

## 石炭ガス液中における軟鋼の応力腐食割れ

論文

佐藤 栄次\*・村田 朋美\*<sup>2</sup>

## Stress Corrosion Cracking of Mild Steel in Coal Gas Liquid

Eiji SATO and Tomomi MURATA

## Synopsis :

Field reproduction of intergranular stress corrosion cracking (IGSCC) through two year exposure test in coal gas transport lines using U-bend specimens and laboratory reproduction of IGSCC were carried out in order to clarify the effects of environmental factors such as electrode potential, pH and temperature on crack initiation and propagation.

1) IGSCC of mild steel was reproduced by field exposure test in coal gas transport line. Cracks initiated at corrosion pits within crevices.

2) The critical depth of corrosion pits for IGSCC initiation was estimated about 70  $\mu\text{m}$  by the application of the extreme value analysis.

3) The possible cracking region was assessed based on the high-and low potential sweep rates polarization curves and stability of the corrosion products as indicated by the potential/pH diagram.

4) Degradation of mild steel in the coal gas liquid was classified into four regions:

I) HE region (TGSCC): less noble than  $-1\ 000\ \text{mV}$  vs S.C.E.

II) SCC region (IGSCC):  $-700\sim-500\ \text{mV}$  vs S.C.E.

III) Fissure region (TG):  $-550\sim-500\ \text{mV}$  vs S.C.E.

IV) General corrosion region: more noble than  $-500\ \text{mV}$  vs S.C.E.

## 1. はじめに

石炭ガス液 (Coal Gas Liquid : 石炭ガスが飽和した水溶液) における軟鋼の粒界型応力腐食割れは、すでに1940年~50年代に英国で経験されている。石炭ガス液とは、コークスガスの冷却と同時にガス中の可溶性成分を希アンモニア水で散水除去する時生ずる水溶液の呼称である。この液は、 $\text{NH}_3$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{HCN}$ ,  $\text{H}_2\text{S}$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{Cl}^-$ , タール分等を含み、約9.5のpHをもつ。英国のプラントで割れが発生した時、R. N. PARKINSらが組織的な研究を行い、環境物質の中から割れ原因物質の抽出を試みた<sup>1)</sup>。その結果、水に溶けて酸を形成する物質とアルカリを形成する物質に分けて、それぞれを全酸当量と全アルカリ当量として整理し、割れ発生領域を軟鋼表面に生成する保護皮膜の安定性の観点から考察した。我が国でも1970年頃から、製鉄所の石炭ガス精製プロセスにおけるガス配管<sup>2)</sup>や石炭ガス圧送ブローの羽根車<sup>3)</sup>などに割れが発生した。これらの割れの原因解析と防止対策が検討されたが<sup>4)5)</sup>、環境因子の影響については、いまだ不明な点<sup>6)</sup>も多く残されている。本報告で

は、これまで不明確であった石炭ガス液における軟鋼の粒界割れ挙動を、(1) 実際の石炭ガス精製工程での曝露試験、(2) 石炭ガス液中の軟鋼の電気化学試験、および、(3) SSR T法による割れ再現試験を実施し、割れ発生におよぼす電位、pH、温度などの環境因子の影響を検討した結果について述べる。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試鋼

供試鋼の化学組成を Table 1 に示した。各種試験には、板厚 6 mm の商用鋼を熱処理せず受入れままの状態から加工・切り出して用いた。

## 2.2 実際の石炭ガス液環境中での曝露試験

(1) 試験片形状：受入れまま材 (板厚 6 mm) から

Table 1. Chemical composition of mild steel.  
(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	$\sigma_r$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_B$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	El (%)
Mild steel	0.12	0.05	0.87	0.014	0.009	32	46	34

昭和 59 年 4 月 本会講演大会にて発表 昭和 60 年 3 月 12 日 受付 (Received Mar. 12, 1985)

\* 新日本製鉄(株)特別基礎第三研究センター (Fundamental Research Lab.-III, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)特別基礎第三研究センター Ph.D. (Fundamental Research Lab.-III, Nippon Steel Corp.)

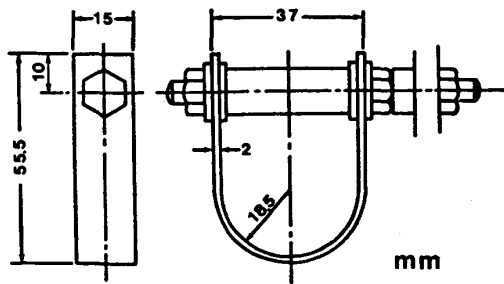


Fig. 1. Dimensions of U-bend specimens employed.

厚さ 2 mm, 幅 15 mm, 長さ 130 mm の短冊型試験片に加工後, 表面を湿式にて 600 番エメリー紙で研磨した。さらに,  $R_0=18.5$  mm の U 字曲げ加工を行い, 両端を絶縁ワッシャーで固定した U 字型曲げ試験片を使用した<sup>7)</sup> (Fig. 1)。

曲げによる外表面の歪みは,  $\epsilon_0=t/2R_0$  で与えられる。  $t=2$  mm,  $R_0=18.5$  mm であり,  $\epsilon_0=0.054$  となるので真応力-歪み曲線から曲げ応力約 39 kgf/mm<sup>2</sup> が求められる<sup>8)</sup>。ここで  $t$  に板厚,  $R_0$  : 外表面半径,  $\epsilon_0$  : 外表面歪み量を示す。

