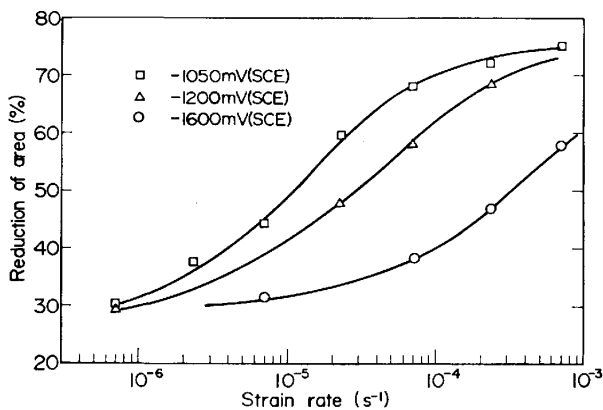


Fig. 5. Effect of strain rate on the reduction of area of smooth specimens tested at various potentials.

ているひずみ速度依存性であつて水素によるものとは考えられない。絞りは大気中及び  $E_{\text{Corr}}$  下ではひずみ速度の影響は見られず、ほぼ一定の 75% であつたが、 $-1050 \text{ mV}$  分極下では  $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度より遅い速度で著しい減少を生じ、 $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  以下ではほぼ一定の 30% となつた。伸びについても同様の傾向が見られた。

Fig. 5 に  $-1050$ ,  $-1200$ , 及び  $-1600 \text{ mV}$  の各分極下における絞りひずみ速度の関係を示す。分極電位が卑になるに従い早いひずみ速度で絞りは低下したが、最少値は分極電位によつて変わらず一定の 30% となつた。

上述の SSRT 法による延性の低下はカソード分極に

基づく水素脆性であることは、後述するように機械的な最終破断の前にゆつくりしたき裂の成長が認められ、その破面の様相が水素脆性破面によく見られる特徴を有していたことから明らかである。そして、脆性の程度はとくに、絞りや局部伸びに強く現れた。

NaCl 水溶液、純水あるいは海水においては引張強さが  $1200 \text{ MN/m}^2$  を超えるような超強力鋼において水素脆性型の SCC が生じることはよく知られており、活発な研究が主として一定荷重下<sup>9)</sup>で、また、僅少ではあるが、SSRT 法<sup>3)4)</sup>によつて行われてきた。しかし、引張強さが  $1000 \text{ MN/m}^2$  以下の鋼に対しては一定荷重でこのような環境では SCC が生じにくいので、研究の対象となつておらず、SSRT 法も試みられていなかった。しかし、上述の結果は SM50B 鋼がカソード分極条件下で低速引張荷重を受けるとき水素脆性感受性が存在することを示している。なお、平滑試験片の水素脆性感受性評価のパラメータとしては、絞り、伸び、局部伸び、またはこれらの低下し始めるひずみ速度、電位などが用いうる。

### 3.2 破面観察結果

延性が低下した試験片の破断面上における試料の表層部には引張り軸に垂直な破面が認められた。肉眼による観察ではその存在の確認は必ずしも容易ではなかつたが、この引張り軸に垂直な表層き裂は破断面直下にも多数存在し、また、ネッキングした部分より離れた試験片平行部にも少数ではあるが SEM によつて確認された。

巨視的な破壊の形態は、大気中、 $E_{\text{Corr}}$  及びカソード分極下でも絞りの低下が生じない場合は通常のカップ・コーン (Cup and Corn) 破壊を示したが、延性の低下した条件下での破壊はスラント (Slant) 状に引張り軸に対して約  $45^\circ$  の角度で破断した。Photo. 1 にその例を示した。

著者らは<sup>1)</sup>、延性が低下した試料の破面が三つの領域

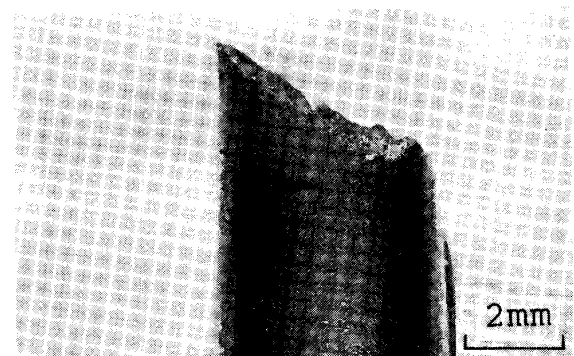


Photo. 1. Appearance of slant fracture typical of those produced under region "Slant fracture" conditions in Fig. 7.

