

© 1983 ISIJ

# ラインパイプ用鋼の応力腐食割れ感受性に及ぼす材料因子の影響

.....  
 論 文  
 .....

笠原 晃明\*・足立 晴彦\*

## Study on Material Factors that Influence the Susceptibility of Line Pipe Steels to External Stress Corrosion Cracking

Komei KASAHARA and Haruhiko ADACHI

## Synopsis :

Material factors that might influence the susceptibility of buried line pipe steels to stress corrosion cracking (SCC) were studied by means of the slow strain rate technique (SSRT) of SCC tests in carbonate-bicarbonate (CO<sub>3</sub>) and caustic alkali (OH) solutions which had been identified as the environments that could produce SCC on buried steel pipelines. The results obtained are summarized as follows :

- 1) Possible SCC potential ranges for as-received line pipe steels in OH and CO<sub>3</sub> were -880 to -1 230 mV and -650 to -875 mV vs. Cu-CuSO<sub>4</sub>, respectively, and were independent of types of steel.
- 2) SCC susceptibility of every line pipe steel changed in a decreasing order of STPY 41 > X42 > X65CR > X60CR > X65QT.
- 3) Effect of rolling direction on the SCC susceptibility was weld metal > C > L for STPY 41, while C > L > weld metal for the rests, both in a decreasing order of susceptibility.
- 4) Effect of heat treatment on the SCC susceptibility was water quenched > annealed > as-received > quenched and tempered, in a decreasing order of susceptibility.
- 5) Activation energies for the growth of stress corrosion cracks in CO<sub>3</sub> and OH were almost the same with those of crack-tip dissolution, which lended strong support to the suggestion that the controlling process in SCC of line pipe steels in CO<sub>3</sub> and OH was crack-tip dissolution.

### 1. 緒 言

地下に埋設されているラインパイプが、その外面、すなわち土壌側から応力腐食割れ（以下 SCC）をこうむることがあり得ると分かったのは、1965年のことである<sup>1)</sup>。それ以来、各国で精力的に研究が行われた結果、今ではその原因、機構、支配因子等が明らかにされただけでなく、具体的防止策も提案されるまでになった<sup>2)3)</sup>。しかし、これらの研究に供された材料を見ると、普通炭素鋼系ラインパイプ用鋼である API Spec. 5LX X52 が大半を占めており、最近我が国で多用されている X60, X65 等の Nb 鋼系ラインパイプ用鋼に関して研究された例はごく少ない<sup>4)</sup>。これは、SCC の発生が、たまたま 1950 年の前後 4～5 年の間に敷設された X52 のパイプラインに集中していたためであるが、SCC が、材質、環境、応力の相乗作用でもたらされることを考えると、当時の普通炭素鋼系ラインパイプ用鋼管と、昨今の Nb 鋼系ラインパイプ用鋼管との間に、SCC 感受性の点で差異があるか否か、熱処理あるいは溶接熱影響

が、SCC 感受性にどのような影響を及ぼすか等の点について検討しておくことには、実用上意義があると考えられる。そこで本研究では、国内で使用されている Nb 鋼系および普通炭素鋼系ラインパイプ用鋼管 6 種を選んで、それらが、陰極防食下におかれているラインパイプに SCC をもたらすとされている苛性アルカリおよび炭酸塩-重炭酸塩環境中でどのような感受性を示すかについて検討を加えた。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試材

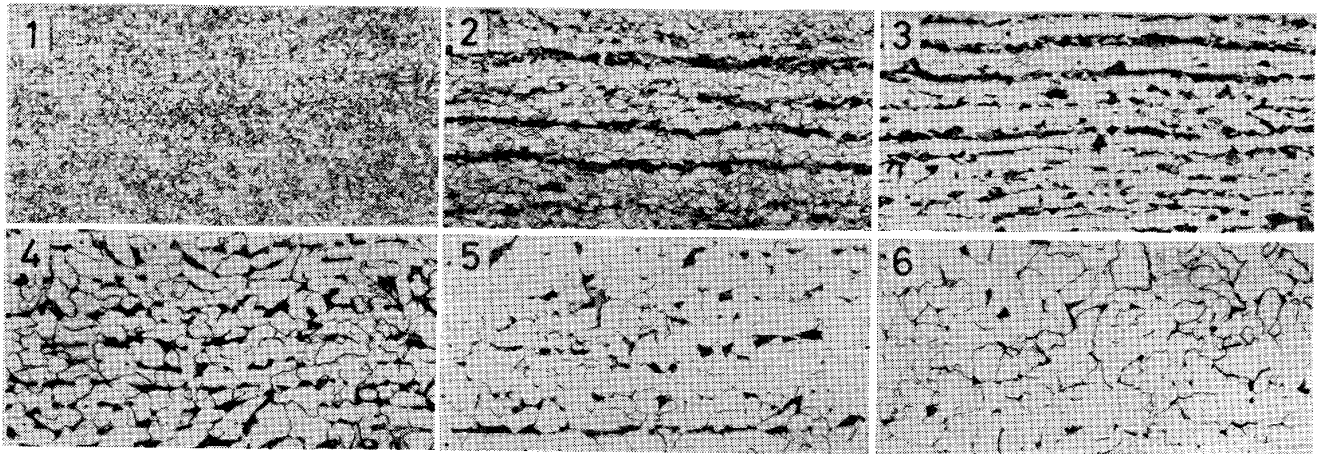
供試材は、市販の API Spec. Grade 5LX X65CR (制御圧延材)、X65QT (焼入れ焼もどし材)、X60CR, X42, JIS STPY 41, および、JIS SGP の 6 種類のサブマージーク溶接ラインパイプ用鋼管で、その化学成分及び機械的性質は、Table 1, 組織は Photo. 1 に示すとおりである。試験片としては、母材については、各鋼管の管軸方向、および管周方向から、平行部直径 3 mm, つかみ部直径 6 mm, 標点間距離 16 mm, 全長 62

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 11 月 10 日受付 (Received Nov. 10, 1982)

\* 東京ガス(株)技術研究所 (Research &amp; Development Institute, Tokyo Gas Co. Ltd., 1-16-25 Shibaura, Minato-ku 105)

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of line pipe steels tested.