(2) 曝露試験箇所: 上述の試験片を石炭ガス精製工程の圧送ブロー通過後の配管中に取付け治具に固定して曝露した。この環境では, H<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub> などの気体成分の他に H<sub>2</sub>O, タールなどの液体成分がミスト状態で共存している。雰囲気温度は, 55~70°C の範囲であった。石炭ガス, 石炭ガス液の分析は, 約 3 か月ごとに実施した。測定結果の一部を Table 2 に示した。

(3) 曝露期間: 最長 2 年間の曝露を行い, その間に 6 か月, 1 年, および 2 年での腐食, および割れ進行状態についての調査を行った。

### 2.3 応力腐食割れ試験

(1) 試験片形状: 受入れまま材 (板厚 6 mm) から平滑部長さ 20 mm×6 mmφ の丸棒試験片を切り出し, 平滑部をエメリー 600 番研磨仕上げした。その後, ベンゼン・メタノール脱脂して試験に供した。

(2) 低歪み速度引張試験による応力腐食割れ試験 (SSRT 試験): 2t 卓上型引張試験機を用い, 歪み速度  $\dot{\epsilon}=10^{-6}$  s<sup>-1</sup> で SSRT 試験を行った。腐食試験環境は, デターラー部から採取したガス液を用い, 温度を 25, 60, 80°C に設定し, かつ, Ar ガスを 24 h 飽和して脱気した。採取した直後のガス液の pH は約 9.5 であった。しかし, アンモニア成分が一部ガス液採取後経時的に逸散するため, pH は約 9.0 まで低下する。試験開始時の条件を同一とするため, ガス液の pH を 0.1 mol NH<sub>4</sub>OH で 9.5 にそろえた。割れ感受性は, 相対

Table 2. Chemical compositions of coal gas, and coal gas liquid.

	Species	Content
Crude coal gas	H <sub>2</sub>	55.1~60.5 %
	CH <sub>4</sub>	24.5~29.0
	CO	6.0~7.3
	CO <sub>2</sub>	0.5~2.5
	Others	5.7~8.3
Coal gas liquors	NH <sub>3</sub>	5.75~9.40 g/m <sup>3</sup>
	H <sub>2</sub> S	4.3~6.5
	HCN	0.89~1.80
	H <sub>2</sub> O	16.9~38.2
	Tar Mist	0.6~10
Coal gas liquors	NH <sub>4</sub> <sup>+</sup>	288~32 g/l
	H <sub>2</sub> S	0.8~2.1
	CN <sup>-</sup>	0.6~1.6
	SCN <sup>-</sup>	1.5~3.1
	Cl <sup>-</sup>	1.0~3.4
	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	0.05~0.1
	CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	22~35

的な評価値として, 同温度での油中の全破断歪み量に対する環境中の全破断歪み量の比で表した。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 実環境中曝露試験結果の解析

Table 2 に示すように石炭ガスには, H<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub> ガスの主成分以外に CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>S, HCN などのガス成分が含まれている。また, 石炭ガス液には, これらのガス成分と平衡して NH<sub>4</sub><sup>+</sup>, SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>, CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>, HS<sup>-</sup>, CN<sup>-</sup> などが多量に含まれている。また, 石炭の銘柄にも依存するが, 塩化物イオン濃度も高い値を示していることが特徴である。その他この環境には, スラッジやタール分が多量に含まれている。これらが鋼表面に付着, 又は堆積することによつてすきまなどの閉塞箇所を作りやすい。Photo. 1 に示すように, 6 か月曝露後には, 試験片の全表面がタールとスラッジの混合した固形物質に覆われていた。ここでの腐食はこの付着物と金属の界面で進行するすきま腐食である。Photo. 2 は 2 週間実環境中に曝露後取り出して, 付着物を除去した軟鋼表面を示す。侵食がはじまっていることが観察される。さらに, 6 か月,

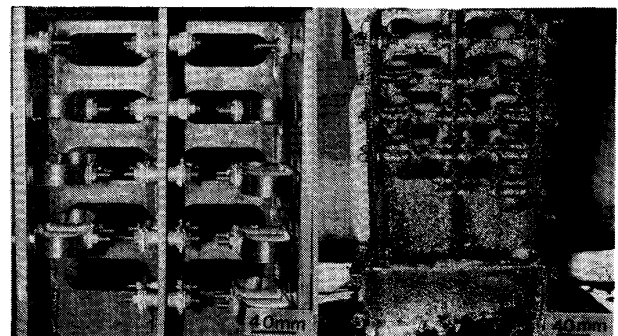


Photo. 1. Surface conditions of specimens and the holding jig exposed in COG piping.

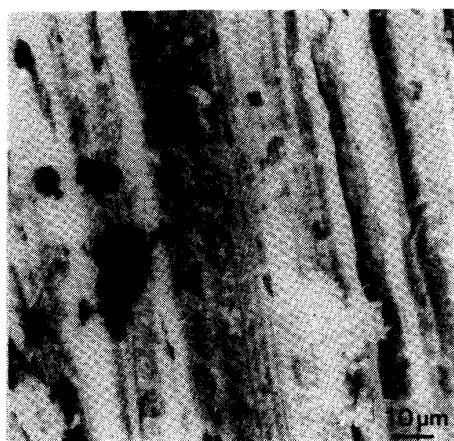


Photo. 2. Corrosion pits on steel specimens exposed in COG pipings.

