

論 文

UDC 669.14-462 : 656.56 : 620.193.55

ラインパイプ鋼における水素誘起破壊の進展*

飯 野 牧 夫**

The Extension of Hydrogen-Induced Fracture in Linepipe Steels

Makio IINO

Synopsis:

The hydrogen-induced fracture of linepipe steel is characterized by the formation of internal blisters caused by hydrogen precipitation at an inclusion-matrix interface, followed by the formation of blister-crack array by linking the region connecting them under the combined action of internal hydrogen pressure and external force.

The manner of extension of the hydrogen-induced fracture of this type is considerably influenced by the presence of external force, i.e., in the absence of it the fracture develops by stepwise linking the blisters, while in the presence of it the fracture develops by linking the blisters which are formed in stacked arrays out of the plane approximately perpendicular to the external stress axis. The shear stress distribution induced around the blister is sensitively influenced by external force applied parallel to the blister, therefore it is expected that the manner of extension of the blister-induced fracture should be influenced by the external force.

In the present paper the above-mentioned change due to external force of the manner of extension of the hydrogen-induced fracture is explained on the basis of the stress analysis around the hydrogen gas pressurized crack-like cavity under stress.

1. 緒 言

ラインパイプ鋼の水素による破壊は、非金属介在物—地鉄界面にまず水素が析出してふくれ（内部ふくれ）を作りふくれどうしが水素内圧と外力の下でつながることによつて進展する¹⁾。

この水素ふくれが鋼板表面近くにあるとき、あるいはふくれの径が板厚程度あるいはそれ以上の場合には、ふくれ尖端の剪断応力はふくれと自由表面の間の領域の著しい塑性変形によつて緩和される (Fig. 1)。一方二つのふくれが鋼の内部で Fig. 2 に示す位置関係にある場合を考えれば、この場合にも、ふくれ尖端の剪断応力は尖端の間を結ぶ領域の塑性変形によつて緩和することができる。塑性変形域には一般に割れが生じ、これがラインパイプ鋼などの比較的軟かい鋼に起こる水素ふくれ誘起破壊の素過程をなす。

水素ふくれ (hydrogen blistering) という現象自身は、ラインパイプ用鋼のほかに硫化水素を利用する化学プロセス用装置材料¹⁾²⁾³⁾や、弗酸アルキル化装置材料などにも発生することが第2次大戦終結以前から知られてい

る。ただ 1950 年前後に問題にした水素ふくれは（あるいは 1970 年代になつて問題になつたふくれであつても鋼の S 含有量が 0.02~0.03% と高い場合には）Photo. 1 に示す巨大なふくれである。写真の領域 XY は圧延で伸びた硫化マンガン介在物集団に対応している。これにたいして最近の進んだ製鋼技術の生み出した清浄な鋼（こ

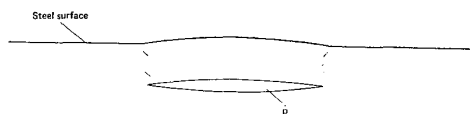


Fig. 1. Pressure relaxation by plastic deformation of internal blisters. p is the pressure of hydrogen molecules precipitated within the blister.



Fig. 2. Pressure relaxation by plastic deformation of a hydrogen blister. p is the pressure of hydrogen molecules precipitated within the blister.

* 昭和 52 年 7 月 5 日受付 (Received July 7, 1977)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

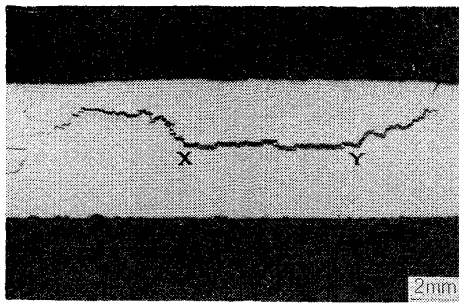


Photo. 1. A large blister formed in a linepipe with high sulphur content.

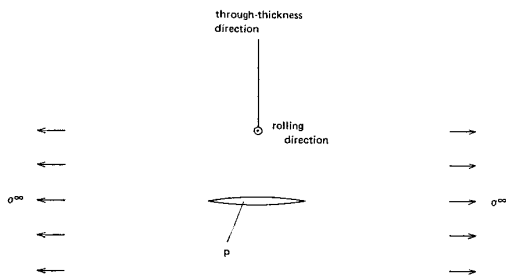


Fig. 3. An internal blister under stress σ_{∞} . p is the pressure of hydrogen molecules precipitated within the blister.

ここではS含有量0.002~0.007%の鋼を指すこととする)に見られるふくれはPhoto. 4に示されるように非常に小さくそのまわりの塑性変形は板表面に達しない*。Photo. 1に示した従来鋼(ここではS含有量0.02~0.03%の鋼を指すこととする)の場合には水素ふくれ発生自身が問題であるのに対して、現在高級ラインパイプに用いられている清浄な鋼の場合、(小さな)ふくれ自身は問題にならず、問題になるのは内部ふくれ尖端の局所的に硬い組織を割って巨大な板面平行割れに発展するかあるいは塑性変形や割れによつて他の内部ふくれとつながる場合である。

そこでこの報告では、内部ふくれのつながり方に関して次に述べる観点から検討してみた：引張り応力下の水

* この状態を示すために最近内部ふくれ (internal blistering) という言葉も生まれている。

Table 1. Chemical composition of the specimens (weight percent).

Grade*	Code	C	Si	Mn	P	S	Nb	V
X65	2B	0.124	0.36	1.33	0.009	0.007	0.034	0.068
	K2	0.148	0.26	1.35	0.011	0.003	0.040	0.057
	021E1†	0.127	0.29	1.35	0.009	0.005	0.039	0.050
X42††		0.133	0.22	0.95	0.027	0.024	0.001	0.005

* API (American Petroleum Institute) grade. 5LX-

† Taken from industrial steels. Control-rolled.

†† Taken from the failed sour gas linepipe in Saudi Arabia (1974).

The others were prepared by laboratory scale melting and by simulated controlled rolling.

