

造船用鋼板の疲労特性におよぼす 硫化水素含有原油環境の影響

大内 博史*・小林 順一*・石川 忠*²・竹澤 博*³・江原 隆一郎*⁴・山田 義和*⁴

Environmental Effect of Crude Oil Containing Hydrogen Sulfide on
Fatigue Properties of Steel Plates for Shipbuilding

Hiroshi OUCHI, Jun'ichi KOBAYASHI, Tadashi ISHIKAWA, Hiroshi TAKEZAWA, Ryuichiro EBARA and Yoshikazu YAMADA

Synopsis : The concentration of diffusible hydrogen introduced into steel, fatigue crack growth rates and fatigue lives were determined in sour crude oil containing a high concentration of hydrogen sulfide and under electrolytic hydrogen-charging conditions in neutral solution, using a TMCP high strength steel and a mild steel which are used for ship hull plates. The experimental results demonstrated that the concentration of diffusible hydrogen absorbed into steel was less than 0.1ppm in sour crude oil under atmospheric pressure, and such a small amount of hydrogen accelerated the fatigue crack growth in the high ΔK regime and shortened the fatigue life in the high stress range region, but did not shorten the fatigue life in the low stress region. The electrolytic hydrogen-charging condition appeared to be appropriate as a fatigue-crack-growth test environment to simulate sour crude oil. The deterioration of fatigue characteristics of the TMCP high strength steel was similar to that of the mild steel.

Key words : fatigue ; corrosion fatigue ; fatigue life ; crack ; crude oil ; hydrogen sulfide ; hydrogen ; shipbuilding ; TMCP.

1. 緒言

船殻構造部材の疲労特性の推定に際しては、積み荷である原油あるいはバラスト水といった構造部材を取り巻く環境の影響を考慮する必要がある。特に、積み荷が高濃度の硫化水素 (H_2S) を含有する原油、いわゆるサワー原油である場合、カーゴ・タンク部材の疲労挙動に与える影響は、低 H_2S 濃度原油の場合より大きい可能性がある。江原ら¹⁾はサワー原油環境中での船体用HT50(TMCP)鋼板の疲労き裂伝播速度の増大および比較的高応力範囲域での疲労寿命の低下を、Vosikovskyら²⁾はラインパイプ用X65鋼の原油中疲労き裂伝播速度が原油中 H_2S 濃度とともに増大することを報告したが、それらは、鋼中に侵入した水素によって生じたと考えられた。サワー原油環境の影響は、水素起因のものだけではなく、特にスラッジ堆積下などで予想される腐食溶解、油としての諸効果(例えば、水分起因の腐食疲労の抑制、酸化物誘起き裂閉口の抑制、き裂内の油による流体力学的き裂閉口の誘起)³⁾等、複雑であると思われるが、本研究では、まず、鋼中への侵入水素が造船用鋼板の疲労特性に及ぼす影響に着目し、水溶液中電解水素チャージ下の実験によってその影響の定量的な解明を試みた。また、サワー原油環境の疲労特性への影響が、現在広く使用されて

いる加工熱処理(thermomechanical control process; TMCP)で製造された高張力鋼と軟鋼では差異があるのか否かについても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼板

板厚25mmのTMCP型高張力鋼板K36Aおよび板厚25mmの軟鋼板KAS(ともに日本海事協会規格)を用いた。これら

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties (T-orientation, G.L.=200mm) of steel plates tested.

Steel Plate	Chemical Composition (mass%)					YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
	C	Si	Mn	P	S			
K36A [†]	0.15	0.21	1.13	0.015	0.005	375	512	23
K36A ^{†2}	0.14	0.41	1.19	0.015	0.005	412	527	22
K36A ^{†3}	0.15	0.20	1.19	0.015	0.005	426	555	26
KAS [†]	0.12	0.20	1.22	0.014	0.005	285	429	36
KAS ^{†2}	0.14	0.19	0.94	0.017	0.007	291	457	27

[†] Steel plates used for hydrogen concentration measurements, and fatigue crack growth tests and fatigue life tests in electrolytic hydrogen-charging conditions and in air at 0.17 Hz.

^{†2} Steel plates used for fatigue crack growth tests in sour crude oil and in air at 25 Hz.

^{†3} Steel plate used for fatigue life tests in sour crude oil.