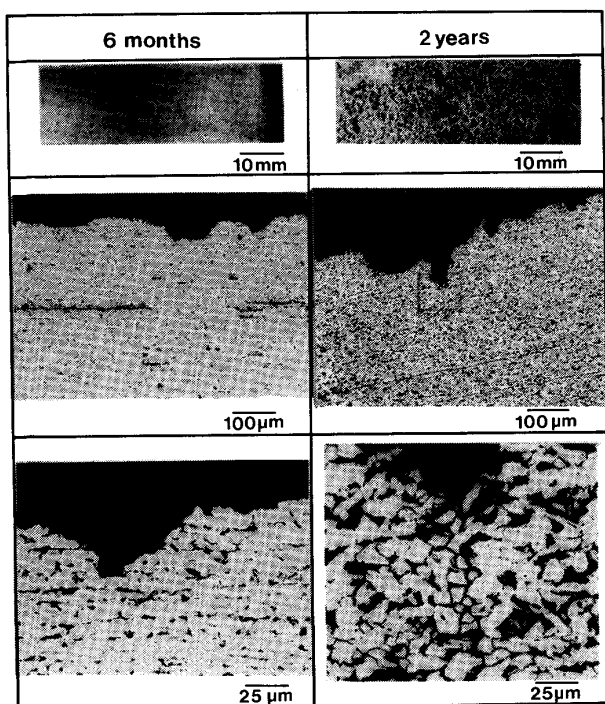


Photo. 3. Morphologies of corrosion formed on U-bend specimens in COG pipings.

2年間曝露後のU字型曲げ試験片 (Photo. 3) の場合、付着物下部に深さ数十  $\mu\text{m}$  の侵食があり、また侵食部底を起点とした粒界型応力腐食割れが生成していた。次に、6カ月、2年間曝露試験片 (各 36 個) から、それぞれ 10 個ずつ任意に取り出し、試験片ごとの最大侵食深さ、および最大割れ深さを測定し極値解析を行った。最大侵食深さ、最大割れ深さの測定は、U字型曲げ試験片をアクリル樹脂に埋込み後、長さ方向に半割りとした。その後、エメリー 600 番研磨して顕微鏡観察を行い写真 (400 倍) により実測した。これを順序統計量として整理し、極値確率紙にプロットする<sup>9)</sup>と Fig. 2 を

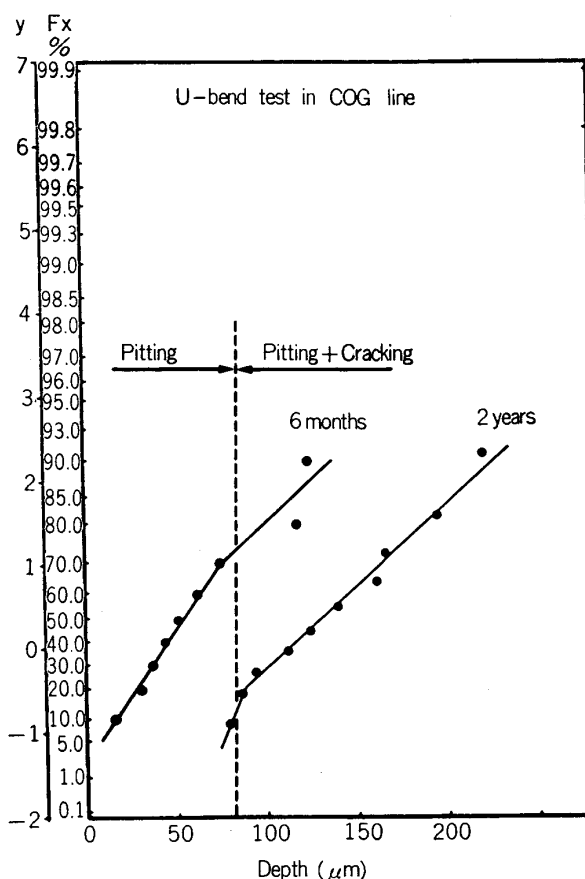


Fig. 2. Extreme value distribution of depth of cracks observed in U-bend specimen in COG pipings.

得る。6カ月、および2年間の曝露試験片の侵食深さ70  $\mu\text{m}$  付近に屈曲点が認められる。この屈曲点 (深さ約70  $\mu\text{m}$ ) は、曝露試験片の観察結果との対応から、統計的に食孔から粒界割れに遷移する限界侵食深さに相当すると考えられる。このことは、石炭ガス液中での軟鋼の粒界割れ発生には、(a) 食孔生成による局部液性の変化と同時に、(b) 割れ発生のための応力条件を満足するために必要な腐食切り欠き深さの生成までに、ある潜伏期間が必要であることを示している。このように食孔から割れが生ずる場合の限界条件を測定した報告例には、鋭敏化ステンレス鋼の粒界腐食から粒界割れの生ずる限界粒界腐食深さ<sup>10)</sup>や3%NaCl中の炭素鋼の腐食疲労開始の限界腐食切り欠き形状<sup>11)</sup>、さらに、ステンレス鋼の食孔から割れが生ずる限界表面切り欠き長さ<sup>12)</sup>および限界深さ<sup>13)</sup>の例がある。

### 3.2 石炭ガス液中における軟鋼の電気化学的反応

前節では、石炭ガス液中での侵食、割れ発生がタール分などの付着物下の隙間腐食を経由して成長した食孔を起点としていることを明らかにしてきた。ここでは、定電位条件下での割れの発生伝播に及ぼす電位、pHの影

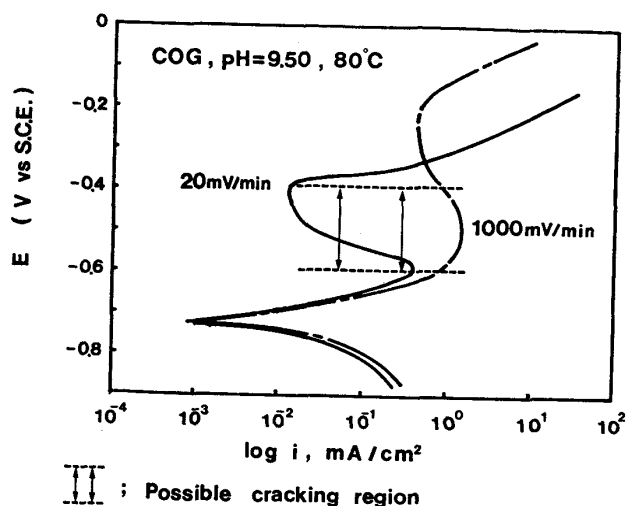


Fig. 3. High and low potential sweep rate polarization curves in COG liquid.