素ふくれ (Fig. 3) 尖端近傍の剪断応力は、外力 σ_{∞} による剪断応力に打消されて減少する。ふくれのまわりの静水張力 (負の静水圧力, hydrostatic stress) は σ_{∞} とともに増加する。このようにふくれのまわりの応力状態が外力の影響をうけて変化する以上、水素ふくれ誘起破壊の進展のようす、したがって割れに対する材料の抵抗評価結果が外力の影響をうけて異なってくるのが予測される。上述の初歩的な予測から出発して、この種の水素誘起破壊の進展に及ぼす外力の影響について検討する。

2. 実験方法

ラインパイプ材の水素による破壊進展の様子を観察するために以下に示す実験を行つた。用いた材料は主として X65 相当材であつて、これらは実験室的溶製の小鋼塊を実験室的に制御圧延したものである。一部、通常の圧延を受けた商用鋼 (X42) をも用いている。供試材の化学成分を Table 1 に示す。

2.1 電解水素添加定荷重引張り試験

この試験は水素による破壊の進展様式に及ぼす試験応力の影響をみるために行う。圧延に直交する方向に切り出した平滑試験片について、定荷重引張りの状態の下で水素添加を行つたときに生ずる割れを観察した。水素添加は再現性のよい定電流電解法により、電解電流密度はすべて $8\text{mA}/\text{cm}^2$ である。電解液は5%硫酸に $10\text{mg}/$

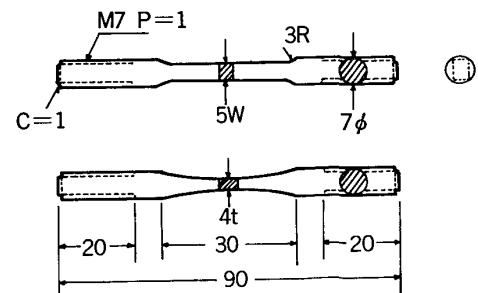


Fig. 4. Geometry of test piece for constant load test under hydrogenation (unit: mm).

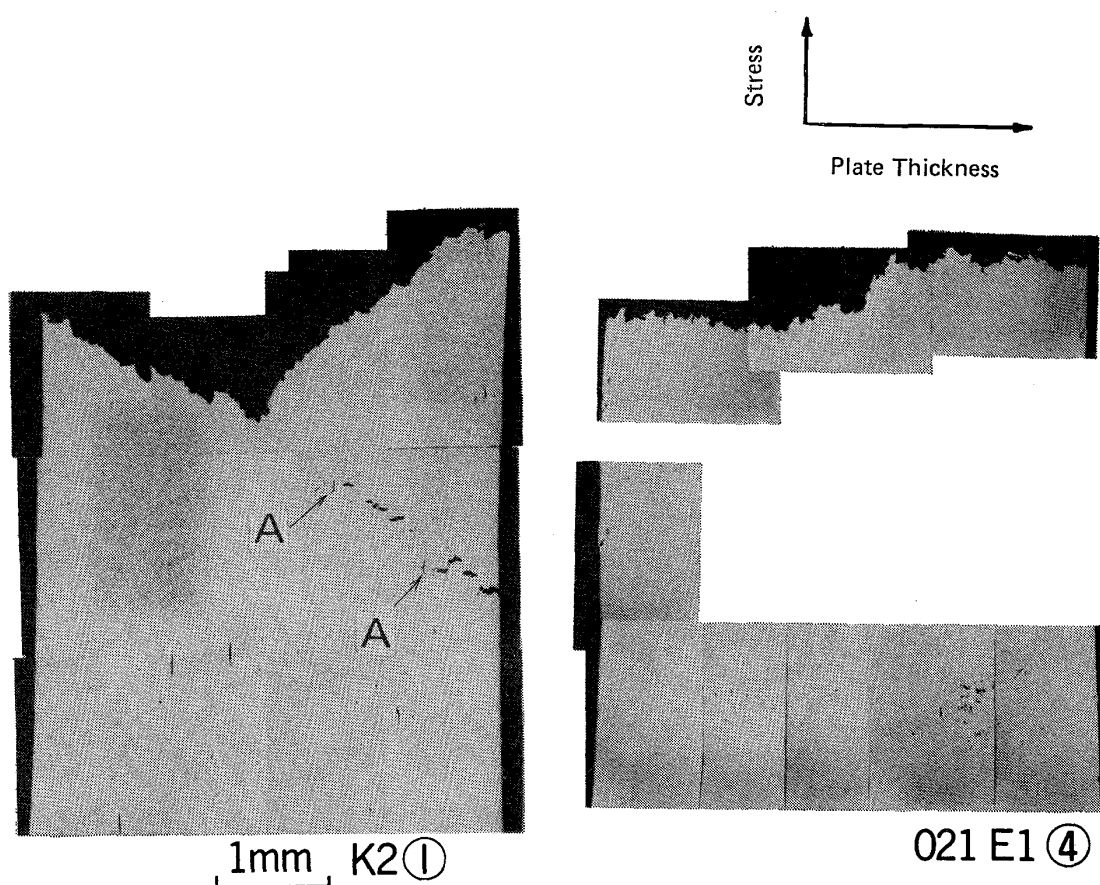


Photo. 2. Internal blisters and cracks as observed in the transverse-to-rolling cross section of specimens tested under stress and broken. As polished.

1の割り合いで NaAsO_2 を加えた溶液である。試験片形状を Fig. 4 に示す。

2.2 硫化水素飽和液浸漬試験

水素による破壊の進展に及ぼす水素添加方法の影響如何をチェックするために硫化水素飽和溶液中の破壊の進展を観察し、上記電解水素添加条件下の水素誘起破壊進展の様子と比較した。ただしこの比較は外力ゼロの浸漬条件下どうして行つた。試験は小若ら⁵⁾の方法によつて行い、溶液は ASTM D 1141-52 に定められた人工海水とし、試験温度は $25 \pm 3^\circ\text{C}$ に調節した。この液 10 l 当り 120 ml/min の一定流速で硫化水素ガスを流すことによつて飽和状態が得られ、この条件下で浸漬試験を行つた。試片形状は、圧延方向に 100 mm、幅 20 mm、厚さは原材の表面を 1 mm ずつ削りおとした直方体として内部ふくれの観察は 96 h 浸漬後断面で行つた。

3. 実験結果

まず、定荷重引張り試験で破断した試験片について、破面を含む断面を光学顕微鏡下で観察した。結果の例を Photo. 2 に示す。写真中の数字①および④はそれぞれ試

験の相対荷重が $W/W_0 = 0.95$ および 0.7 であることを表わす。ここに W は試験荷重、 W_0 は同じ試験片を水素添加なしの状態です静的に引張つたときに得られる降伏点に対応する荷重である。観察の結果次のことが指摘できる：

$W/W_0 = 0.95$ の条件下で形成される破面は、Photo. 2 の左側に示されるように引張り軸に対して約 45° 傾いている。破断時間が近づいた試料の表面にはより帯が形成されるのが認められる。内部には板に平行なふくれ (Photo. 2 に A で示した) および引張り軸に垂直な割れが認められる。