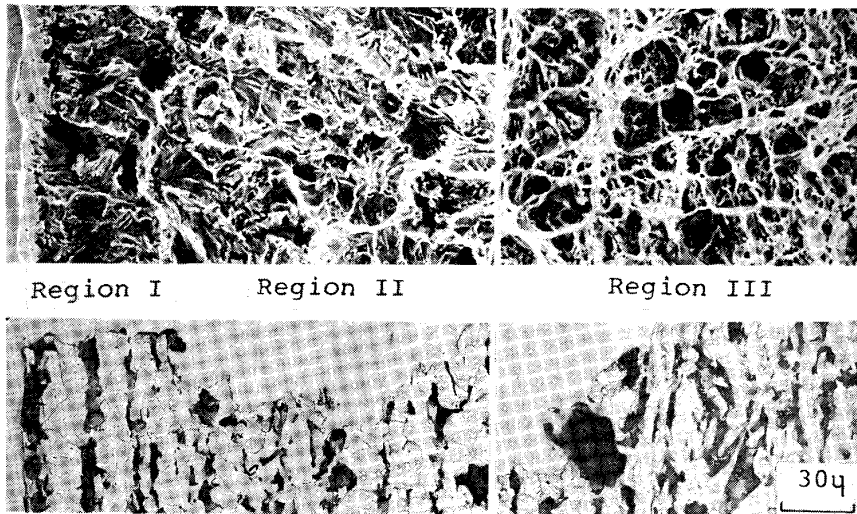


Photo. 2. Morphology of fracture surfaces of smooth specimen tested at  $-1050$  mV (SCE) and  $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup>.

Region I and II : hydrogen assisted fracture.

Region III : final rapid fracture.

に分けられること、そして、それが最大荷重点までに形成される領域、最大荷重点以後に形成される領域、そして最終機械的な破断による領域であることを示唆した。

Photo. 2 に  $-1050$  mV,  $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup> の条件での破面のフラクトグラフと引張り軸に平行に切断した破面のプロフィールを示す。試験片表面より平坦な擬へき開的な粒内破壊を示す領域 I、同様な粒内破壊ではあるが、やや延性的な様相を示す領域 II、試験片内部へ続くデンプルを示す領域 III の三つの領域から成っている。

Photo. 2 のプロフィールから領域 I のき裂は引張り軸に垂直であり、領域 II のき裂はジグザグに進行していることが分かる。この I と II の領域が、いわゆる、ゆつくりしたき裂の成長によるもので水素脆性破面である。

### 3.3 損傷の進行について

上述のように、破断に至る連続的な引張試験の過程において、カソード分極に基づく水素によつて損傷が生じ延性の低下となつて現れ、破面には三つの特徴ある破壊様式の領域に分けられた。このような損傷がどのような段階と状況の下で進行したかを把握する必要がある。従来、SSRT 法を用いた水素脆性に関する研究で、最大荷重点に達する以前に微少き裂が発生するという報告<sup>29)</sup>はあるが詳細に研究されていない。このため、引張試験の途中においてひずみ速度や環境を変化させたいくつかの実験を行い検討した。その結果を Table 2 に示した。

No. 2~4 は最大荷重点まで  $-1050$  mV の分極下でゆつくり引張り、最大荷重点に達したのち、ひずみ速度と環境条件を変化させた場合の絞りの変化を示している。この中で No. 3 は最大荷重点で分極を中止し、直ちに熱風乾燥を行つたのち試験した値である。表から分かるように最大荷重点以後、大気中で試験した場合や  $2.3 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup> という早いひずみ速度で試験した場合、

Table 2. The reduction of area in the case where the strain rate and environmental condition are changed before and after the point of maximum load.