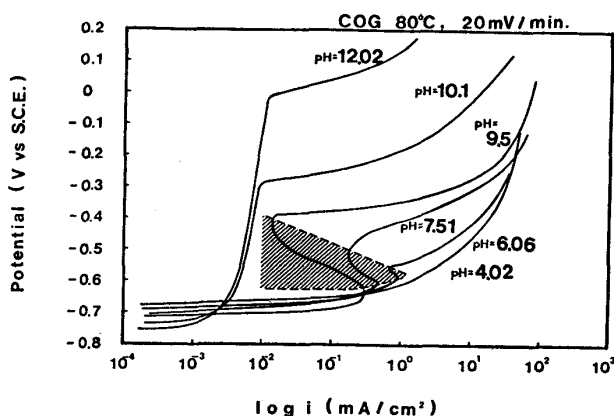


Fig. 4. Polarization behavior of mild steels in COG liquid.

響を検討した。

Fig. 3 は、石炭ガス液における軟鋼の自由表面試料の高速電位掃引 (1000 mV/min) と低速電位掃引 (20 mV/min) によつて得られた分極曲線の代表例を示す。SUTCLIFFE ら<sup>14)</sup>は、電位掃引速度依存性のある分極曲線が得られた場合、高速掃引分極曲線上の活性/不動態電位領域であつて、かつ低速掃引分極曲線の電流密度との差が大きい電位領域は、応力腐食割れ (以下、SCC という) の可能性を有する電位領域とみなしてよいとしている。Fig. 3 の場合、図中の矢印の範囲がその電位領域とみなすことができる。Fig. 4 は、Fig. 3 と同様に、石炭ガス液の pH を 4~12 の範囲で変化させた場合の高速 (1000 mV/min) および低速電位掃引 (20 mV/min) 時の分極曲線から得られた SCC の可能な電位領域を斜線で示す。この斜線領域を 80°C における Fe-H<sub>2</sub>O 系<sup>15)~17)</sup>の電位/pH 図上に重ね合わせて Fig. 10 に示した。

また石炭ガス液における軟鋼の自由表面試料の自然浸

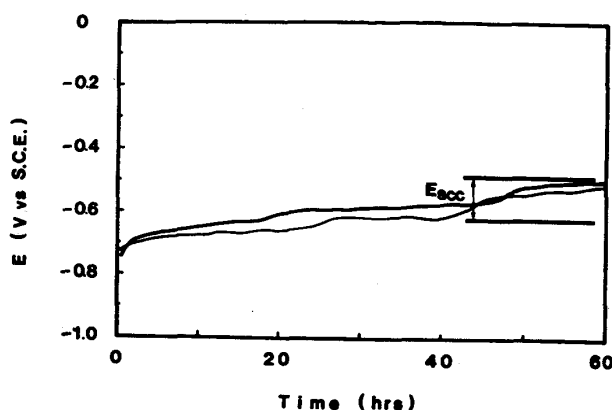
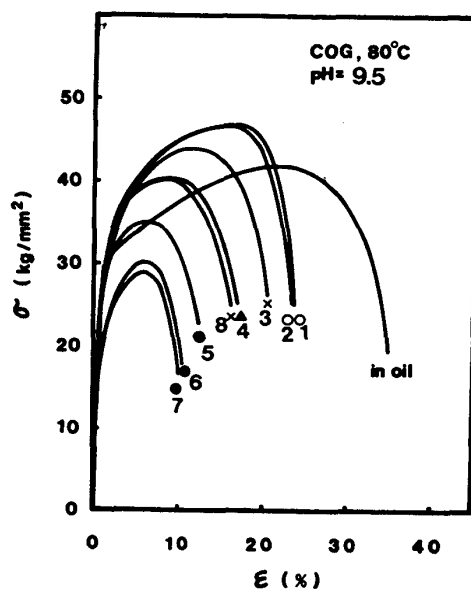


Fig. 5. Potential change of mild steel in COG liquid.



- No Crack
- × Crack
- ▲ Fissure
- G.C.
- 1. -900mV
- × 3. -600mV; IGSCC
- ▲ 4. -500mV
- 5. -300mV
- 7. -200mV
- 2. -720mV
- × 8. 1200mV; TGSCC
- 6. 250mV
- 21

Fig. 6. Stress/strain curves of mild steels in COG liquid by SSRT method.