$W/W_0 = 0.70$ の条件下で形成される破面は、Photo. 2 の右に示されるように引張り軸にはほぼ直交する面内にあり、細かく見るとぎざぎざしている。試験進行中十分の時間を経た試料の断面観察を多くの試料について行つてみたところ板に平行なふくれが引張り軸にはほぼ直交して $100 \mu \sim 200 \mu$ 程度の間隔 (鋼中 S 含有量 0.007% の場合) をおいてかなり規則正しく並んでおり、ふくれの尖端およびふくれどうしの間には細かい割れが観察される。Photo. 3 に観察例を示す。なお上記の内部ふくれの

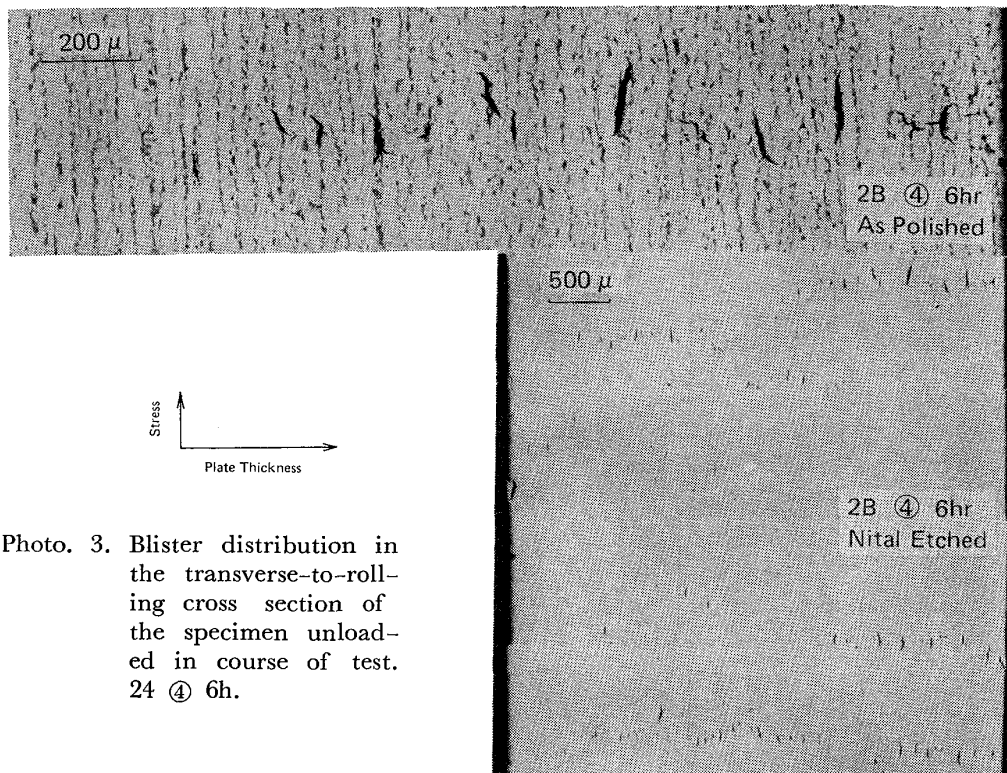


Photo. 3. Blister distribution in the transverse-to-rolling cross section of the specimen unloaded in course of test. 24 ④ 6h.

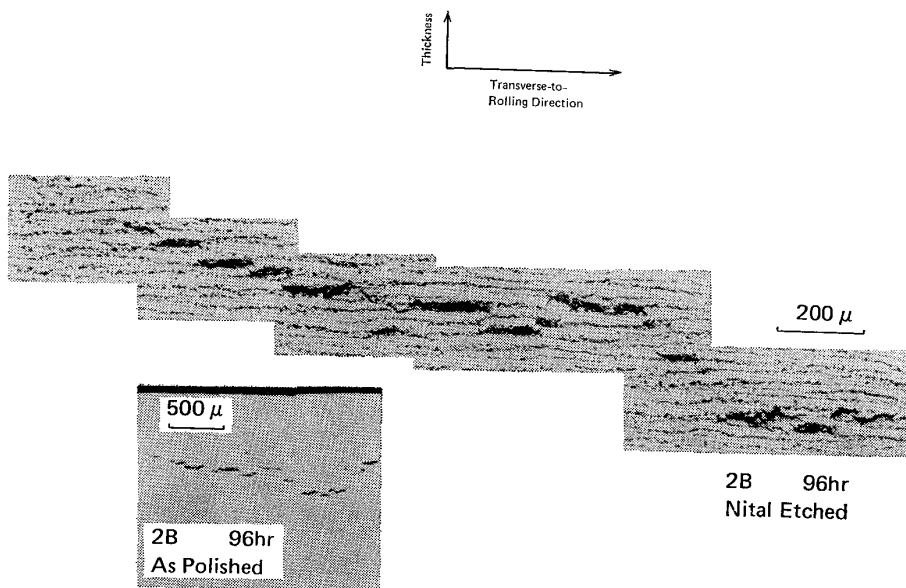


Photo. 4. Blister distribution in the transverse-to-rolling cross section of 2B tested under electrolytic hydrogenation, free of external stress.

並びが観察されるのは鋼中 S 含有量 0.002% 以上の場合であつて、S 含有量 0.001% 以下の場合には上述のふくれの並びは観察されず、したがつて破断も容易に起こらない。

$W/W_0=0.90$ の条件下で生ずる破面は $W/W_0=0.95$ の場合に近く、 $W/W_0=0.80$ の場合は $W/W_0=0.90$ と $W/W_0=0.70$ の中間の様相を示す。

一方外力なしの条件下で進展する破壊の観察結果の例を Photo. 4 (電解水素添加条件下) に示す。この場合破壊の進展は内部ふくれが階段状につながることによつて行なわれる。Photo. 4 のふくれのまわりに認められる組織のゆがみから判断して、外力ゼロの下でふくれの内圧だけで起る破壊の進展は著しい剪断塑性変形を伴うことがわかる。この著しい塑性変形は上に述べた引張り応

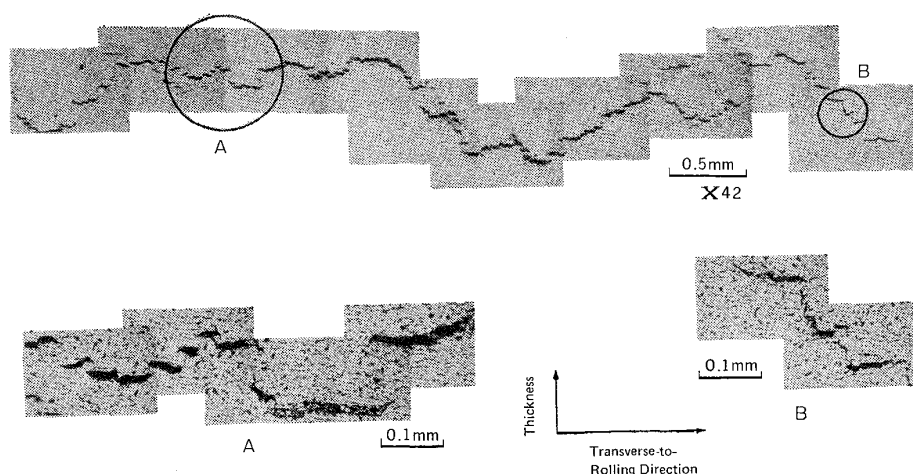


Photo. 5. Blister distribution in the transverse-to-rolling cross section of X42 steel after immersion test. Nital etched.