Spec.	Grade	Thickness (mm)	Chemical composition (%)						0.2% proof stress (Mpa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (HV)
			C	Si	Mn	P	S	Nb					
API 5LX	X65QT	12.5	0.11	0.29	1.37	0.015	0.003	0.032	457	571	31.2	79.6	185
API 5LX	X65CR	12.5	0.17	0.38	1.32	0.014	0.009	0.028	453	567	34.0	79.3	180
API 5LX	X60CR	13.5	0.14	0.36	1.19	0.028	0.014	0.021	432	566	29.9	76.6	176
API 5LX	X42	12.7	0.27	0.40	1.22	0.025	0.015	tr.	350	476	29.4	68.1	152
JIS	STPY41	12.7	0.19	0.31	0.72	0.023	0.019	tr.	342	464	30.5	75.4	143
JIS	SGP	12.7	0.08	tr.	0.32	0.010	0.017	tr.	262	393	32.6	73.0	133



1: X65QT, 2: X65CR, 3: X60CR, 4: X42, 5: STPY41 and 6: SGP  
Photo. 1. Microstructure of line pipe steels tested ( $\times 100$ ).

mm の丸棒平滑試験片を採取して機械加工ののち、必要に応じて焼入れ焼もどしなどの熱処理を施すことにより SCC 感受性を調節し、試験に供した。また、溶接部に関する試験片としては、母材試験片と同一サイズのを溶接金属のみ含むように管軸方向から採取したもの、及び、16 mm の標点間に、溶接金属、熱影響部、母材の3つが収まるように溶接線と直角に管周方向から採取したものの2種類を用意した。試験に先立つて、試験片の平行部以外の部分をテフロン製熱収縮チューブとテフロン製シールテープとを用いて電氣的に遮断する一方、平行部については、4/0 エメリー紙による表面仕上げ、ならびに、アセトンによる脱脂を施した。なお、以下では、特に断らない限り管軸方向から切り出した試験片を用いることにする。

## 2.2 SCC 試験

SCC 試験は、歪み速度を  $10^{-3} \sim 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  に可変のインストロン型引張試験機による低歪み速度法 (Slow Strain Rate Technique, 以下 SSRT) により行つた。試験には、特に設計した総テフロン樹脂製セル<sup>5)</sup>を用い、試験目的に応じて適宜ポテンショスタットにより定電位下に、あるいはガルバノスタットにより定電流下に制御して行つた。SCC 環境としては、陰極防食されているラインパイプに SCC をもたらず環境と同定され

ている、1N  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ -1N  $\text{NaHCO}_3$  溶液 (以下  $\text{CO}_3$ )<sup>2)6)</sup>、および 35%  $\text{NaOH}$  溶液 (以下  $\text{OH}$ )<sup>7)</sup> について主に検討し、比較のために、5N  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$  溶液 (以下  $\text{NO}_3$ ) も随時対象に加えた。試験の期間を通じて、溶液の攪拌を目的として純度 99.99% の乾燥窒素ガスを、およそ 100 ml/min で吹き込み、溶液の温度は、サーミスタ温度計と投げ込みヒータとを用いて  $\pm 2^\circ\text{C}$  に維持した。SSRT による SCC 感受性の指標としては、原則として、SCC 環境中の SSRT 試験で得られる絞り (R. A. solution) と、同条件のシリコンオイル中での絞り (R. A. oil) との比を用いた。

## 3. 試験結果および考察

### 3.1 鋼種と SCC 感受性

Fig. 1, Fig. 2 は、それぞれ、 $\text{CO}_3$  系、 $\text{OH}$  系における各鋼種の SCC 感受性 (絞り比) を電位依存性の観点から整理したものである。図には、比較のために、X 52 について Battelle Columbus Laboratories (以下 Battelle)<sup>8)</sup> が得た結果 (ただし縦軸は破断時間比) も一緒に示してある。

まず  $\text{CO}_3$  系であるが、Battelle が破断時間比の減少に着目して設定した X52 の SCC 電位領域は、 $82^\circ\text{C}$ 、 $2.5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$  で  $-690 \sim -250 \text{ mV vs. Cu-CuSO}_4$  (以

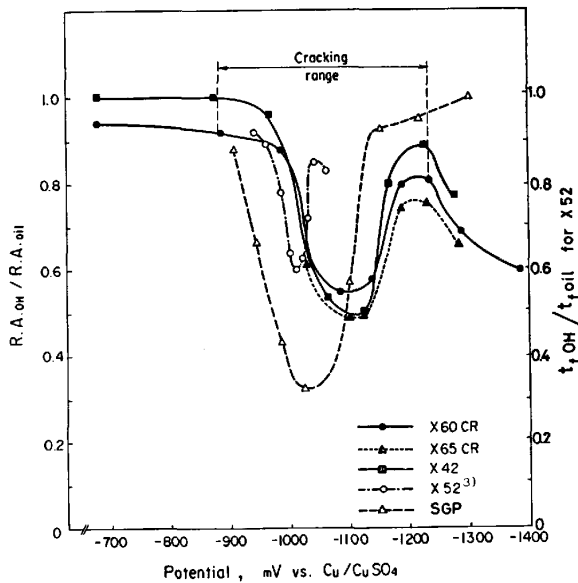


Fig. 1. Effect of potential on the susceptibility of various line pipe steels to SCC in 1N Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-1N NaHCO<sub>3</sub> at 80°C. SSRT at 10<sup>-6</sup>s<sup>-1</sup>.