漬電位は、時間とともに初期電位よりも、100 mV 以上貴な電位に移行する (Fig. 5)。炭酸塩や酸化物の生成によると考えられる。

### 3.3 割れ再現と割れ発生におよぼす電位、pH など環境因子の影響

石炭ガス液に曝された配管系に経験される粒界型 SCC を実験室的に再現するため、アノード分極下で SSRT 試験を行つた。Fig. 6 は、一定電位拘束下での SSRT 試験において得た応力-歪み曲線を示す。石炭ガス液中では、自然電位 (-730 mV) より貴 (-600~-200 mV), 又は卑 (-1200 mV) のいずれに分極しても破断歪みが減少し、粒界割れ、粒内割れに伴う脆化が

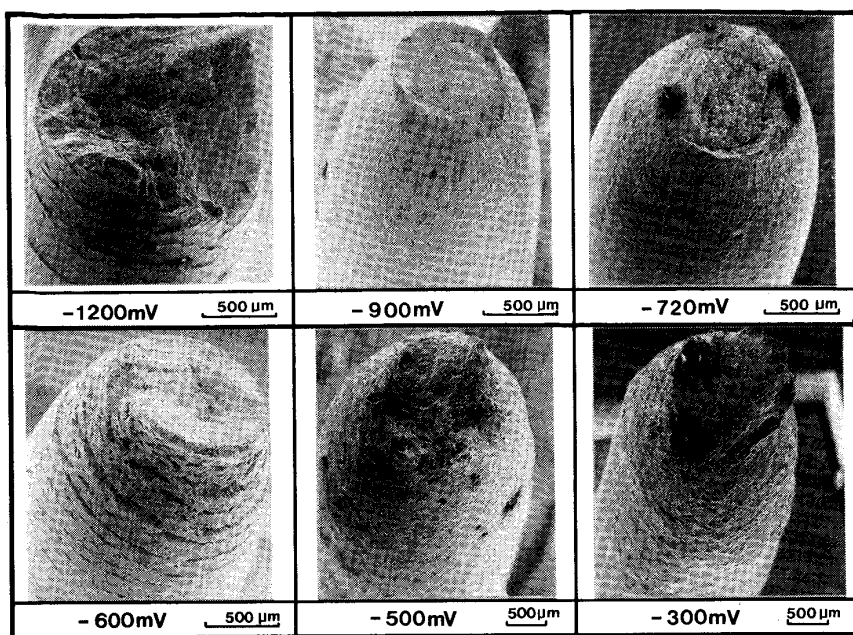


Photo. 4. Crack morphologies of mild steel obtained by SSRT at various potentials in COG liquid.

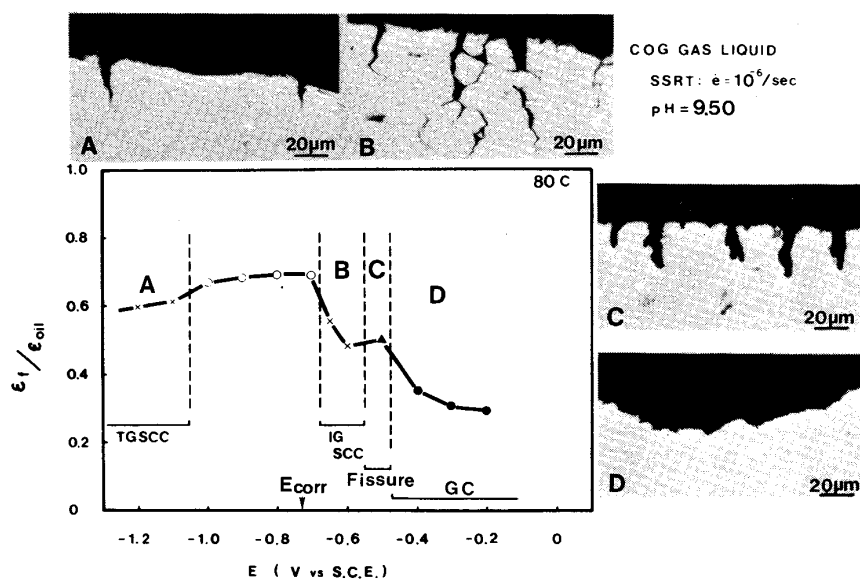


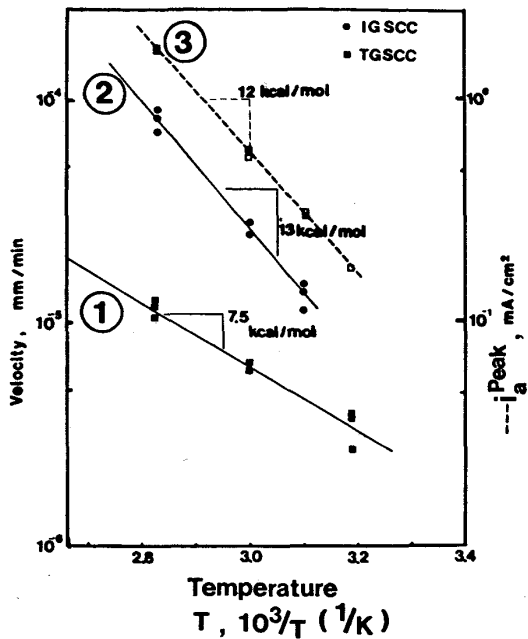
Fig. 7. Effect of the potential on cracking susceptibility of mild steel in COG liquid.