力下の試験では観察されない。ふくれの先端には細かい割れも観察される。

また Photo. 4 に示した破壊進展の様相は硫化水素飽和溶液中の破壊進展の様相 (Photo. 5 にその観察例を示す) と同じである。なお上に述べた階段状の破壊の進展が観察されるのは鋼中 S 含有量 0.002% 以上の場合であつて S 含有量 0.001% 以下の場合には観察されない。

4. 実験結果の検討

4.1 応力下の水素ふくれ

この節では、ゼロよりは十分高く材料降伏点よりは十分低い外力の下での内部ふくれのまわりの応力解析を中心として述べる。この条件の下では、まず板に平行なふくれが外力に直交する面上に重つて並ぶ (3)。この現象を説明するために、最初に 1 個現われるふくれと外力の影響によつて第 2 のふくれがどの位置に生成するかを考える。この場合、非金属介在物* と地鉄の界面に水素が析出して口を開いた状態をふくれと定義すれば**、いま考えに入れる必要のある因子は、(a) ふくれのまわりの非金属介在物分布、(b) 静水張力 $-P$ の場所による変化、 $\text{grad}(-P)$ 、(c) 板厚方向引張り応力 σ_y の分布、(d) 剪断応力 $\tau_{\alpha\beta}$ の分布、(e) 新しく生成したふくれ核への水素の流入一である。(a) に関しては、いま鋼中 S 含有量 $S \geq 0.005\%$ の場合を考えれば、ふくれのまわりに

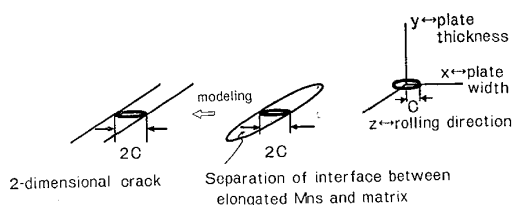


Fig. 5. 2-dimensional crack model of separated interface.

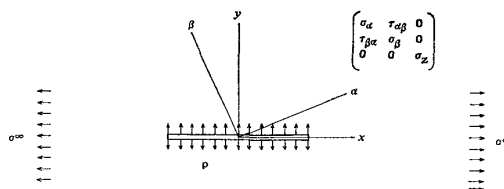


Fig. 6. To illustrate stress state around a hydrogen gas pressurized crack under stress, σ^∞ . p is the pressure of hydrogen gas precipitated within the crack.

は介在物が十分密に分布していると仮定してよい。(b)、(c) はいま考えている条件下では外力に影響されず、(d) は外力の著しい影響をうける。(e) はその機構によつては外力に影響される。そこでふくれのまわりの剪断応力が外力によつてどの位置で弱められ、逆にどの位置で強められるかを以下に検討する。

Fig. 5 に示した 2 次元亀裂モデルで考え***, Fig. 6 に示す境界条件下の平面歪み応力テンソル****を

$$\begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{xy} & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix}$$

*** 以下の議論では、誤解の恐れがないかぎり、水素の内圧で開くふくれを簡単のために水素亀裂と呼ぶこととする。さらに略して亀裂と呼ぶこともある。

**** 応力テンソルの対称性から $\tau_{\beta\alpha} = \tau_{\alpha\beta}$

* 実態に観察されるふくれは圧延で伸びた硫化マンガンと地鉄の界面で起る場合が非常に多いが、酸化物系介在物の所でも起ることが観察されるので非金属介在物とした。

** ふくれの延長面上に島状高炭マルテンサイトのよう局所的に硬くて水素脆化しやすい組織があればふくれは先端の集中応力によつてそれを割り、板面平行割れに発展するが、硬い組織自身はこのふくれの助けをかりなければ割れにくいものと考えられる。鋼中 S 含有量の低下とともに水素ふくれおよび割れは非常に起りにくくなることが観察されるからである。

とすれば xy 座標を z 軸のまわりに角度 ϕ だけ回転させてできる座標 $\alpha\beta$ に関する応力テンソル

$$\begin{pmatrix} \sigma_\alpha & \tau_{\alpha\beta} & 0 \\ \tau_{\alpha\beta} & \sigma_\beta & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix}$$

の成分は、座標軸変換公式および平面歪み条件により、

$$\frac{\sigma_\beta - \sigma_\alpha}{2} + i\tau_{\alpha\beta} = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_x}{2} + i\tau_{xy} \right) e^{2i\phi} \quad (1)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_\alpha + \sigma_\beta) = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{平面歪み条件}) \quad (2)$$

で与えられる*. したがって (1) 式より $\tau_{\alpha\beta}$ は、

$$\tau_{\alpha\beta} = \sqrt{\tau_{xy}^2 + \left(\frac{\sigma_y - \sigma_x}{2} \right)^2} \cos \left(2\phi - \tan^{-1} \frac{\sigma_y - \sigma_x}{2\tau_{xy}} \right) \quad (3)$$

のように求まる. (3) 式より、

$$\phi = \frac{1}{2} \tan^{-1} \frac{\sigma_y - \sigma_x}{2\tau_{xy}} \quad (4)$$

のとき $\tau_{\alpha\beta}$ は最大値 $\tau_{\alpha\beta}^{\max}$ 、

$$\tau_{\alpha\beta}^{\max} = \sqrt{\tau_{xy}^2 + \left(\frac{\sigma_y - \sigma_x}{2} \right)^2} \quad (5)$$

をとることがわかる. (3) 式中の τ_{xy} および $\frac{\sigma_y - \sigma_x}{2}$ は

付記の (A 6) 式および (A 7) 式によつて与えられる**:

$$\sigma_y - \sigma_x + 2i\tau_{xy} = -\sigma^\infty - 2iy [\omega'(Z)] \quad (A 6)$$

$$\omega(Z) = p \left(\frac{Z}{\sqrt{Z^2 - c^2}} - 1 \right) \quad (A 7)$$

(A 6) 式を (5) 式に代入することにより得られる $\tau_{\alpha\beta}^{\max}$ の場所による変化のようすを Fig. 7 に、 $\tau_{\alpha\beta}^{\max}$ を与える ϕ ((4) 式) の値を Fig. 8 に示した. また付記の (A-5) (A 6) 式に与えられる板厚方向の引張応力 σ_y の場所による変化のようすを Fig. 9 に示した. (A-8) 式に与えられる静水張力 $-P$ については Fig. 10 に示した.