平成5年10月26日受付 平成6年4月8日受理 (Received on Oct. 26, 1993; Accepted on Apr. 8, 1994)

* 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 299-12)

* 2 新日本製鉄(株)大分技術研究部 (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

* 3 新日本製鉄(株)大分技術研究部 (現:技術開発企画部) (Oita R&D Lab., now Technical Development Planning Div., Nippon Steel Corp.)

* 4 三菱重工業(株)広島研究所 (Hiroshima Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

のミルシートによる化学組成および機械的性質をTable 1に示す。

2・2 試験片

2・2・1 水素濃度測定用試験片

水素濃度測定試験片は、サワー原油中では10mm×20mm×40mmの角柱形ブロック、電解水素チャージ下ではφ16mm×40mmの円柱形ブロックとした。これらを板厚中央部から採取し、アセトンで脱脂後、試験に供した。

2・2・2 疲労き裂伝播速度測定用試験片

疲労き裂伝播速度測定用として、板厚中央部からLT方向に、ASTM E647に準じたコンパクト・タイプ(CT)試験片を採取した。試験片の厚さBおよび幅Wは、サワー原油中ではB=12.0mm, W=50.0mm、電解水素チャージ下ではB=12.7mm, W=50.8mmとした。これらの試験片は、大気中で疲労き裂を1~3mm導入後、アセトン中超音波洗浄により脱脂し、実験に供した。

2・2・3 疲労寿命試験用試験片

板厚中央部からL方向に、円周切欠き付き丸棒試験片(切欠き底直径8mm, 切欠きの形状係数 $K_t=4.02$)¹⁾を採取し、アセトン脱脂後、疲労寿命試験に供した。

2・3 実験方法

2・3・1 環境条件

種々の混合比のH₂S/窒素混合ガスを連続して試験槽内原油中に吹き込み、サワー原油を合成した。例えば、400ppm H₂S原油の調製には、4.7% H₂Sガスを0.012m³/hで供給した。100% H₂Sガスで飽和した原油のH₂S濃度は10000ppmになった。原油中のH₂S濃度は、JIS K2601に従い、ヨウ素滴定法により分析した。タンカーに積まれた原油中の硫化水素濃度についての公表された文献は見あたらないが、油井から採取された原油についての文献値⁴⁾の範囲できわめて高濃度といえる400ppmを疲労実験環境条件として選んだ。

電解水素チャージは、飽和甘こう電極(SCE)、ポテンシオスタット、および白金対極を用いて定電位カソード分極することにより行った。以下、電位はSCE基準で表す。電解液のpH変動を防ぐため、標準緩衝液試薬である中性リン酸塩pH標準液(298KでpH6.86)を電解液として使用した。両鋼の自然浸漬電位は、浸漬開始直後は約-0.7V、24h以上浸漬で約-0.2Vであった。

室温25°Cの実験室内で実験し、液温の制御は直接行わなかった。比較のために大気中でも実験した。

2・3・2 水素濃度測定方法

両環境とも、96hの浸漬後、試験片を速やかに洗浄・乾燥し、アルゴン置換した密封セル内318Kでの72h保持により水素を放出させた。その後、アルゴンをキャリアー・ガスとしたガスクロマトグラフィーにより水素量を測定し、拡散性水素濃度を求めた。

また、昇温型ガスクロマトグラフ装置⁵⁾を用いて、拡散性水素放出後の電解水素チャージ試験片からより高温域で放

出される水素濃度を測定した。測定範囲は室温から773K、温度上昇速度は100K/hとした。未浸漬(ダミー)試験片との差を求め、水素チャージにより鋼中に侵入した非拡散性水素濃度と見なした。

2・3・3 疲労き裂伝播速度・疲労寿命測定方法

疲労き裂伝播実験での荷重条件は、応力比(=最小応力/最大応力) $R=0.028$ 、繰返し速度 $f=0.17\text{Hz}$ 、正弦波形とした。大気中の一部の試験では $f=25\text{Hz}$ とした。サワー原油中では試験片背面に生じる歪を歪ゲージにより計測し¹⁾、電解水素チャージ下では試験片開口部変位をクリップ型変位計により計測した⁶⁾。これらの計測結果とロード・セルによる荷重計測値から試験片の弾性コンプライアンスを算出し、き裂長さを推定した⁶⁾。応力拡大係数範囲 ΔK 算出には、ASTM E647で推奨されている式を用いた。