生ずることが認められる。

(a) SCC 発生領域とその特徴

Photo. 4 は、pH=9.50, 80°C における SSRT 試験後の試料表面の観察結果を示す。また、Fig. 7 は割れ感受性の電位依存性を整理したものである。Photo. 4 から、-1200 mV では、表面にマイクロ割れが生じ、粒内割れを示すのに対して、-900 mV~-700 mV では割れ発生は認められず、油中の破断試料と同様な延性破断面を示す。さらに、自然電位よりも数十 mV アノード分極した -600 mV では、試料全表面に粒界型の SCC が認められた。-500 mV では、FISSURE 型腐食割れ(粒内)を、さらに、-300 mV では全面溶解に伴う減肉による破断歪みの減少を示した。-550 mV 以上のアノード

分極条件では、試料表面にはいずれも厚い黒褐色の沈殿性の皮膜が生成していた。X 線回折によつて  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と同定された。また、割れ感受性におよぼす電位の影響として整理すると、Fig. 7 のように脆化領域は次の四つに類別される。領域Aは、のちに述べるようにカソード分極に伴う水素発生による水素脆化域と考えられ、粒内割れを示す。領域Bは、自然電位 (-730 mV) より数十 mV アノード分極された領域で割れ形態は粒界割れを示す。その範囲は、-700~-550 mV にある。この割れが実装置に観察される粒界割れに対応するものと考えられる。領域Cは、-550~-500 mV の極く狭い電位範囲で、FISSURE 型腐食割れ(粒内)を示す。また、領域Dは、-500 mV より貴な電位域で、全面溶解



- ① Velocity of TGSCC for region A in Fig 7
- ② Velocity of IGSCC for region B in Fig 7
- ③ Peak current density of anodic dissolution at the high potential sweep rate;  $i_a^{peak}$

Fig. 8. Temperature dependence of crack propagation rate of mild steel in COG liquid.

型の減肉による破断歪みの減少を示す。

(b) 温度依存性からみた割れ機構

Fig. 8 には、領域Aの粒内割れ、および領域Bの粒界割れの伝播速度の温度依存性をそれぞれ直線①、および②に示した。割れ伝播速度は、SSRT 試験後の試験片に観察される最大割れ深さを顕微鏡 (400 倍) で実測し、SSRT 試験時間で割つて求めた。また、直線③は、粒界割れ先端部での溶解速度が高電流密度で溶解する裸鉄面でのアノード活性溶解速度に対応するとして、1000 mV/min の高速電位掃引時の活性溶解ピーク電流値 ( $i_a^{peak}$ ) の温度依存性を示す。直線①から領域Aの粒内割れに対応する見かけの活性化エネルギー ( $\Delta H^*$ ) は約 7.5 kcal である。この値は、80°C 以下での鋼中の転位、粒界などにトラップされつつ拡散する水素の  $\Delta H^* = 6 \sim 8$  kcal に近い値を示す<sup>18)</sup>ことから、この割れはカソード分極によつて生じた水素の一部が鋼中に侵入することによつて誘起されたものと考えられる。また、直線②から領域Bの粒界割れに対応する見かけの活性化エネルギーは、約 13 kcal と計算される。溶解型 SCC では、普通 13~20 kcal である。さらに、本実験で得られた  $\Delta H^*$  の値は塩化マグネシウム溶液中での鋭敏化 SUS 304 鋼の粒界割れの  $\Delta H^* (= 13 \sim 16$  kcal) に近い<sup>19)</sup>。

直線②および直線③から得られた  $\Delta H^*$  は、それぞれ

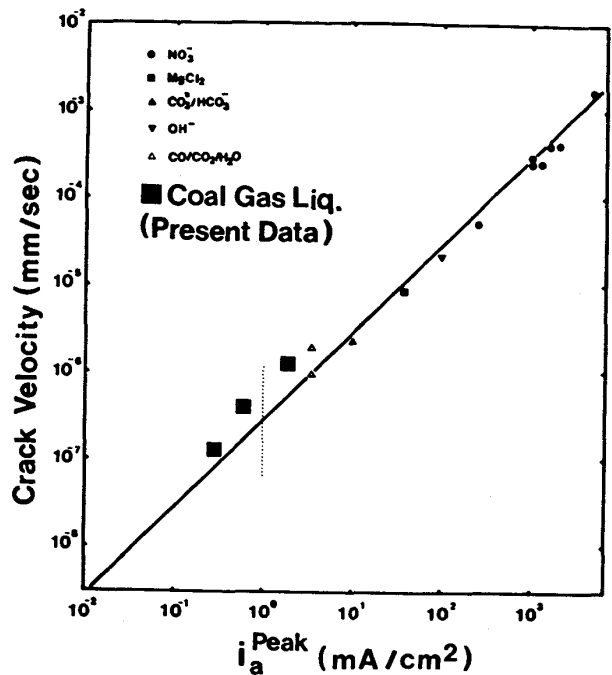


Fig. 9. Co-relation between anodic peak current density ( $i_a^{peak}$ ) and crack velocity.

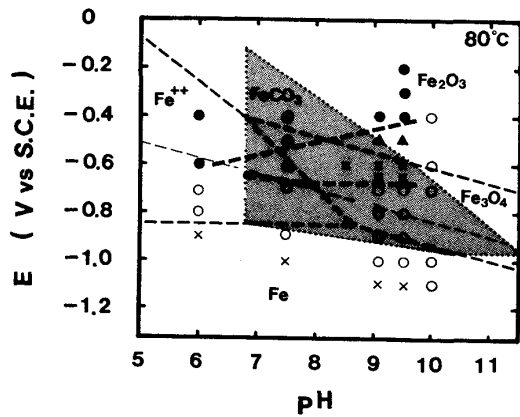
13, および 12 kcal/mol を示す。このことは、領域Bの粒界割れが割れ先端での溶解速度に支配される応力腐食割れ(活性径路割れともいう)であることを示している。