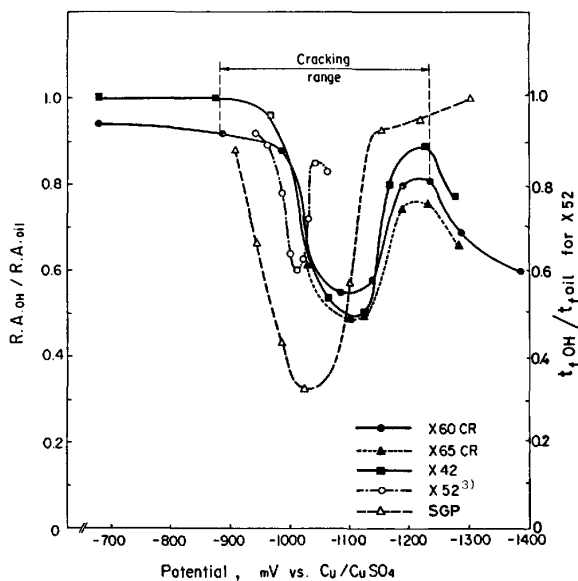


Fig. 2. Effect of potential on the susceptibility of various line pipe steels to SCC in 35%NaOH at 90°C. SSRT at 10<sup>-6</sup>s<sup>-1</sup>.

下電位はすべて硫酸銅電極基準で示す)である。しかるに今回実測された X60CR, X65CR, STPY 41 の SCC 電位領域は、これよりもかなり広く、80°C, 10<sup>-6</sup>s<sup>-1</sup> で -650~-875 mV で、鋼種による差はほとんど認められない。Battelle の試験が、この系における最大き裂伝播速度を与える 82°C<sup>8)</sup> で行われたものであるにもかかわらず、SCC 電位領域を狭く設定しているのは、本報では、SCC 感受性の変化に敏感な<sup>5)</sup> 絞り比を感受性の指標として用いている上に、限界電位付近では、破

断試験片の軸方向断面の光学顕微鏡観察も行い、主き裂の他に微小な SCC 副き裂が発生しているか否かをもつて、SCC 電位領域であるか否かの判定を行ったのに対して、Battelle は、SCC 感受性の変化に比較的鈍感<sup>9)</sup> な破断時間比 (SCC 溶液中の破断時間/シリコンオイル中の破断時間)<sup>5)</sup> を感受性の指標として用いているためと考えられる。なお、このような SCC 電位領域の差異にもかかわらず、最大感受性電位に関しては、両者とも -725 mV を与えている。

最大感受性電位における各鋼の絞り比を比較すると、STPY 41 < X65CR ≤ X60CR となつてはいるが、絞り比 0.6 以下というような感受性の高い電位領域の幅を比較すると、STPY 41, X65CR は -680~-780 mV であるが、X60CR は -690~-740 mV というように前者の半分である。すなわち、SCC 感受性の最大値は、X65CR と X60CR とでほとんど変わらないにもかかわらず、X65CR の方がより広い電位領域にわたつて高い感受性を示しており、X60CR にくらべやや感受性が高いことを示している。同じ環境脆化割れの範ちゅうではあるが、メカニズム的には全く異質の、水素応力割れ (hydrogen stress cracking) の発生下限界硬さが、X60CR は HV 265, X65CR は HV 260 であり、X65CR の方が感受性が高かつたことを考えあわせると、CR 材の場合は、一般に強度の高いものの方が環境脆化割れ感受性が高いと言えそうである。一方、STPY 41 が高い感受性を示したのは、金属組織が他鋼種に比べより粗粒のフェライト・パーライトから成る完全焼きならし組織から構成されており、粒界が SCC に対してより鋭敏化していることによつていられると考えられるが、この点に関しては、後の熱処理の項で触れる。

-875 mV よりも卑な電位領域で感受性の序列が、X65CR > X60CR > STPY 41 というように、水素応力割れ感受性の序列<sup>9)</sup>と同じになつてはいるが、これは、CO<sub>2</sub> 中で鋼をこの電位領域に保持するためには、かなりの量のカソード電流を印加することが必要であり、それに伴つて発生する原子状水素が、アルカリ性環境中と言えども鋼の脆化をもたらす方向で寄与していることを示しているものと考えられる。事実、SSRT 試験で破断した試験片の破面には、中性ないしはアルカリ性環境中における同材質の水素応力割れ試験の際認められたものと同じような擬へき開的破面<sup>9)</sup>が認められた。

一方、Fig. 2 の OH 系の場合であるが、SCC 電位領域は鋼種によらず -880 mV~-1 230 mV である。しかし、最大感受性電位は、X65CR, X60CR, X42 が -1 025 mV であるのに対し、SGP は -1 020 mV

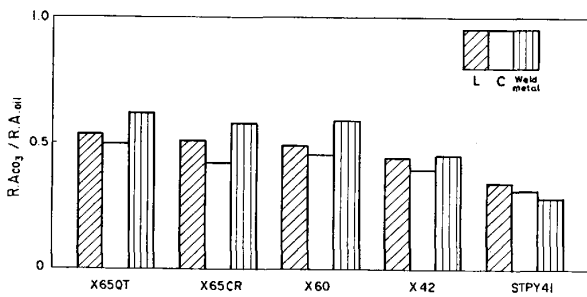


Fig. 3. A comparison among various line pipe steels of the susceptibility to SCC in 1N  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ -1N  $\text{NaHCO}_3$  at  $80^\circ\text{C}$  and  $-725\text{mV}$ . SSRT at  $10^{-6}\text{s}^{-1}$ .