疲労寿命試験での荷重条件は、大気中を含めいずれの環境においても $R=0.05$ 、 $f=0.17\text{Hz}$ 、正弦波形とした。試験片の破断までの荷重繰返し数を疲労寿命 N_f とした。

3. 結果

3・1 拡散性水素濃度測定結果

Fig. 1にサワー原油中で鋼中に侵入した拡散性水素濃度測定結果を示すが、H₂S濃度によらず、K36A鋼、KAS鋼とも0.1ppm未満であった。最小2乗法による1次回帰曲線が示すように、H₂S濃度が高いほど拡散性水素濃度が高かったが、前述のように原油中H₂Sは10000ppmで飽和したので、常温常圧サワー原油中でこれら鋼種に侵入する拡散性水素濃度は0.1ppm未満であるといえる。また、K36A鋼の各H₂S濃度における拡散性水素濃度は、KAS鋼より1.4~1.5倍高かった。

Fig. 2に電解水素チャージ下拡散性水素濃度測定結果を示すが、実験の範囲ではサワー原油中と同様に0.1ppm未満であった。データのばらつきは大きいだが、図中の3次回帰曲線が示すように、-0.8~-1.4Vで電位が卑なほど拡散性水素濃度は高かった。K36A鋼の各電位での拡散性水素濃度

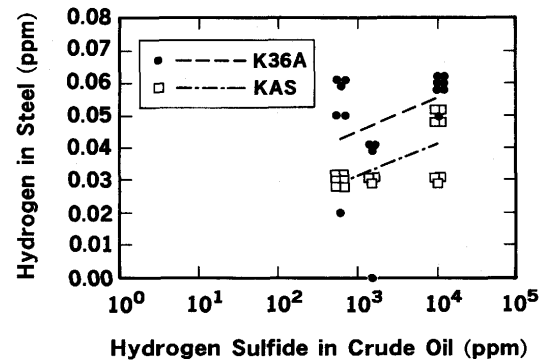


Fig. 1. Relationship between the concentration of hydrogen sulfide in crude oil and the concentration of diffusible hydrogen introduced into steel.

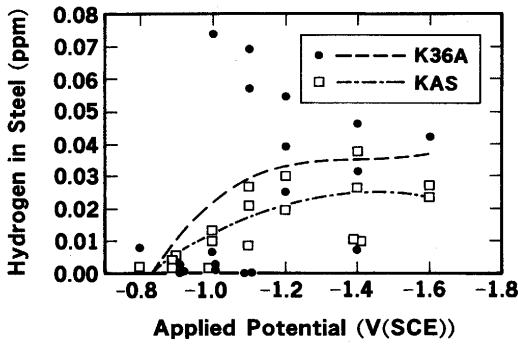


Fig. 2. Relationship between the applied potential in neutral solution and the concentration of diffusible hydrogen introduced into steel.

Table 2. Concentration of non-diffusible hydrogen introduced into steel under electrolytic hydrogen-charging at -1.2V (SCE) detected below 773K .

Steel Plate	Specimen #1	Specimen #2	Average
K36A	0.0069ppm	0.0047ppm	0.0058ppm
KAS	0.0040ppm	0.0033ppm	0.0037ppm

はKAS鋼より約1.6倍高かった。

-1.2V 電解水素チャージ試験片から 773K 以下で放出された非拡散性水素濃度をTable 2に示す。両鋼ともに 0.01ppm 未満であり、K36A鋼はKAS鋼より約1.6倍高かった。

3・2 疲労き裂伝播速度測定結果

$400\text{ppm H}_2\text{S}$ 原油中疲労き裂伝播試験結果をFig. 3に示す。K36A鋼では、 $\Delta K > 16\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ においてき裂伝播速度 da/dN の顕著な増大が生じ、 $\Delta K = 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ では大気中と比較して約7倍の加速が認められた。KAS鋼もK36A鋼とはほぼ同様の挙動を示した。