Fig. 7 によれば、水素亀裂のまわりの剪断応力分布は外力 σ^∞ によつて著しい影響をうけることがわかる. すなわち、外力なしの場合に認められた水素亀裂尖端の $\tau_{\alpha\beta}^{\max}$ の著しいピークは外力 σ^∞ によつて打ち消され、亀裂尖端の前方横の剪断応力の値はまわりに比べて非常に小さくなる. Fig. 8 によれば最大剪断面の分布も外力によつて著しく変化することがわかる. たとえば $x/c = 1.1$, $y/c = 0.02$ の位置における最大剪断の方向 (すなわち最大剪断応力 $\tau_{\alpha\beta}^{\max}$ を定義する座標系 $\alpha\beta$ の xy 座標に対する回転角 ϕ) は $0.8p$ の大きさの外力 (p は亀裂内の水素分子圧) によつて 8° から -30° に回転する. そして y/c の値が大きくなるにしたがって剪断応

力最大の位置は亀裂尖端近傍 $x \approx c$ から亀裂中央位置 $x = 0$ に内側に向つて***移行する. そこで $x=0$ の線の上

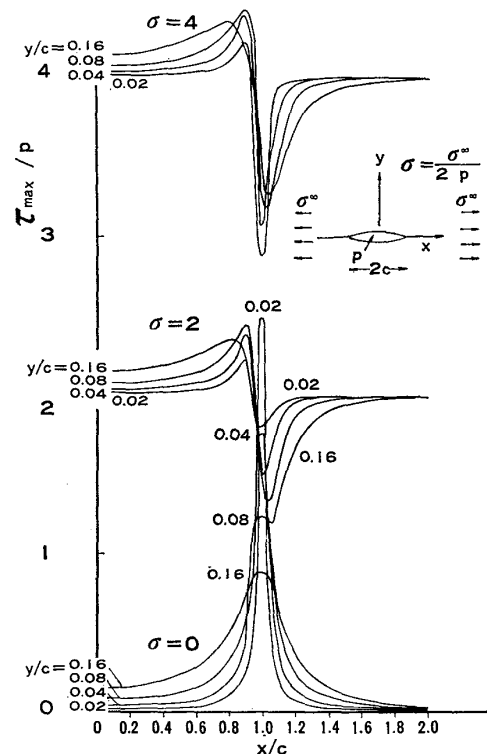


Fig. 7(a). Maximum shear stress distribution around a hydrogen gas pressurized crack under stress (1).

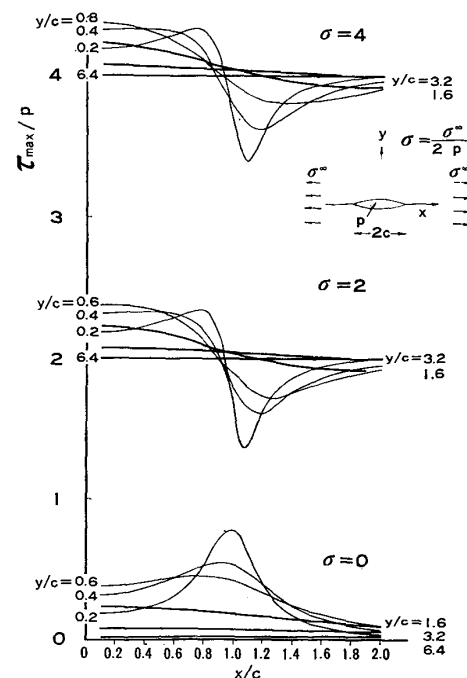


Fig. 7(b). Maximum shear stress distribution around a hydrogen gas pressurized crack under stress (2).

* ν はポアソン比

** $\sigma^\infty = W/A$, A は荷重に直交する試験片断面の面積

*** これに対して、Fig. 9 および 10 に示した σ_y や $-P$ は領域 $|x| < c$ の外側で大きい正の値をとることに注意されたい.

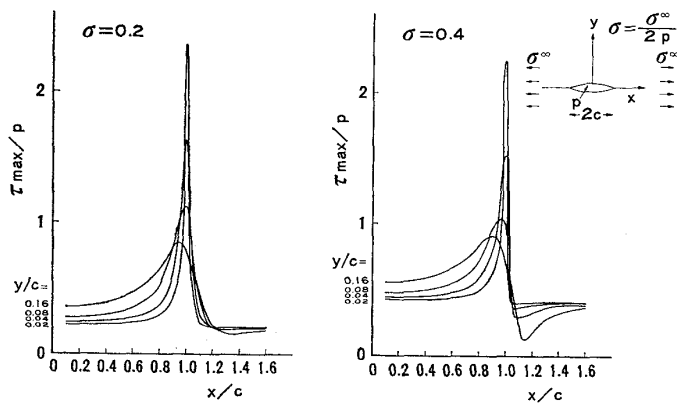


Fig. 7(c). Maximum shear stress distribution around a hydrogen gas pressurized crack under stress (3).

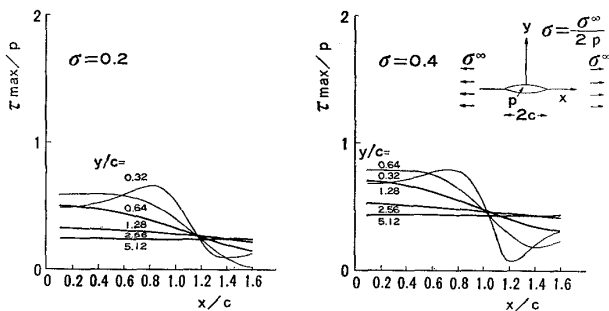


Fig. 7(d). Maximum shear stress distribution around a hydrogen gas pressurized crack under stress (4).

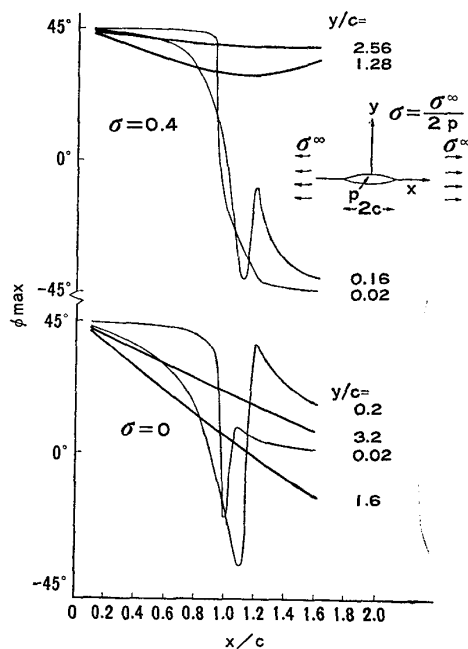


Fig. 8. Distribution of argument to define maximum shear stress around a hydrogen gas pressurized crack under stress.