というように、鋼種により若干の差が現れた。前者と後者の最大の相異点はC含有量が違うことで、最大感受性電位のC量依存性は、PARKINS<sup>10)</sup>も観察しているところである。しかし、BattelleがX52(C=0.25%)に関して設定した最大感受性電位は $-1010\text{mV}$ で、これはSGP(C=0.08%)の最大感受性電位よりもさらに貴寄りであることを考えると、C量以外にも支配因子がある可能性も考えられる。本試験で得られたOH系のSCC電位領域は、上述の $\text{CO}_2$ 系の場合と同じように Batt-

elleが $82^\circ\text{C}$ の35%NaOH溶液について設定した $-970\sim-1030\text{mV}$ という領域<sup>9)</sup>よりもかなり広いが、いずれにしても、OH系のSCC電位領域は、 $-850\text{mV}$ よりも卑電位に維持することにより防食が達成されるとするラインパイプの陰極防食基準を遵守する限り、必然的に重ならざるを得ないという点が実用上問題である。

次に、Fig. 3は、各鋼種の母材管軸(L)方向、管周(C)方向、および、溶接金属について、SCC感受性の横の比較を行った結果をヒストグラムで示したものである。SCC感受性を、L方向、C方向、溶接金属と比較すると、STPY 41では溶接金属の感受性が最も高いが、他の鋼種では、いずれもC方向>L方向>溶接金属の順になっている。ラインパイプの水素応力割れに関しては、母材よりも溶接部の方が感受性が高いため溶接に特別な配慮を必要としたが<sup>9)</sup>、 $\text{CO}_2$ 系及びOH系のSCCの場合には、STPY 41を除いて溶接部の感受性が低いためそれが不要であると分かったことは実用上意義があると考えられる。PARKINS<sup>10)</sup>は、粒界割れ型の炭素鋼のSCCでは、Ni, Mo, Ti, Crなどの合金元素の添加が、SCC感受性を抑制する方向に作用すると指摘しているが、上記のAPI 5LX系ラインパイプ用鋼

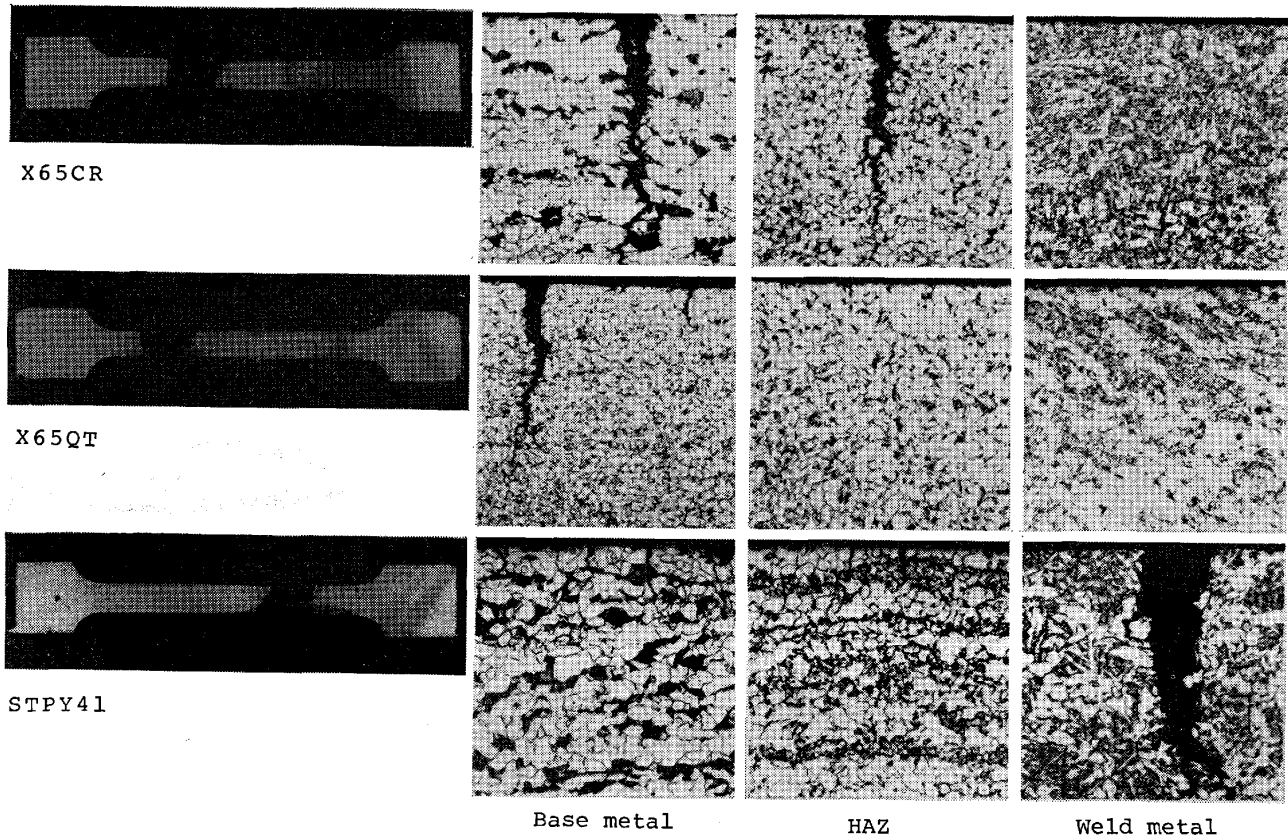


Photo. 2. Photomicrographs showing the susceptibility of base metal and SAW weldments of line pipe steels to SCC in 1N  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ -1N  $\text{NaHCO}_3$  at  $80^\circ\text{C}$ . SSRT at  $10^{-6}\text{s}^{-1}$  ( $\times 150$ ).