電解水素チャージ下疲労き裂伝播試験結果の例として、両鋼種各2個の試験片の -1.2V での結果をFig. 4に示す。各電位での結果から、 $\Delta K = 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ における電解水素チャージと大気中の疲労き裂伝播速度の比 $(da/dN)_{\text{Env.}}/(da/dN)_{\text{Air}}$ を求め、加速率とし、2次回帰曲線とともに電位に対してプロットしたのがFig. 5である。各電位での試験片ごとの結果のばらつきは大きい、 $-0.8 \sim -1.4\text{V}$ で電位が卑なほど大きな加速率を示した。K36A鋼とKAS鋼の回帰曲線はほぼ一致した。

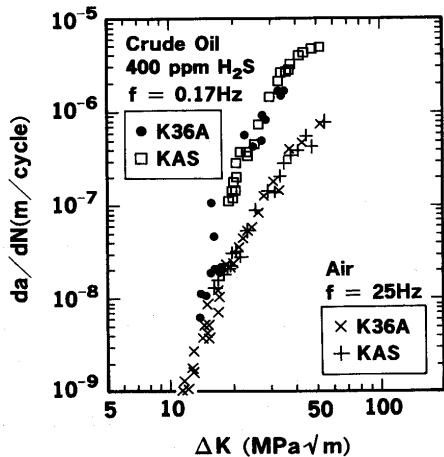


Fig. 3. Fatigue crack growth characteristics in crude oil containing hydrogen sulfide of 400ppm .

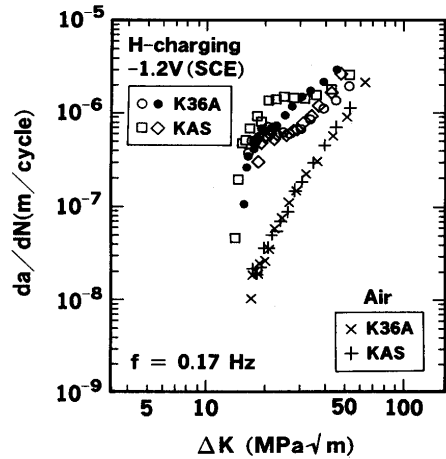


Fig. 4. Fatigue crack growth characteristics in neutral solution at -1.2V (SCE) .

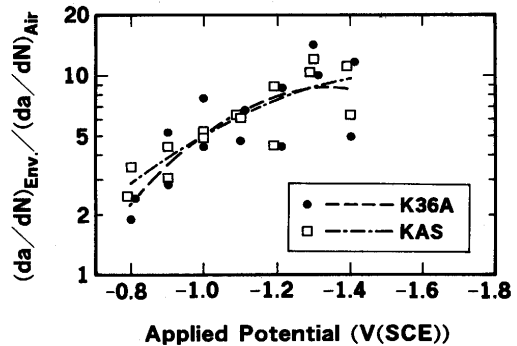


Fig. 5. Relationship between the applied potential in neutral solution and the fatigue crack growth accelerating ratio.

なお、いずれの環境でも、 $\Delta K = 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ でのき裂開口比 $U = (K_{\text{max}} - K_{\text{op}}) / \Delta K$ ： K_{max} は1サイクル中の最大 K 値、 K_{op} は開口 K 値)は 0.9 以上と計測され、き裂閉口は軽微であった。

3・3 疲労寿命測定結果

$400\text{ppm H}_2\text{S}$ 原油中および -1.2V 電解水素チャージ下疲労寿命試験結果を、公称応力範囲 $\Delta\sigma$ と寿命 N_f の関係として1次回帰曲線($S-N$ 曲線)とともにFig. 6に示した。K36A鋼の原油中と大気中の $S-N$ 曲線は、 $\Delta\sigma = 300\text{MPa}$ で交差し、それより高 $\Delta\sigma$ 域での原油中 N_f は大気中より小さく、低 $\Delta\sigma$ 域では原油中の方が大きかった。両鋼とも、電解水素チャージ下では、高 $\Delta\sigma$ 域で N_f の低下が観察されたが、 $S-N$ 曲線の傾きは大気中より小さく、低 $\Delta\sigma$ 域では大気中に近づく傾向が認められた。水素チャージ下 $S-N$ 曲線は、原油中 $S-N$