の応力をプロットしてみるとFig. 11のようになる。この図を見てわかるように、 $\tau_{\alpha\beta}^{max}(0, y)$ の値* は $y=c/\sqrt{2}$ の距離で最大値をとるが、 $y \approx 4c$ の距離までは(剪断応力に関して)亀裂の影響をうけるものと考えられる。

一方、 $x=0$ における静水張力 $-P(0, y)$ は、亀裂のすぐ横の位置では亀裂の影響をうけて非常に低く ($\sigma^\infty/2p-1=\epsilon<0$ の場合 $y=0$ から $y=c\sqrt{\frac{\epsilon^2}{1-\epsilon^2}}$ の領域で圧縮力)、 $y \approx 2c$ の距離までは(静水圧力 P に関して)亀裂の影響を十分うけるものと考えられる。Fig. 11 には参考のために板厚方向の引張り応力 $\sigma_y(0, y)$ の値も示した。 $y \approx 2c$ の距離 ($y=2c$ のとき $\sigma_y(0, y)=-0.28p$) までは板厚方向の圧縮応力は非常に高いと言える。

y 軸上、 $y \approx 2c \sim 4c$ の領域で $\tau_{\alpha\beta}^{max}$ がどの位の値になっているか調べてみよう。たとえば、 $\sigma^\infty=0.7\sigma_0$ のとき $y=2.05c$ の点が降伏する条件は (5a) 式で $\tau_{\alpha\beta}^{max} \geq \sigma_0/2$ とおいて $\sigma^\infty/2p \leq 0.4$ 。いま $\sigma_0=50 \text{ kg/mm}^2$ の鋼を考

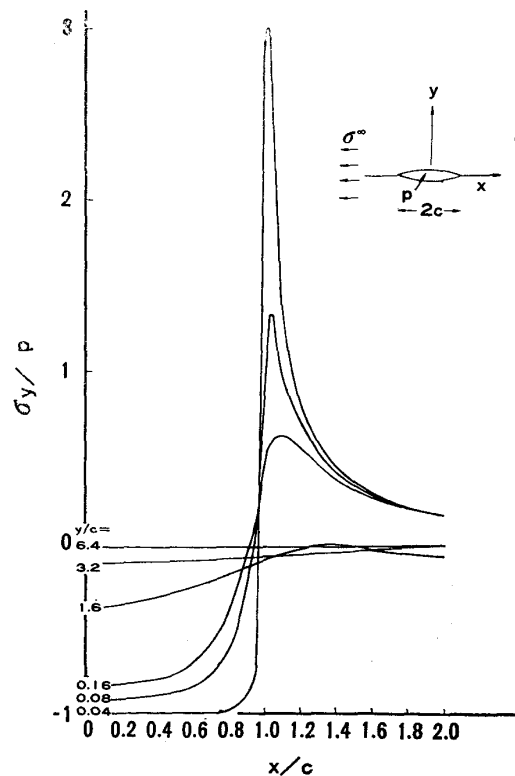


Fig. 9. Distribution of tensile stress in the short transverse direction around a hydrogen gas pressurized crack.

* (5)式において $x=0$ とおくことにより、 $\tau_{\alpha\beta}^{max}(0, y) = \frac{c^2 y}{(c^2 + y^2)^{3/2}} p + \frac{1}{2} \sigma^\infty$ (5a)
この式は $y=c/\sqrt{2}$ のとき最大値をとる。

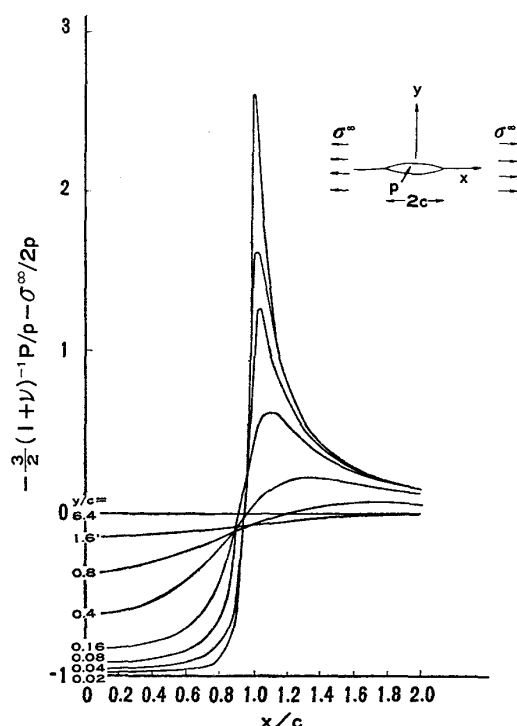


Fig. 10. Change with position of hydrostatic stress $(-P)$ around a hydrogen gas pressurized crack under stress.

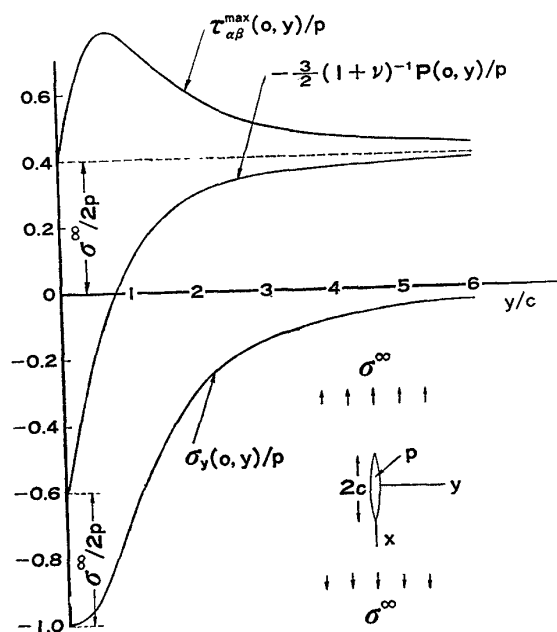


Fig. 11. Distribution along y -Axis of $\tau_{\alpha\beta}^{max}(x, y)/p$, $-3/2(1+\nu)^{-1}P(x, y)/p$ and $\sigma_y(x, y)/p$.