| Case No. | P <sub>b</sub>                      |      | P <sub>a</sub>                      |      | R.A. (%) |
|----------|-------------------------------------|------|-------------------------------------|------|----------|
|          | $\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> ) | E.V. | $\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> ) | E.V. |          |
| 1        | $2.3 \times 10^{-4}$                | C.P. | $2.3 \times 10^{-4}$                | C.P. | 75       |
| 2        | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | $2.3 \times 10^{-4}$                | C.P. | 60       |
| 3        | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | $7 \times 10^{-7}$                  | air  | 60       |
| 4        | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | $7 \times 10^{-5}$                  | C.P. | 44       |
| 5        | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | 30       |
| 6        | $7 \times 10^{-7}$                  | air  | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | 49       |
| 7        | $2.3 \times 10^{-4}$                | C.P. | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | 50       |
| 8        | $7 \times 10^{-5}$                  | C.P. | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | 45       |
| 9        | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | $7 \times 10^{-7}$                  | C.P. | 30       |

P<sub>b</sub>: before the point of maximum load

P<sub>a</sub>: after the point of maximum load

C.P.: cathodic potential at  $-1050$  mV (SCE)

$\dot{\epsilon}$  (s<sup>-1</sup>): strain rate

E.V.: environmental condition

絞りは、 $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup> で大気中で引張つた場合の 75% に対し、約 60% に低下しており、最大荷重点までの均一塑性変形域においても何らかの損傷が進行していることが分かる。

次に、No. 6~8 は最大荷重点に達したのちは  $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup>,  $-1050$  mV という水素損傷を生じる条件にして、最大荷重点に達するまでの条件を変化させた結果である。No. 6 や 7 のように最大荷重点まで大気中や分極下で早い速度で引張水素による損傷が生じなくても、それ以後のネッキングの段階における損傷の進行によつて、絞りは 50% まで低下した。ただし、終始  $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup> で試験した場合の 30% には達せず、最大荷重点以前の損傷が最終的な絞りの値に影響を及ぼしていることがわかる。

Fig. 6 に種々のひずみ量まで  $-1050$  mV,  $7 \times 10^{-7}$  s<sup>-1</sup> の条件で引張り、その後、ひずみ速度を  $7 \times 10^{-5}$  s<sup>-1</sup> に早めて破断まで引張試験を行つた場合の塑性ひずみ量と絞りの関係を示した。このうち、ひずみ量 0 は

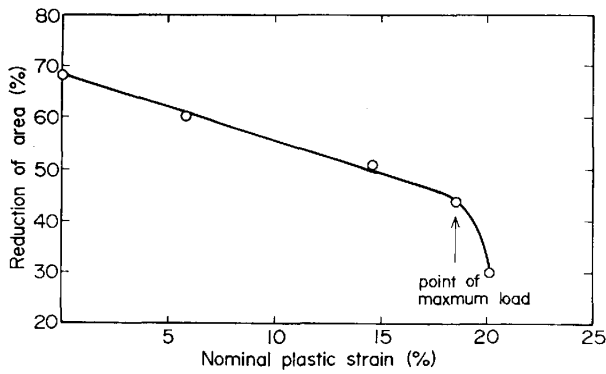


Fig. 6. Variation in reduction of area in the case where the strain rate was changed from  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  to  $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  during uniform elongation at a cathodic potential of  $-1050 \text{ mV (SCE)}$ .

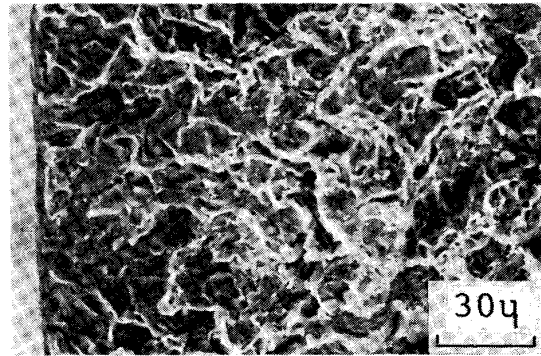


Photo. 3. Fracture surface of smooth specimen cathodically polarized at  $-1050 \text{ mV (SCE)}$  and strained at a rate of  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  up to the point of maximum load and then strained at  $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ .

$7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  で、ひずみ量 20.2% は  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で終始試験した場合の値である。この図から、最大荷重点を境にして均一塑性変形域においては塑性ひずみに比例して損傷が累積し、ネッキングが生じると著しく損傷が進行することが分かる。

ここで一つの実験として、 $-1050 \text{ mV}$ 、 $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  の条件で最大荷重点まで引張り、その荷重のまま 170 h 保持した。その後、同一条件で破断させたが、この時の絞りは保持しない時に比べてほとんど同じであった。これらの事実から、本研究における水素脆性は連続的な塑性変形によって生じることを意味するものと考えられる。

$-1050 \text{ mV}$  分極下で  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で最大荷重点まで引張り、その後、水素脆性の生じない  $2.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で試験した時の破面を Photo. 3 に示した。この破面は粒内破壊を示す領域が試験片表層部に存在し、続いて内部はディンプルから成っていた。この表層部の破面は Photo. 2 に示した第 I 領域に対応する破面であった。また、Photo. 4 は  $-1050 \text{ mV}$  分極下において最大荷重点までを  $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、それ以後を  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度で試験した時の破面である。この場合の、試験片表層部に生じた破面は Photo. 2 の第 II 領域に対応した破面であり、Photo. 3 に比べて、かなり延性的であった。

上述の結果から、降伏してかなり早い時期から試験片表面に微細き裂が生じて第 I 領域の破面を形成し、最大荷重点より機械的な最終破断が生じる前に、上記、微少き裂が進展して延性的な様相も見られる第 II 領域の破面を形成したと考えられる。

### 3.4 破壊機構について

3.2 項において延性が低下した条件下では巨視的な破

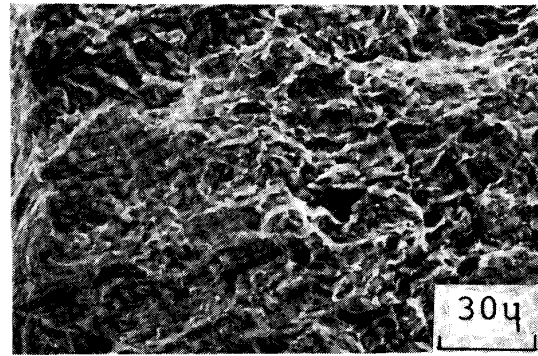


Photo. 4. Fracture surface of smooth specimen cathodically polarized at  $-1050 \text{ mV (SCE)}$  and strained at a rate of  $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  up to the point of maximum load and then strained at  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ .

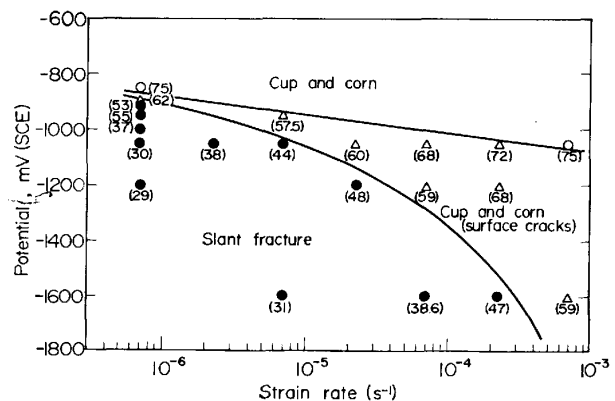


Fig. 7. A map showing the types of tensile fracture as a function of strain rate and cathodic potential. Numerals in parentheses indicate the percentage reduction of area respectively.