管では、Ni-Mo-Ti 系のワイヤが用いられており、これがために上述のような感受性の序列がもたらされたものと考えられる。

一方、SCC 感受性の鋼種間の比較を行うと、L, C, 溶接金属 共, STPY 41 > X42 > X65CR > X60CR > X65QT となっており、Fig. 1 の結果と一致している。Photo. 2 は、Fig. 3 の結果を確認する意味で、溶接部から管周方向に切り出した試験片を SSRT 試験にかけ、その破断片の管周方向断面を観察したものである。写真のように、STPY 41 は溶接金属で破断しているが、他の鋼種はいずれも母材で破断しており、Fig. 3 の結果と一致している。SCC の特徴の1つとして、主き裂と平行して多数の副き裂が入ることが挙げられるが、その入り方をマイクロ組織と関連させて見ると、溶接金属で破断した STPY 41 の場合は、溶接金属、熱影響部、母材共粗大なフェライト粒を含んでおり、その粒界に副き裂が発生している。溶接金属の副き裂は、位置的には初層の溶接金属のうち、第2層を置いたためにその熱影響を受けた部分に集中しており、深さも深いものが多い。しかし、母材、熱影響部の副き裂は、ごく微細で浅い。SCC 感受性が最も低い X65QT の場合は、大きな絞りを伴って破断に至っているが、これは、副き裂の発生が組織が非常に細かい母材に限定されているためにき裂が成長しにくく、微細なままとどまつていることによつていと考えられる。一方、X65CR は、マイクロ組織的には STPY 41 と X65QT の中間的様相を呈しており、母材は比較的大きなフェライト・パーライトから成つていてそのフェライト粒界に深い副き裂が入っているが、熱影響部は、X65QT の母材の組織と良く似ており、き裂の様相も X65QT の場合と似て微細なものとなつてゐる。

このように、マイクロ組織が微細な方が SCC のき裂は伝播、成長しにくいようであるが、SCC 感受性は決してそれだけで決まつている訳ではなく、溶接部の SSRT 試験で明らかになつたように、むしろいかなる熱履歴を受け、それによつてどのような金属組織上の変化がもたらされているかによつて支配されているようである。

### 3.2 熱処理の影響

Fig. 4 は、熱処理が SCC 電位領域に及ぼす影響を CO<sub>2</sub> 中および OH 中で検討した結果で、供試材は、X60CR の受け入れまま材 (以下 AR 材) および水焼入れ材 (以下 WQ 材) である。なお、縦軸は絞りで表してある。図のように、水焼入れをすると SCC 感受性のレベルが著しく高まるだけでなく、SCC 電位領域が広がる。この傾向は特に OH 系で顕著で、AR 材で -880

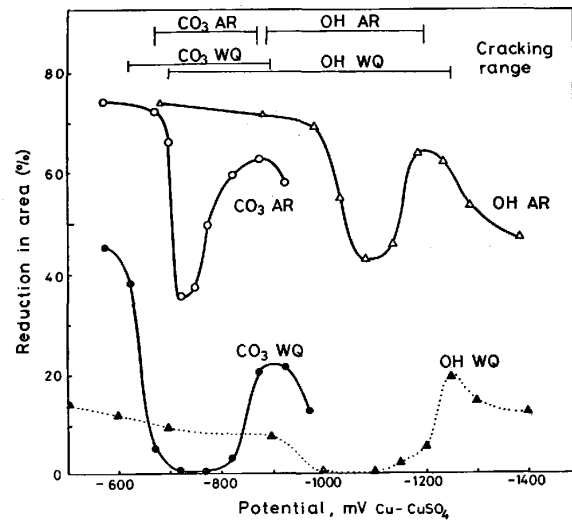
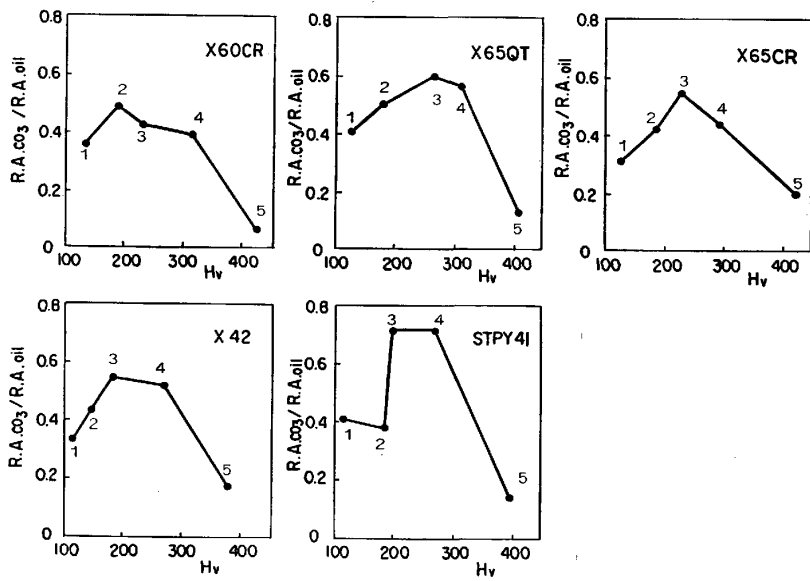


Fig. 4. Effect of heat treatment on the SCC susceptibility and possible SCC potential ranges for X60CR line pipe steel in Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-1N NaHCO<sub>3</sub> (80°C) and 35% NaOH (90°C). SSRT at 10<sup>-6</sup> s<sup>-1</sup>.