えれば $p \geq 4400 \text{ kg/cm}^2$ である。一方 Photo. 3 に示した試料中に孤立亀裂（内部ふくれ）を生じるころ（試験開始 1 h 後）の水素量（ 45°C の水銀中に 72 h 保つた際に放出されるガス量）は $4 \text{ ml}/100 \text{ g}$ 程度である¹⁰⁾。鋼中水素量と空洞の中の水素圧の関係についての de KA-

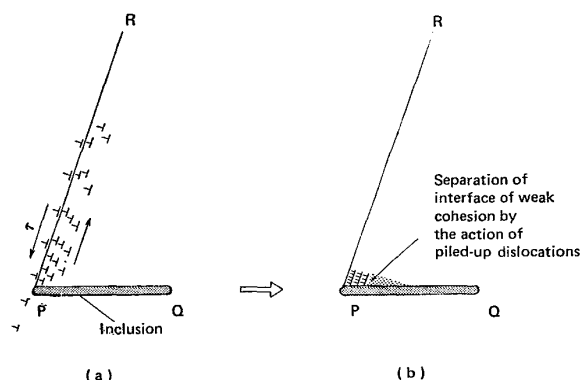


Fig. 12. A dislocation pile-up model of separation of inclusion-matrix interface.

ZINCZY¹¹⁾ の計算に従えば、この場合亀裂中の水素圧 p は $p \approx 10000 \text{ kg/cm}^2$ である。

4.2 破壊の進展 (1) 外力有無の影響

さて Photo. 3 および 4 に示した観察事実

(a) 外力のない場合には、第 1 の亀裂尖端のほぼ真横の位置に第 2 亀裂を、また

(b) 外力のある場合には、第 1 の亀裂尖端よりかなり離れた亀裂中心真横の位置に第 2 の亀裂を形成していることを示しているが、この事実は上に述べた応力解析の助けをかりて次のように説明することができる：

ふくれのまわりに十分密に分布している介在物と地鉄の界面を第 2 の（板面平行）亀裂として活性化するには、外力および第 1 の亀裂の内圧に誘起される剪断応力が有効である。なぜならば、剪断応力は Fig. 12 に示した剪断機構で介在物-地鉄界面の分離を有効に促進し、界面への水素析出を容易にするものと考えられるからである。Fig. 12 において、介在物のまわりの剪断応力が水素を含んだ材料の降伏点に達すれば転位が活性化するが直線 PR より右側を迂る転位は介在物にせき止められて地鉄との界面に集積し延長線上の界面を剥離する^{**}。その際、上記界面への水素析出過程としては、(a) 転位がコッレル雰囲気として運んでくる水素の析出、また (b) 応力誘起拡散によりもう少し広い範囲から流入してくる水素の析出⁹⁾の 2 つが考えられる。

分離した界面に水素が析出するためには、その場所の静水張力が高ければそれだけ都合がよい。鋼中の水素原子は弾性相互作用により静水張力の高い所に集まるからである（上記の過程 (b)）。また界面上の亀裂核の成長条件は、内圧 p 、まわりの引張応力 σ_y 、亀裂尖端の介

* Phragmén の熱力学的計算に対して水素の比熱および逸散能に関する修正を行ったもの。

** その場合、PR の左側を迂り抜ける転位群との相互作用のために PR に近い転位ほど介在物-地鉄界面に多数集積するので、上述のように延長線上の界面を一種の転位亀裂として押し開くのである。

在物—地鉄界面の凝集エネルギー γ によつて

$$(p + \sigma_y) 2\pi c / E \geq \beta \gamma \quad (\text{Griffith 条件}) \dots\dots\dots (6)$$

(β は亀裂核の形で決まる無次元数, $\beta \approx 1$; $2c$ は亀裂核サイズ, E はヤング率) で与えられるので, 結局第2の亀裂の活性化, 開口は高い剪断応力 $\tau_{\alpha\beta}$, 静水張力 $-P$ と同時に十分な引張り応力 σ_y が作用する場所で促進されることが期待される. $\tau_{\alpha\beta}$, $-P$, σ_y とともに充分に高い場所は, 外力なしの場合には Fig. 7 (a), 10 および 9 に示されているように, 亀裂尖端から階段状に割れが発生する方向にあり, 外力 σ^∞ がある場合には Fig. 7, 10, 9 および 11 に示されているように, 亀裂尖端よりかなり離れた $y/c \approx 2 \sim 4$ の位置における亀裂横の個所であつて, この位置の亀裂生成が繰り返されれば外力 σ^∞ に直交する面上に重つて並ぶ亀裂群が形成される*.

4.3 破壊の進展 (2) 降伏点に近い外力がある場合

$W = 0.95W_0$ 程度に高い外力の下で形成される破面は, 荷重に対して約 45° 傾いている (3., Photo. 2). この破面はその形成に先立つて試料中に生じた迂り帯に沿つてできたものと考えられる. また降伏点に満たない試験応力下で試料中に迂り帯が生ずる (3.) のは次の理由によるものと考えられる: 試験の進行につれて試料中の非金属介在物—地鉄界面に水素分子が析出し板に平行な水素亀裂 (内部ふくれ) を作る. 弾性解析によれば亀裂尖端近くには

$$\tau_{\alpha\beta} = \frac{K_I}{2\sqrt{2\pi r}} \sin \theta \cos \left(\frac{3\theta}{2} - 2\phi \right) \dots\dots\dots (7)$$

で表わされる剪断応力が働く. ここに $r\theta$ は, 亀裂尖端を原点とし亀裂進展方向を $\theta = 0$ とする極座標 $K_I (\approx p\sqrt{\pi c})$ は亀裂尖端の応力特異点の大きさを示すパラメータ (stress intensity factor), p は亀裂の内圧, $2c$ は亀裂サイズ, 座標 $\alpha\beta$ および角 ϕ は前に定義した通りである. この剪断応力がまず亀裂尖端近傍 $x < c$, $y \ll c$ の領域の $\phi = 45^\circ$ に近い面における塑性迂りを誘発し (Fig. 8 を見よ), 次に試料全体の迂り帯形成に発展するものと考えられる.

このようにして形成された迂り帯の中に, 次に引張軸に直交する面内に割れが発生する (3). それが充分に発達すれば試料の塑性不安定条件が満たされ, 試料はほぼ迂り帯に沿つて破断することが予測される. この場合破面は引張り軸に直交する破面, 機械的剪断破面および少量の板面平行亀裂からなるはずである. $W = 0.95W_0$ の外力下で形成された破面の走査電子顕鏡観察像を Photo.