石炭ガス液中での粒界割れ速度が、割れ先端での溶解速度、それも前述のピーク電流値に等しいとすれば、ファラデーの法則により、次式が成り立つ。すなわち、

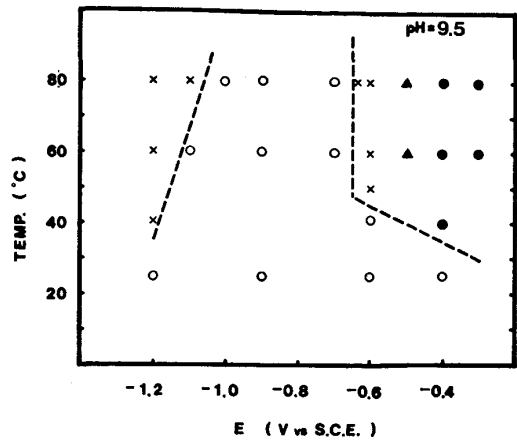
$$v_{crack} = i_a^{peak} \cdot (M/n \cdot F \cdot \rho) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $v_{crack}$ : 割れ速度 (cm/s),  $i_a^{peak}$ : 高速電位掃引時の活性溶解ピーク電流値 (A/cm<sup>2</sup>),  $M$ : 鉄の原子量 (g),  $n$ : 荷電子数,  $\rho$ : 鉄の密度 (g/cm<sup>3</sup>)

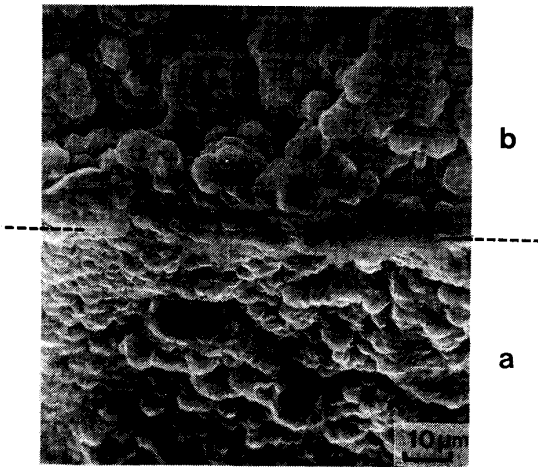
Fig. 9 は、PARKINS らが各種試験環境で得られた炭素鋼の割れ伝播速度と前述の高速電位掃引時の活性溶解ピーク電流値 ( $i_a^{peak}$ ) との関係を整理したものである<sup>20)</sup>。この図中に著者らの石炭ガス液中で得られた割れ伝播速度と  $i_a^{peak}$  値を■印で挿入した。PARKINS らは、 $i_a^{peak}$  値が 1 mA/cm<sup>2</sup> 以下では、割れ伝播速度との関係は明確でないと述べている<sup>20)</sup>。石炭ガス液の場合、1 mA/cm<sup>2</sup> 以下の領域でも(1)式の関係が成り立つ。しかし石炭ガス液の実機環境では、3.1 で述べたように粒界割れ発生は、タールや固形物質の付着に伴う局部腐食の発生・成長、局部液性変化、局部的な応力条件などによつて大きく影響をうける。したがつて、実装置での割れは、数年以内で経験されることもあり、時には、10~15 年経過してから発見されることもある。割れ発生までの潜伏期間を含めた寿命評価法を確立することが今後の課題である。



○ No Crack × Crack ▲ Fissure ● General Corr.  
Fig. 10. Cracking region of mild steel in potential/pH diagram in COG liquid.



○ No Crack × Crack ▲ Fissure ● General Corr.  
Fig. 11. Effect of temperature on cracking of mild steel in COG liquid.

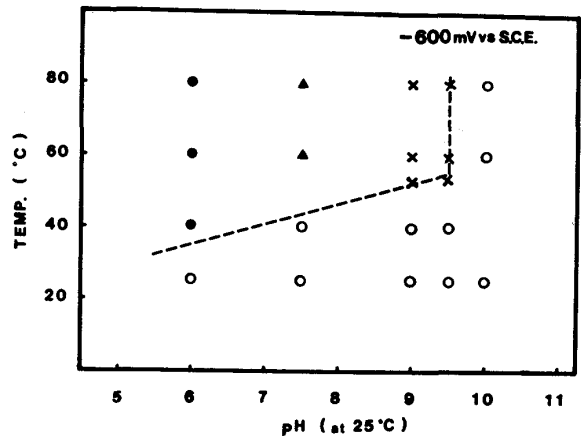


(Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeCO<sub>3</sub>)  
pH=9.50, -600mV vs S.C.E.  
a; Free surface b; Cracked surface

Photo. 5. Corrosion products formed on cracked surface of mild steel in COG liquid (pH:9.5, -600 mV vs S.C.E.).

(c) 腐食生成物の安定性と割れ挙動

Fig. 10 は, Fig. 7 の 80°C における脆化領域を電位/pH 図で整理したものである. 石炭ガス液中での粒界割れは, pH 8~9.5, 電位 -700~-550 mV の限定された領域でのみ発生することを示している. しかし割れが進んでいる先端部の液性は, より低い pH に変化していると予測される<sup>21)~23)</sup>. また, Fig. 10 の粒界割れ領域は環境中に含まれる CO<sub>3</sub><sup>=</sup> イオンにより FeCO<sub>3</sub> が生成し, あるいは Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が安定に存在しうる領域に相当する. 実際に割れの生じた鋼試料表面 (Photo. 5-a) と割れ破面上 (Photo. 5-b) の腐食生成物の解析 (X線回折) により, FeCO<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の生成が確認された (Photo. 5). しかし, 割れ内部は Cl<sup>-</sup> などが濃化している<sup>24)</sup>. このような局部液性環境において粒界の溶出挙動がどう影響されるかといった研究<sup>25)</sup>は少なく, 今後,



○ No Crack × Crack ▲ Fissure ● General Corr.  
Fig. 12. Effect of pH on cracking of mild steel in COG liquid.