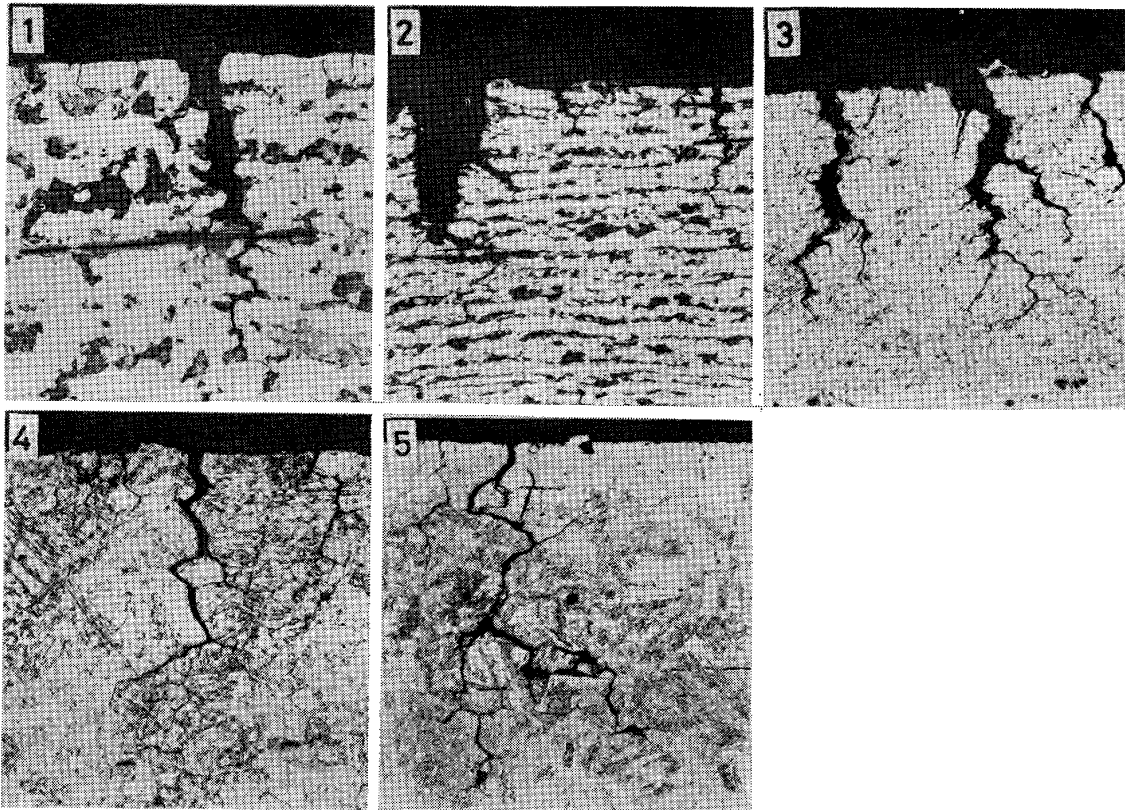
~-1230 mV であつた SCC 電位領域が、-600~-1250 mV に広がつている。しかし、CO<sub>2</sub> 系、OH 系共に、最大感受性電位にはほとんど変化が見られない。WQ 材の SCC 感受性は、温度が低くなつてもなかなか減衰せず、OH 系を例にとると、最大感受性電位の前後では、下限界温度の 40°C<sup>(5)</sup> に近い 50°C でも、絞り比 50% で破断するに至つている。

Fig. 5 は、X65QT, X65CR, X60CR, X42, STPY 41 の 5 鋼種について、950°C 1h 保持から水焼入れあるいは焼なまし、WQ 材を 400°C あるいは 600°C で 2h の焼もどし、というように 4 通りの熱処理を施した試験片を用いて、SCC 感受性の比較を行つた結果を、ヴィッカーズ硬さと絞り比との関係で示したものである。まず焼なまし処理の効果を AR 材との対比で見ると、STPY 41 のみ不変で、他の鋼種では少なからず感受性の上昇が見られた。次に焼入れ焼もどしの効果であるが、X60CR だけはわずかながら感受性の上昇を示したが、他の鋼種はいずれも減少を示し、特に STPY 41 は大幅な減少を示した。また、水焼入れは、いずれの鋼種においても著しい感受性の増大をもたらした。割れの伝播形態は Photo. 3 のように、AR 材、焼なまし材ではフェライト・パーライト組織のフェライト粒界を優先的に經由する粒界割れであつたが、WQ 材、焼もどし材では、旧オーステナイト粒界を經由する粒界割れであつた。この結果から、いずれの鋼種においても熱処理の条件しだいで SCC 感受性に大幅な違いが出て来ることはあつても、それが消滅してしまうことはなさそう



- 1. annealed
- 2. as-received
- 3. tempered at 600°C
- 4. tempered at 400°C
- 5. water-quenched

Fig. 5. Effect of heat treatment on the susceptibility of various line pipe steels to SCC in 1N Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> -1N NaHCO<sub>3</sub> at 80°C. SSRT at 10<sup>-6</sup>s<sup>-1</sup>.



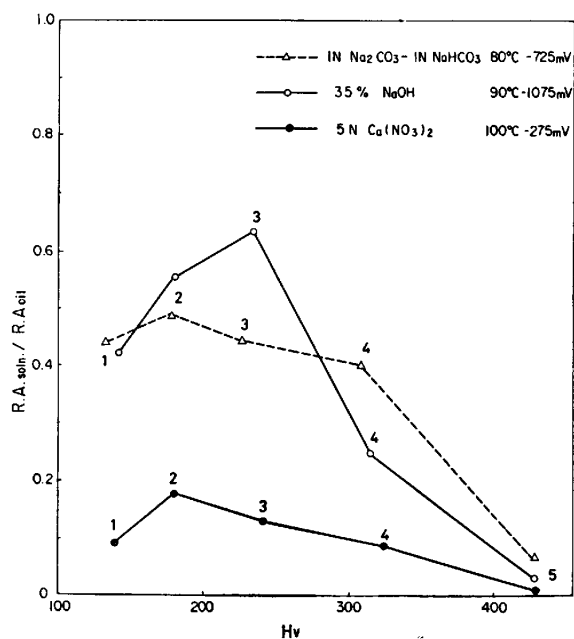
1. annealed 2. as-received 3. tempered at 600°C 4. tempered at 400°C 5. water quenched  
 Photo. 3. Effect of heat treatment on the carbonate-bicarbonate SCC of X60CR line pipe steel at 80°C and 10<sup>-6</sup>s<sup>-1</sup> (×100×9/10).