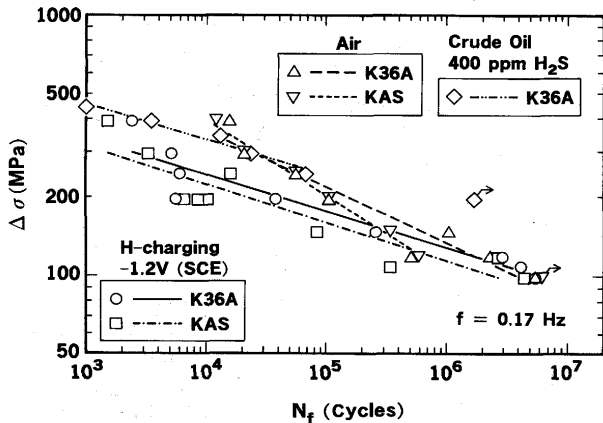


Fig. 6. S-N curves in crude oil containing hydrogen sulfide of 400ppm and in neutral solution at -1.2V (SCE).

N曲線とほぼ平行であるが、疲労強度で約37%下回った。また、両鋼の水素チャージ下および大気中S-N曲線はそれぞれK36A鋼がKAS鋼を若干上回っているが、これらの差はデータのばらつきの範囲内と考えられる。

4. 考察

4.1 疲労き裂伝播速度に及ぼす鋼中侵入水素の影響

Vosikovskyら²⁾は、X65鋼(TS 570MPa)の原油中疲労き裂伝播速度が、H₂S濃度が高いほど鋼中への侵入水素量が多くなるため増大したと考察した。彼らの結果から、き裂伝播の加速が顕著な $\Delta K = 30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ での加速率 $(da/dN)_{\text{Env.}} / (da/dN)_{\text{Air}}$ を求め、H₂S濃度に対してプロットしたのがFig. 7である。本研究での原油中拡散性水素測定結果(Fig. 1)は、彼らの考察の妥当性を裏付けている。Fig. 7では、本研究でのK36A鋼とKAS鋼の結果も示したが、ほぼ彼らの結果の回帰曲線上にある。この図でKAS鋼の加速率はK36A鋼より大きいが、Fig. 3から両鋼の疲労き裂伝播特性は同等と見なせるので、この差はデータのばらつきの範囲内であり、有意とは考えられない。なお、彼らの実験では

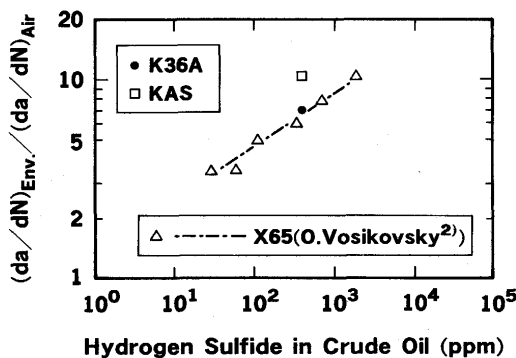


Fig. 7. Relationship between the concentration of hydrogen sulfide in crude oil and the fatigue crack growth accelerating ratio.

$R = 0.05$, $f = 0.1 \text{Hz}$, 本研究では $R = 0.028$, $f = 0.17 \text{Hz}$ であったが、き裂伝播速度に大きな差異を生じさせるほどの荷重条件の違いではなかったと考えられる。

電解水素チャージ下では、 $-0.8 \sim -1.4 \text{V}$ で電位が卑なほど拡散性水素濃度は高く(Fig. 2)、き裂伝播加速率も大きかった(Fig. 5)。電位が卑なほど鋼表面で発生する水素量が増加し、鋼中に侵入する水素が多くなり、その水素がき裂伝播速度を増大させたと考えられる。

鋼中侵入水素による疲労き裂伝播速度の増大は、水素脆化(hydrogen embrittlement; HE)によるものとした論文が多い^{7)~10)}。しかし、従来の知見¹¹⁾によると、K36A鋼やKAS鋼程度の降伏強度の鋼でHE型の割れが生じるには、5 ppm以上の拡散性水素濃度になるような環境が必要はなはずであるが、サワー原油中および電解水素チャージ下での拡散性水素濃度は、それより2桁以上小さかった(Fig. 1, 2)。大内らは、660MPa級鋼の人工海水中カソード分極下での種々の実験結果¹²⁾、およびさまざまな環境中での疲労き裂伝播試験結果⁶⁾から、鋼中に侵入した水素が、繰返しすべり変形を容易にすることにより、疲労き裂伝播過程自体を促進すると推定した¹²⁾。サワー原油中での疲労き裂伝播の加速も同様の機構で説明できると考えられる。疲労き裂伝播の加速は、いずれの環境中でも比較的 ΔK が高い領域、例えばサワー原油中K36A鋼では $\Delta K > 16 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ で観察された(Fig. 3)。水素助長疲労き裂伝播が明確に観察されるには、き裂の先端の塑性域に水素が十分に集積する必要がある、それには高 ΔK 条件が必要であると考えられる。なお、代表的なHE型破壊である高力ボルトの遅れ破壊は拡散性水素によって生じると考えられている⁵⁾が、水素助長疲労き裂伝播過程に非拡散性水素が寄与するかどうかは本研究結果からは不明である。