環境因子 (アニオン種, 電位, pH など), 材料因子 (偏析, 粒界析出物など) の観点からの検討が必要である.

(d) 割れ発生におよぼす温度, pH の影響

割れ発生におよぼす温度の影響について, 石炭ガス液 (pH=9.5) 中, 電位拘束下での SSRT 試験による割れ領域を Fig. 11 に, また, 粒界割れ電位 -600 mV において, pH を変化させた場合の割れ領域を Fig. 12 にそれぞれ示した. Fig. 11 において, 領域 A~D の割れ発生の下限界温度は約 40°C と考えられる. 同様に, Fig. 12 において, 領域 B~D の割れは, pH が変動しても限界温度は, 約 40°C と変わらない. 割れ防止の観点からは, 電位, 温度, および環境の pH のいずれか一つを適切な範囲に保持することが重要であることを示している. これらはいずれも自由表面試料を用いて得られた結果である. タール, スラッジなど付着物の存在する実環境に適用する場合, これらの条件は必ずしも十分な条件とはいえない. 最終的には, 実機への適用によつ

て割れ防止効果を確認する必要がある。

#### 4. ま と め

石炭ガス液環境における軟鋼の粒界割れ挙動を検討し、以下の結果を得た。

(1) 2年間の実環境中曝露試験により、実機に経験される粒界割れが再現された。割れは、実機と同様にすきま腐食を経て成長した食孔底部を起点として発生する。割れ発生限界侵食深さの測定に極値統計解析を適用した。食孔および割れ深さの二重指数最大値分布から限界侵食深さは、U字型曲げ試験片の場合、約 70  $\mu\text{m}$  と見積もられた。

(2) 実機の粒界割れに対応する割れが、実験室的に一定電位拘束条件下の SSRT 試験により再現された。

(3) 石炭ガス液での脆化域は次の四つの領域に類別されることを示した。

- A)  $-1000 \text{ mV vs S.C.E}$  以下……水素脆性割れ (粒内割れ)
- B)  $-700 \sim -550 \text{ mV vs S.C.E}$ ……応力腐食割れ (粒界割れ)
- C)  $-550 \sim -500 \text{ mV vs S.C.E}$ ……FISSURE 型腐食割れ (粒内)
- D)  $-500 \text{ mV vs S.C.E}$ ……全面溶解

(4) 実験室加速試験 (SSRT) において石炭ガス液での粒界割れは、 $-700 \text{ mV} \sim -1000 \text{ mV vs S.C.E}$  の範囲、温度  $40^\circ\text{C}$  以下、pH 8~10 の条件を適切に組み合わせることにより防止可能である。

#### 文 献

- 1) R. N. PARKINS and R. USHER: J. Appl. Chem., 9 (1959), p. 445
- 2) 滝口明宏: 日本高圧力技術講演会資料 (1980), p. 39
- 3) 佐藤栄次, 村田朋美: 日本金属学会講演概要 (1976・10月), p. 289
- 4) 新日本製鉄/荏原製作所共同研究報告書, (1979)
- 5) 溝渕庄太郎, 小博直明, 佐々木勝美, 北嶋宣光: エハラ時報 (1980) 113, p. 14
- 6) 布村恵治, 正村克身: 第 30 回腐食防食討論会予稿集 (1983), p. 187
- 7) ASTM G30-72, または JIS G0576-1975
- 8) H. NATHORST: Welding Research Council Bull. Ser. (1950) 6
- 9) 例えば, 腐食防食協会編: 装置材料の寿命予測入門 (1984) [丸善]
- 10) 拓植宏之: 第 51 回腐食防食シンポジウム資料 (1983), p. 6
- 11) J. CONGLETON, R. A. OLIEH and R. N. PARKINS: Met. Tech., 9 (1982), p. 94
- 12) 佐藤栄次, 村田朋美: 第 31 回腐食防食討論会予稿集 (1984), p. 280
- 13) 辻川茂男, 久松敬弘: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 829
- 14) J. M. SUTCLIFFE, R. R. TESSLER, W. K. BOYD and R. N. PARKINS: Corrosion, 27 (1972), p. 313
- 15) M. POURBAIX: Atlas of Electrochem. Equilibria in Aq. Solns. (1974) [Pergamon Press]
- 16) J. G. N. THOMAS, T. T. NORSE, R. WALKER: B. Corr. J., 5 (1970), March p. 87
- 17) 小玉俊明: 第 47 回腐食防食シンポジウム資料 (1983), p. 1
- 18) K. ONO and L. A. ROSALES: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 244
- 19) 大谷南海男: 金属の塑性と腐食反応 (1972), p. 117 [産業図書]
- 20) R. N. PARKINS: Corros. Sci, 20 (1980), p. 147
- 21) B. F. BROWN, C. T. FUJII and E. P. DAHLBERG: J. E. S., 116 (1969), p. 218
- 22) 岡田秀弥, 村田朋美, 湯川憲一: 鉄鋼基礎共同研究会遅れ破壊部会報告会 (1975), p. 247
- 23) 村田朋美: 第 78・79 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 24
- 24) 小川洋之, 中田潮雄, 伊藤 功, 細井祐三, 岡田秀弥: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 109
- 25) C. J. CRON, J. H. PAYER and R. W. STAEBLE: Corrosion, 27 (1971), p. 1