壊の様相はカップ・コーン状ではなくスラント状であったことを述べた。

Fig. 7 にカソード分極電位とひずみ速度との関係においてスラント状破壊が生じた領域を示した。図中の数

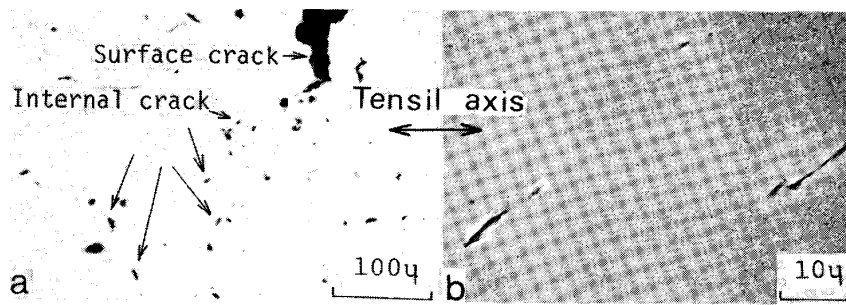


Photo. 5. Morphology of internal cracks observed in the specimen tested at  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  and  $-1050 \text{ mV (SCE)}$ . Test was interrupted just before fracture.

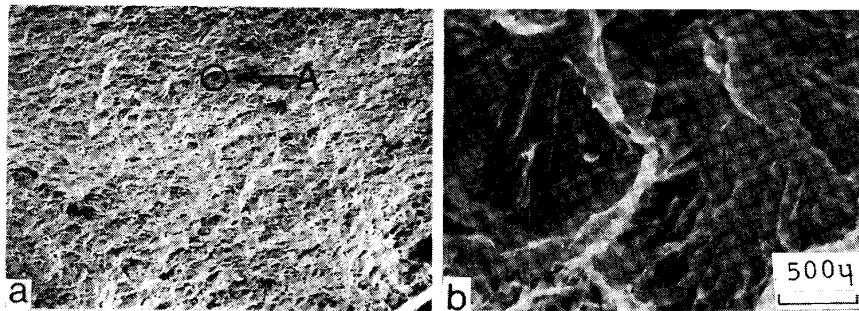


Photo. 6. Fracture surface of slant fractured smooth specimen tested at  $-1050 \text{ mV (SCE)}$  and  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ .  
(a) : Central portion of specimen; low magnification.  
(b) : Enlarged photograph of the circled area in (A).

字は絞り値を示す。延性の低下が生じなかつた時はカップ・コーンであつた。延性の低下が生じると試料表層部に水素脆性破面が見られるが、延性の低下がわずかな場合は、なおカップ・コーン状であつたが、絞りが約 55% 以下に低下するとスラント状破壊となつた。

Photo. 5(a, b) に  $-1050 \text{ mV}$ ,  $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  の条件で引張試験し、破断直前に試験を中断した試料の引張り軸に平行な断面の状況を示した。試料表層部のき裂とは別に、試験片内部に微細なき裂が存在している。Photo. 5(b) はその SEM 像であるが、この微細なき裂は引張り軸に  $40 \sim 50^\circ$  の角度を有し、試験片表面近くに多く、内部に行くに従い数も少なく大きさも小さくなつた。

Photo. 6(a, b) にスラント状に破壊した試料の破面中央部を示した。ほとんどがディンプルであるが、ところどころに比較的平坦な破面が存在している。Photo. 6(b) はその部分の拡大像であるが、水素脆性に特有なフレイク状模様<sup>10)11)</sup>が見られ、Photo. 2 に示した表面き裂と同様に水素脆性破面と考えられ、Photo. 5 に示した内部き裂に対応すると考えられる。

HINTON ら<sup>2)</sup>はラインパイプ鋼の 3.5%NaCl 水溶液中の実験において、ひずみ速度及び分極電位の低下に伴い、破壊様式は(1)マイクロボイドの凝集 (M.V.C.)、(2)表面き裂 + M.V.C.、(3)内部き裂 + 表面き裂 + M.V.C. の三領域が存在することを示した。

彼らの結果に対して、M.V.C.、表面き裂及び内部き裂の存在に関しては一致しているがそれ以外は一致しない点が多い。それは、まず、彼らは表面き裂と内部き裂

はいずれもへき開であると報告しているのに対し、後述のように本研究では少なくとも表面き裂はすべり面に沿つた破壊であり、内部き裂についても調べてはいないが、引張り軸に対し約  $45^\circ$  であることなどから、すべり面に沿つた割れと考えられることである。次に内部き裂が生じる場合、HINTON ら<sup>2)</sup>は引張り軸に垂直な内部き裂によつて巨視的な破壊が引張り軸に垂直になるとしている。また同時に彼らは引張り軸に平行な縦割れの存在を示している。これらの差異が彼らが主として著しいカソード分極下で実験を行つているためかどうか問題が残る。