-1.2V 電解水素チャージ試験片破面上の加速が生じた領域では、サワー原油中¹⁾と同様に、走査型電子顕微鏡(SEM)観察により脆性ストライエーションの形成が認められた。この例をFig. 8に示す。脆性ストライエーションは、低合金鋼A533B鋼(TS569MPa)の高温(561K)純水中腐食疲労破面でも観察されており、水素起因であると考察されている¹³⁾。鋼中に侵入した水素が疲労き裂伝播の加速をもたらした場

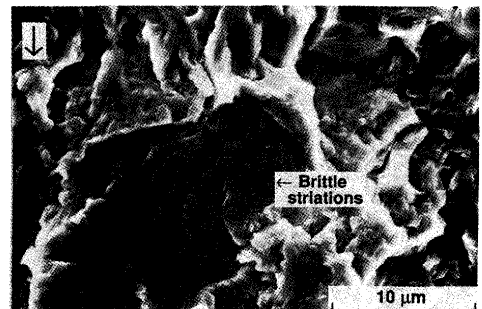


Fig. 8. Fracture surface of K36A steel tested in neutral solution at -1.2V (SCE).

合に観察される破面の特徴と考えられる。

4・2 電解水素チャージによるサワー原油環境の模擬の妥当性

本研究で測定した拡散性水素濃度は、無応力下の鋼小片中の平均値であり、疲労き裂伝播速度に影響すると考えられるき裂先端近傍の水素濃度ではない。き裂先端近傍の塑性域での水素濃度は水素濃度平均値より数倍高いことが実測されている¹⁴⁾。しかし、Iino¹⁵⁾によれば、き裂先端付近の水素分布は K 値に依存するとともに平均的な水素濃度に比例する。したがって、 K 値が等しい応力下き裂近傍の水素濃度の大小は、無応力下の鋼小片中拡散性水素濃度で議論できると考えられる。

Fig. 9は、Fig. 1, 2, 5, 7中に示した各回帰曲線を同時に表示し、原油中 H_2S 濃度・電解水素チャージ電位と拡散性水素濃度・疲労き裂伝播加速率の関係を示したものである。 H_2S 濃度600ppm未満の原油中拡散性水素濃度は測定しなかったが、Fig. 9 (a), (b), (c)中回帰曲線から矢印付き実線・破線で示されるように推定される値を(d)に示した。ここでは、環境から鋼中に侵入した水素が疲労き裂伝播速度を支配する主たる環境因子と考え、水素原油中と電解水素チャージ下ともにき裂伝播加速率が鋼種ごとに拡散性水素濃度で一義的に決まると仮定した。また、水素チャージ下加速率に鋼種間の差が小さかった(Fig. 5)ことから、原油中加速率にも鋼種の影響は小さく、X65鋼の回帰曲線がK36A鋼、KAS鋼と一致すると仮定した。Fig. 9 (d)に示した推定値がほぼ実測値の延長上に位置していることを見なすと、中性リン酸塩pH標準液中電解水素チャージ環境は、疲労き裂伝播速度および水素侵入量に及ぼす H_2S 濃度1000ppm以下の原油環境に相当するといえる。例えば、 H_2S 濃度400ppmの原油環境は、約-1.2Vでの水素チャージ環境に相当すると考えられる。ただし、拡散性水素濃度が約-1.4Vでほぼ