である。

CO<sub>3</sub> 中の SCC 感受性に及ぼす熱処理の影響についてはこれまでに PARKINS<sup>10)</sup>が 0.25% C 鋼について検討している。それによると、焼入れにより著しく感受性が高まるが、これに焼もどし処理を加えると、600°C までは焼もどし温度の上昇と共に感受性はほぼ直線的に低下す

る。しかし、それ以上の温度では、温度の上昇、焼もどし時間の延長と共に再び上昇し、950°C で焼なましすると、フェライトの再結晶と、その粒界への炭化物粒子の析出、粗大化のために WQ 材に匹敵する感受性が現れるとされているが、これは Fig. 5 の結果と鋼種の違いにもかかわらず完全に一致している。PARKINS<sup>10)</sup>は、600





1 : annealed, 2 : as-received, 3 : tempered at 600°C  
4 : tempered at 400°C and 5 : water-quenched.

Fig. 6. Effect of heat treatment on the susceptibility of X60CR line pipe steel to SCC in various environments.

°C までの焼もどしにより感受性が低下するのは炭化物が旧オーステナイト粒界, 旧マルテンサイト粒界に非常に微細に析出するためにき裂が細かく分岐し, これがかえって巨視的なき裂伝播速度を遅くするためであると説明している。

Fig. 6 は, 熱処理の影響が CO<sub>3</sub> 以外の SCC 環境中ではどう現れるかを, OH 中, NO<sub>3</sub> 中で見たもので, 比較のために CO<sub>3</sub> 中のデータも一緒に示してある。供試材は X60CR, 試験電位はそれぞれの環境の最大感受性電位である。図から, 3つの環境の SCC を引き起こす力の序列は, NO<sub>3</sub> > CO<sub>3</sub> ≧ OH である。AR 材の感受性を基準とつて熱処理がどの方向に作用しているかを見ると WQ 材, 焼なまし材の感受性が高いことはいずれの環境にも共通して言える点であるが, NO<sub>3</sub> 系, CO<sub>3</sub> 系では, AR 材の感受性が最も低く, 熱処理を施すことにより例外なく感受性が上昇しているのに対して, OH 系では, 600°C 焼もどしが最も低い感受性を与えるという違いが見られる。CO<sub>3</sub> 系, NO<sub>3</sub> 系と OH 系との間にこのような差がある理由として, 前者では, 粒界の C 富化領域がカソードとして振舞うことにより, これに隣接するフェライトが溶解するという形で SCC のき裂伝播が維持されるのに対し, OH 中では, C 富化領域そのものが選択的に侵食されることにより SCC が伝播するためであるという説がある<sup>10)</sup>。ところで, Fig.

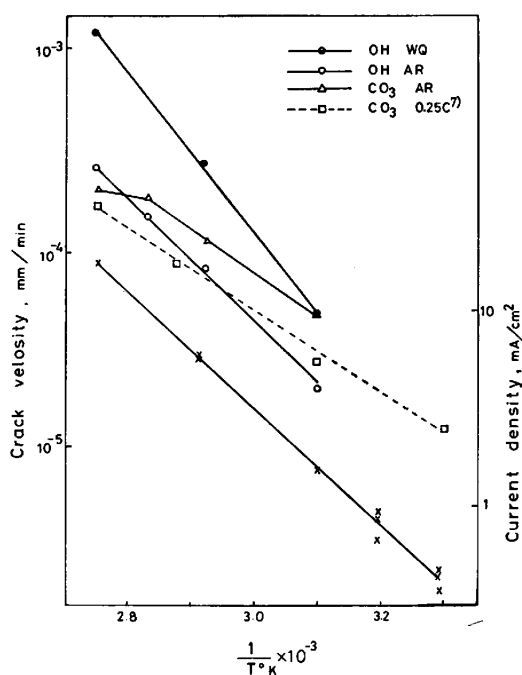


Fig. 7. Temperature dependence of the stress corrosion crack velocities and the peak current density obtained from fast-sweep-rate polarization curves for a X60CR line pipe steel in Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-IN NaHCO<sub>3</sub> and 35%NaOH solutions.

5 で CO<sub>3</sub> 中における SCC 感受性の鋼種間の比較を行った際, AR 材の感受性が他の熱処理材にくらべ最も低い感受性を示したのは X60CR のみで, 他の鋼種では 600°C 焼もどし材が最も低いというように, Fig. 6 と似たような傾向が鋼種間でも観察されたことを考えると, 単に活性溶解サイトが環境により異なるということだけでは説明しきれないということになる。

Fig. 7 は, き裂伝播速度の温度依存性に及ぼす熱処理の影響を, OH 系については AR 材と WQ 材, CO<sub>3</sub> 系については AR 材について検討した結果を, アレニウスプロットの形で示したものである。なお, き裂伝播速度は, SSRT 試験をそれぞれの条件における破断時間の約 2/3 の時点で中断し, その破面あるいは断面上で最大き裂深さを測定して時間平均速度の形で求めたものである。