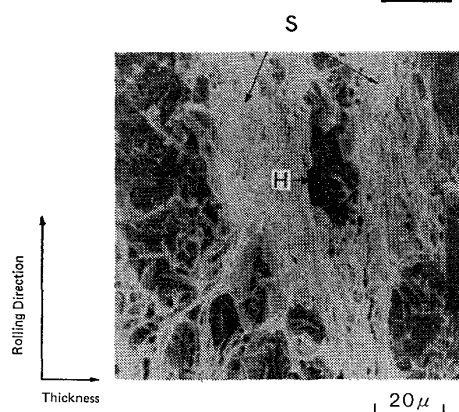
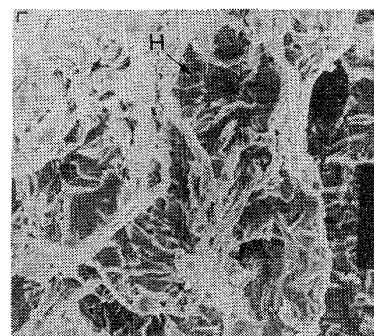


Photo. 6. Microscopic appearance of fracture surface obtained in test under load, $W = 0.95 W_0$, and electrolytic hydrogenation.

6 に示した. 破面上には引張り軸直交面成分 (H で示す)**や通常の機械的剪断破面と同様な dimple 破面成分 (S で示す) が観察されるが, これは上記予測を裏づけるものと解釈できる

5. 結 論

応力下の水素ふくれ (内部ふくれ) のまわりの応力解析に基づいて, ラインパイプ鋼の水素誘起破壊進展形態が外力の影響で著しく変化する観察事実を説明した: ラインパイプ鋼の水素誘起破壊は, (i) 剪断機構 (Fig. 12) による非金属介在物—地鉄界面の剝離, (ii) 剝離面への水素の流入, ふくれの開口 (iii) ふくれどうしのつながり—の繰り返しによつて進展し, 外力は水素ふくれのまわりの剪断応力分布を著しく変えることによつて破壊進展の方向 (進展形態) に著しい影響を及ぼす.

この論文の作成に当り有益な御助言を下さつた当研究所研究部旧第4研究室長 中西昭一博士に感謝いたします.

付記 応力下の水素亀裂のまわりの応力場

Fig. 6 に示した応力境界条件下の平面歪み水素亀裂のまわりの応力場は, 水素分子圧 p による応力場と外力

* 個々の板面平行亀裂の長さは介在物集合体の幅 (鋼中 S 含有量 0.007 % の場合 100μ 程度) で決定されるものと考えられる.

** この破面は, 塑性迂りの充分進行した部分が応力下で水素脆化した結果生じたものと考えられる.

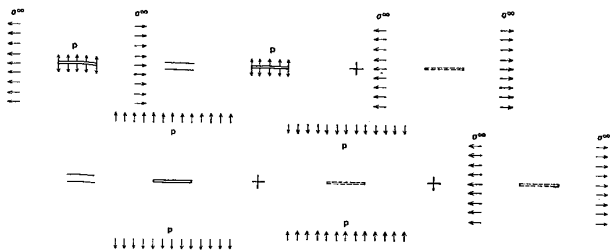


Fig. A1. To illustrate Eqs. (A5) to (A11).

σ^∞ による応力場を重ね合わせる (Fig. A1 を見よ) ことにより求まり、各々の応力場は次式のように書ける.

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) = \nu R[\phi'(Z)] + \nu(\sigma^\infty - p) \quad \text{..... (A1)}$$

$$\sigma_y - \sigma_x + 2i\tau_{xy} = \frac{1}{2}(\bar{Z}\phi''(Z) + \chi''(Z)) - \sigma^\infty - p \quad \text{..... (A2)}$$

ここに $\phi(Z)$ および $\chi(Z)$ ($Z = x + iy$) は応力の境界条件: $y = \infty$ で $\sigma_y = p$, $\sigma_x = \tau_{xy} = 0$ を満たすように選ばれた解析関数であつて, C. E. ENGLIS⁶⁾ や A. C. STEVENSON⁷⁾ の与えた結果に基いて次のように表わすことができる.

$$\phi(Z) = -pZ + 2p\sqrt{Z^2 - c^2} \quad \text{..... (A3)}$$

$$\chi(Z) = -pc^2 \cosh^{-1} Z + p(Z^2 - (c^2/2)) \quad \text{..... (A4)}$$

(A3), (A4) 式を (A1), (A2) 式に代入して演算することにより次式を得る.

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) = 2\nu R[\omega(Z)] + \nu\sigma^\infty \quad \text{..... (A5)}$$

$$\sigma_y - \sigma_x + 2i\tau_{xy} = -2iy\omega'(Z) - \sigma^\infty \quad \text{..... (A6)}$$

ここに $\omega(Z)$ は次式で与えられる.

$$\omega(Z) = p\left(\frac{Z}{\sqrt{Z^2 - c^2}} - 1\right) \quad \text{..... (A7)}$$

(A5), (A6), (A7) は ENGLIS や STEVENSON の解と WESTERGAARD の解⁸⁾ の同一性についても述べている*.

(A5), (A6), (A7) を σ_x , σ_y , σ_{xy} について解いた結果を本文(5)式および(4)式に代入して得られた結果をそれぞれ Fig. 7 および Fig. 8 に, σ_y については Fig. 9 に示した. さらに本文(2)式を用いれば, Fig. 10 に示した静水張力 $-P$ が求まる, $-P$ は,

$$-P \equiv \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3} = \frac{1+\nu}{3}(\sigma_x + \sigma_y) \quad \text{..... (A8)}$$

で与えられる.

* WESTERGAARD は境界条件: $y=0$ で $\sigma_z = \sigma_y$, $\tau_{xy} = 0$ を余分に与えて解いている.

文 献

- 1) M. SMIALOWSKI: Hydrogen in Steel, (1962), p. 389 [Pergamon Press]
- 2) T. A. SKEI, A. WATCHER, W. A. BONNER, and H. D. BURNHAM: Corrosion, 9(1953), p. 163
- 3) F. A. PRANGE: Corrosion, 8(1952), p. 355
- 4) I. CLASS: Proc. 2nd Int. Congr. Metallic Corrosion, NACE(1963), p. 342
- 5) 小若正倫, 寺崎富久長, 永田三郎, 池田昭夫: 住友金属, 27(1976), p. 698
- 6) C. E. INGLIS: Trans. Inst. Naval Arch., 55 (1913), p. 219
- 7) A. C. STEVENSON: Proc. Roy. Soc., A184 (1945), p. 129
- 8) H. M. WESTERGAARD: J. Appl. Mech., June (1939), p. A-49
- 8) M. IINO: Eng. Frac. Mech., 10(1978), p. 1
- 10) 飯野牧夫: 鉄と鋼, 63(1977), p. S-377
- 11) F. de KAZINCZY: Acta Met., 7(1959), p. 525