スラント状に破壊が生じる理由についてはまだ明確ではないが、水素を添加した鋼を変形させると明確なせん断変形帯が生じる<sup>12)</sup>こと、水素添加の特徴は変形帯に付随して微少ボイド形成に伴う割れが生じる<sup>10)13)</sup>ことや、上述した微細なき裂の存在が関与していると考えられる。

Photo. 7 に切欠試験片を  $-1050 \text{ mV}$  の分極下で破壊させた時の水素脆性破面の結晶方位を早川ら<sup>14)</sup>の方法によつて出現させた方位性エッチピットを示した。エッチピットは菱形を六角形が囲む形状で、破面が  $\{110\}$  面であることを示している。平滑材の破面も領域 I について同様なエッチピットが確認された。なお、領域 II の場合は塑性変形が大きいためか全面腐食状態に近くなり、明瞭なエッチピットは得られなかつた。

上述の結果は一見、擬へき開状破面を示している本研究における水素脆性き裂がすべり面に沿つて伝ばしていることを示している。こうした水素脆性の破壊様式は材

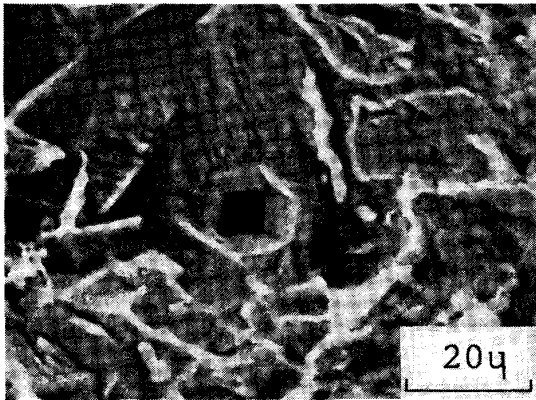


Photo. 7. Fracture surface of notched specimen tested at  $-1050\text{mV}$  (SCE) and  $1.8 \times 10^{-3}\text{ mm/min}$ . The etch pit has a shape indicating a fracture plane 110.

料の強度水準，組織，応力条件，環境（侵入水素量）等によつて変化する．淡水，食塩水中の超強力鋼の遅れ破壊の場合，粒界割れが生じるという報告が多いが，へき開，擬へき開割れも認められている．この場合，例えば BEACHEM<sup>5)</sup> は水素脆性破面で生じる擬へき開破面と低温脆性で生じる擬へき開破面を同一に扱っている．

鋼の強度水準が破壊様式に大きな影響を与えるので本研究の鋼に近い強度水準の鋼について，水素脆性の研究結果を見ると，擬へき開割れであるとする報告<sup>5)~8)</sup>が多い．とくに強度水準及び試験環境液が最も本研究と近い HINTON ら<sup>2)</sup> の場合はへき開破壊であると述べており，著者らの結果と異なる．これらの破面が低温脆性に見られる擬へき開と同様な破面であるか十分に検討されていない場合が多い．水素が関与した場合は，擬へき開破面状に観察される場合でも，実際は  $\{110\}$  のすべり面<sup>10)11)16)17)</sup>に沿う割れであることが水素脆性破面について示されていることから，材料と環境の組み合わせによりいかなる割れが生じるか，破壊機構を明らかにする上で検討が必要であろう．

### 3.5 切欠試験片を用いた低ひずみ速度引張試験

機械や構造物では構造上応力集中部の存在は避けられない．また，多くの SCC 試験において切り欠きを付けることにより力学的因子を厳しくすることはよく用いる手法である．そこで本研究においても切欠試験片 ( $K_t=2.8$ ) を用いて試験を行った．そのさい，ひずみ速度は有効ゲージ長さを  $1\text{ mm}$  と仮定した高野ら<sup>18)</sup> と同様に扱った．

Fig. 8 に  $-1050\text{ mV}$  分極下の各ひずみ速度における応力-伸び曲線を示した．平滑試験片の場合に比べて著しく早いひずみ速度の  $1.8 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  ですでに伸びの減少が生じ，また，切欠引張強さも低下した．水素脆性