まず OH 系であるが, WQ 材のき裂伝播速度は, AR 材のそれよりも大きく, また, それぞれの直線の傾きから求まる活性化エネルギーは, 18.7, 14.2 kcal/mol というように, SCC 感受性の高い WQ 材の方が大きい。これと同じような SCC 感受性と活性化エネルギーとの関係は, MAGILLE ら<sup>11)</sup> が, 60%Ca(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>+NH<sub>4</sub>NO<sub>3</sub> 系で観察しており, 感受性の高い 0.24%C 鋼の活性化エネルギーが 30 kcal/mol であつたのに対して, 感受性

の低い 0.09% C 鋼のそれが 12 kcal/mol であつたとされている。OH 系の SCC の活性化エネルギーとしては、BOHNENKAMP<sup>12)</sup>が 0.02% C 鋼の焼なまし材について、また、BERRY<sup>3)</sup>が X52 について 18 kcal/mol を得ているが、これは本報の WQ 材と同レベルである。図には、AR 材の掃引速度 1000 mV/min における動電位分極曲線上の活性溶解ピークにおける電流密度の温度依存性もプロットしてあるが、この直線から求まる活性化エネルギーは 13.6 kcal/mol で、き裂伝播速度から求めた 14.2 kcal/mol とほぼ等しい。

一方、CO<sub>2</sub> 系の SCC のき裂伝播速度は 80°C 以下では OH 系のそれより大きく、その温度依存性から求まる活性化エネルギーは、10.3 kcal/mol というように、PARKINS<sup>7)</sup> が分極曲線から求めた活性溶解反応の活性化エネルギー 11 kcal/mol とほぼ等しい。

このようなことから、OH 系、CO<sub>2</sub> 系の SCC は、その過程にき裂先端における活性溶解反応を含んでおり、かつ、その速さで律速されていることがうかがわれるが、PARKINS は、もしこの考え方が成り立つとすれば、高速掃引、低速掃引の動電位分極曲線が SCC 電位領域で示す電流密度の差がき裂の成長に係わる電流のはずであると考え、これから Faraday の法則を用いてき裂伝播速度を推定し、それが実測値と良く一致することを見出した。その時実測された速度は、80°C の CO<sub>2</sub> 系  $1.4 \times 10^{-4}$  mm/min、90°C の OH 系  $9 \times 10^{-4}$  mm/min というように本報で得られたものとほぼ同レベルであつた。BOYD<sup>8)</sup> は、CO<sub>2</sub> 系の SCC は 82°C で最も激しいと述べているが、Fig. 7 では、90°C でき裂伝播速度が鈍りはじめており、これを裏付けている。本報の試験はもつぱら  $10^{-6}$  s<sup>-1</sup> という歪み速度の下で行つたものであるため、CO<sub>2</sub> 系の感受性の方が OH 系のそれよりも高く、また、き裂伝播速度も大きく出ているが、 $10^{-7}$  s<sup>-1</sup> 以下になると逆転する。これは、CO<sub>2</sub> 系は  $10^{-6} \sim 10^{-7}$  s<sup>-1</sup> の間で最高の感受性を示すのに対し、OH 系はこれよりも遅い所に感受性のピークがあり、静荷重の下でも SCC を起こす力があるためである。

#### 4. 結 言

地下埋設ラインパイプに外面から SCC をもたらすと

されている NaOH、Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>-NaHCO<sub>3</sub> 環境中で SSR-T/SCC 試験を行い、材質が SCC に及ぼす影響を検討した結果、細部では若干異なることがあるが、大まかに以下のような傾向があることが判明した。

(1) SCC 電位領域は鋼種によらずほぼ一定で、AR 材では、OH 系 -880~-1230 mV、CO<sub>2</sub> 系 -650~-875 mV である。

(2) AR 材の SCC 感受性の序列は、STPY 41 > X42 > X65CR > X60CR > X65QT である。

(3) 圧延方向の影響は、STPY 41 では溶接金属 > C > L であつたが、他の鋼種では、C > L > 溶接金属であつた。

(4) 熱処理による感受性の序列は、水焼入材 > 焼なまし材 > 受入れまま材 > 焼入れ焼もどし材であつた。

(5) SCC を起こす強さは、NO<sub>3</sub> > CO<sub>2</sub> ≥ OH で、腐食電位の序列と同じであつた。

(6) OH 系、CO<sub>2</sub> 系 SCC のき裂伝播の活性化エネルギーが活性溶解反応のそれと同レベルであつたことから、これらの系の SCC は、き裂先端における溶解反応の速度で律速されているものと考えられる。

#### 文 献

- 1) Federal Power Commission, Bureau of Natural Gas: Final Staff Report on Investigation of Tennessee Gas Transmission Company Pipeline No. 100-1 Failure, Docket No. CP 65-267 (1965)
- 2) R. L. WENK: 5th Symposium on Line Pipe Research (1974), p. T-1 [AGA]
- 3) W. E. BERRY: 同上, p. V-1
- 4) T. J. BALRO: 6th Symposium on Line Pipe Research (1979), p. P-1 [AGA]
- 5) 笠原晃明, 佐藤泰作: 鉄と鋼, 69 (1983) 13
- 6) J. M. SUTCLIFFE, R. R. FESSLER, W. K. BOYD, and R. N. PARKINS: Corrosion, 28 (1972) 8, p. 313
- 7) B. POULSON, L. C. HENRIKSEN, and H. ARUP: Brit. Corros. J., 9 (1974) 2, p. 91
- 8) W. K. BOYD: 私信
- 9) 笠原晃明, 磯脇 剛: 鉄と鋼, 67 (1981) 2, p. 371
- 10) R. N. PARKINS: 5th Symposium on Line Pipe Research (1974), p. U-1 [AGA]
- 11) H. MAGILLE and H. H. UHLIG: Corrosion, 28 (1972), p. 427
- 12) K. BOHNENKAMP: Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking (1969), p. 374 [NACE]