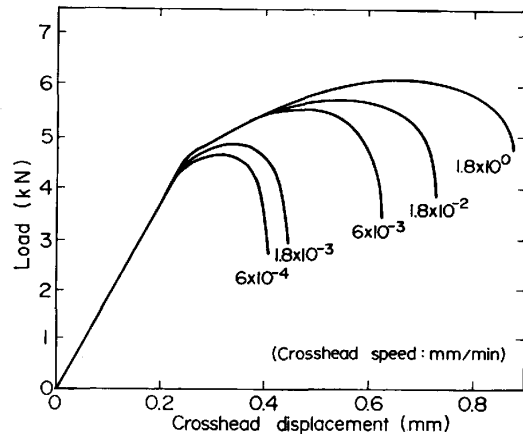


Fig. 8. Load-displacement curves for notched specimens obtained with different crosshead speed at a cathodic potential of  $-1050\text{ mV}$  (SCE).

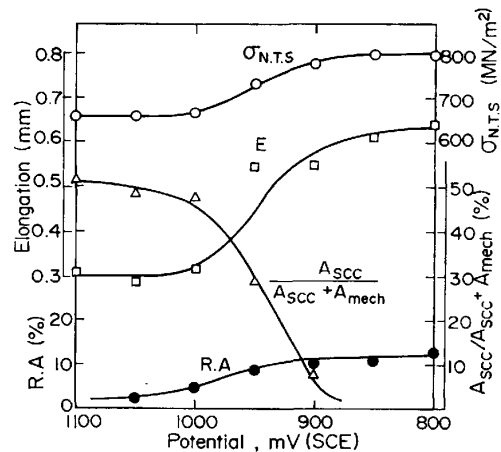


Fig. 9. Effect of cathodic potential on the tensile properties and embrittlement index of notched specimen at  $1.8 \times 10^{-3}\text{ mm/min}$ .

感受性は切り欠きによつて高められた．

Fig. 9 に  $1.8 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  のひずみ速度における引張性質に及ぼすカソード分極電位の影響を示した．切欠引張強さ，伸び，絞り は  $-850\text{ mV}$  の分極電位まで大気中と変わらないが分極電位を卑にすると急激に強度，延性は低下した．しかし  $-1050\text{ mV}$  よりさらに分極しても変化は少なかった．この延性の低下が生じる電位域は平滑試験で得られた結果と良い一致を示し，切り欠きは電位存在性には影響を与えなかった．

切欠試験片の巨視的破面は平滑試験片と異なり，試験片円周部からほぼ均一に水素脆性破面が試験片中央部へ進展しており，中央を占める機械的破断部と明瞭に区別できた．この水素脆性破面を全破断面積で除した値を脆性破面率とし，Fig. 9 に示してある．切欠試験片の場合，脆性破面率も水素脆性感受性のパラメータになり得る．

今回行つた SM50B 鋼は 3.5%NaCl 水溶液中で SS-RT 法により水素脆性感受性を示したが一定負荷条件下では生じなかつた。これに対して、18 Ni マルエージ鋼と SNCM8 鋼は 3.5%NaCl 水溶液中の定荷重下では  $K_{ISCC}$  が求まるが、SSRT 法では脆化が著しく生じやすい熱処理をほどこした鋼でしかひずみ速度依存性を示さない。そして、このようなマイルドな環境では SSRT 法による感受性の測定は難しい<sup>3)</sup> という。一方、強度水準の低い軟鋼の H<sub>2</sub>S 環境中の SSRT 法では<sup>19)</sup> 静的荷重試験で得られる限界負荷応力を得ることは難しいとしている。

このように水素脆性感受性の高い高強度の場合や環境が苛酷な場合は必ずしも SSRT 法が試験としてシビアでないのに対して、本研究では、SSRT 法で初めて感受性が生じた。このことは前述したように連続した塑性変形が水素の吸収、拡散に重要な役割を果たしているからであろう。従つて、破壊がへき開ではなくすべり面である {110} 面に沿つた破壊であることはうなづける。

#### 4. 結 言

溶接用高張力鋼 SM50B 鋼を 3.5%NaCl 水溶液中で種々の条件で低ひずみ速度引張試験を行い、引張性質や損傷、破壊の様相などについて検討を行い次のような結果を得た。

(1) SM50B 鋼は 3.5%NaCl 水溶液中の SSRT 法によつて、カソード分極電位が -850 mV より卑な電位で著しい延性の低下を生じた。また、分極電位が卑になるに従い早いひずみ速度で低下した。この延性の低下はカソード分極に基づく水素脆性であつた。

(2) 破面は三つの領域に分けられた。まず、最大荷重点までの間で生じる領域 I、そのき裂がネッキングを生じてから成長したやや延性的な粒内破面である領域 II、そして、急速破壊により生じたディンプルから成る領域 III である。

(3) 延性の低下をもたらす損傷は降伏点以後、塑性変形量に比例して累積し、ネッキングが生じるとともに、著しく進行して破断に至る。

(4) 絞りが約 55% 以下に低下すると破断はスラント状に生じた。この時、試料内には引張り軸に対し約 45° の角度を有する内部微細き裂が存在し、上記、領域 III の破面上に平坦な粒内破面が混在していた。

(5) カソード分極下における水素脆性破面は {110}

面であり、同程度の強度水準の鋼で従来示されていた水素脆性破面のへき開面とは異なつていた。

(6) 試験片に切り欠きを付けると著しく水素脆性感受性が高まり、延性の低下のほか切欠引張強さも低下した。しかし、電位依存性には影響を与えなかつた。

(7) 今回、対象とした強度水準では 3.5%NaCl 水溶液程度のマイルドな環境ではカソード分極下においても静的負荷条件下では水素脆性感受性を示さず、SSRT 法によつて初めて生じた。これらは連続的な塑性変形が重要な役割を演じている。

最後に本研究の実験に協力していただいた兼古光行氏(現、シンワ測定株式会社)に深く感謝します。

#### 文 献

- 1) M. KANAO, T. AOKI and K. NAKANO: Proc. 2nd JIM Inst. Symp. on Hydrogen in Metals, Suppl. Trans. JIM., 21 (1980), p. 465
- 2) B. R. W. HINTON and R. P. M. PROCTER: Corros. Sci., 21 (1983), p. 101
- 3) 堺 邦益, 清重正典, 喜多 清: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 944
- 4) 石川雄一, 尾崎敏範, 正日置進: 日立地方講演論文集 (日本機械学会編) (1978), p. 101
- 5) A. KAWASHIMA, K. HASHIMOTO and S. SHIMODAIRA: Corrosion, 32 (1976), p. 321
- 6) 笠原晃明, 礎 協剛: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 148
- 7) J. C. TURN, Jr., B. E. WILDE and C. A. TROIANOS: Corrosion, 39 (1983), p. 364
- 8) K. YOKOGAWA, S. FUKUYAMA and K. KUDO: 文献 1), p. 417
- 9) 例えば, 金尾正雄, 青木孝夫, 荒木 透: 鉄鋼基礎共同研究会, 遅れ破壊部会報告書 (1975), p. 231
- 10) 南雲道彦, 宮本勝良: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 1309
- 11) 寺崎富久長, 中里福和: 文献 9), p. 164
- 12) T. D. LEE, T. GOLDENBERG and J. P. HIRTH: Fracture 1977, Vol. 2 (1977), p. 243 [Pergamon, Oxford]
- 13) M. NAGUMO, H. MORIKAWA and K. MIYAMOTO: 文献 1), p. 405
- 14) 早川 浩, 今村 淳: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 282
- 15) C. D. BEACHEM: Metall. Trans., 3 (1972), p. 437
- 16) Y. H. KIM and J. W. MORRIS Jr.: Metall. Trans., 14A (1983), p. 1883
- 17) Y. KIKUTA, T. ARAKI and T. KURODA: ASTM STP 645 (1978), p. 107
- 18) 高野道典, 寺本和啓, 中山武典, 山口 久: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 212
- 19) 川嶋朝日, 高野道典, 橋本功二, 下平三郎: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 247