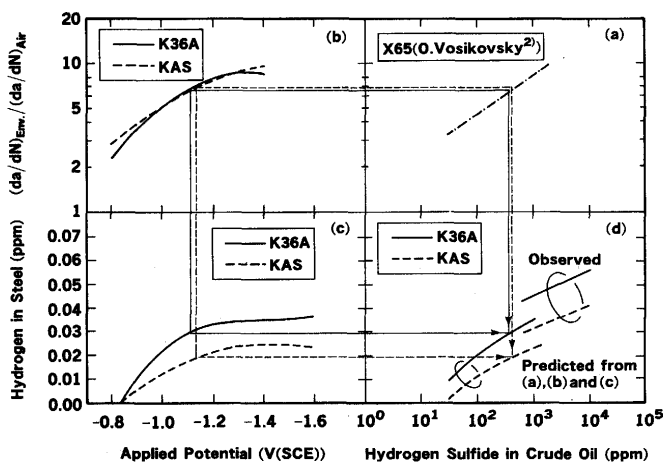


Fig. 9. Relationships of fatigue crack growth accelerating ratio and the concentration of diffusible hydrogen introduced into steel to the applied potential in neutral solution and the concentration of hydrogen sulfide in crude oil.

飽和していることから、1000ppmを超える高 H_2S 濃度原油環境を模擬するには、電解液に亜と酸などの水素侵入促進剤¹⁶⁾を添加する必要があると考えられる。

4・3 疲労寿命に及ぼすサワー原油の影響

サワー原油中および電解水素チャージ下において、高 $\Delta\sigma$ 領域では大気中より疲労寿命が低下したが、大気中疲労限近傍の低 $\Delta\sigma$ 域での疲労寿命低下は認められなかった(Fig. 6)。これは、高 $\Delta\sigma$ ほど水素助長き裂伝播加速が生じる高 ΔK 条件になりやすくき裂伝播寿命が短縮されたのに対し、低 $\Delta\sigma$ 域では N_f のうち高 ΔK 条件でのき裂伝播寿命の割合が小さかったためと考えられる。また、 N_f はき裂発生寿命とき裂伝播寿命の合計であり両者が分離できていないが、水素は高 $\Delta\sigma$ でのき裂発生を促進し、き裂発生寿命をも短縮した可能性もある。

-1.2V電解水素チャージ下 $S-N$ 曲線は、同等の水素侵入環境である400ppm H_2S 原油中の $S-N$ 曲線より下方に位置した(Fig. 6)。このことは、サワー原油環境の疲労寿命に及ぼす影響が水素によるものだけではないことを示唆している。油中の疲労寿命が大気中より延びることが報告されている¹⁷⁾、原油の油としての延命効果が侵入水素による悪影響を相殺し、疲労寿命を増大させたと考えられる。例えば、原油によるき裂閉口現象がき裂伝播速度を抑制した可能性がある。このような油としての延命効果は、き裂発生が遅延あるいはき裂が小さい時期の伝播速度抑制に有効であるが、疲労き裂が成長し高 ΔK 条件になると水素によるき裂伝播の加速がはるかに優勢となり期待できなくなると考えられる。

4・4 サワー原油中疲労特性に及ぼす鋼種の影響

同一環境中でのK36A鋼とKAS鋼の疲労き裂伝播加速率はほぼ一致した(Fig. 5)。また、-1.2V電解水素チャージ下でのK36A鋼の $S-N$ 曲線は、KAS鋼とほぼ同等であった(Fig. 6)。K36A鋼は、通常使用される船体用鋼板の強度範囲の上限であるが、400ppm H_2S 原油程度の水素侵入環境ではHE型割れは生じず、疲労特性の低下が軟鋼より大きくはならないと考えられる。本実験結果から、常温常圧サワー原油中で生じる疲労き裂伝播速度増大および疲労寿命短縮は、TMCP型高張力鋼と軟鋼では同程度であると予測される。

しかし、各環境中での拡散性水素濃度は、K36A鋼の方がKAS鋼より高かった(Fig. 1, 2)。-1.2V電解水素チャージ下での非拡散性水素濃度もK36A鋼の方が高かった(Table 2)。この原因としては、疲労き裂伝播の加速に寄与するき裂先端近傍の水素濃度は鋼種によらず同等であるのに、それと試験片中平均水素濃度の比が鋼種によって異なる、あるいは、高張力鋼では高水素濃度の影響がすべり変形のしにくさと相殺され、結果として軟鋼と同等のき裂伝播加速率になる、等と推察されるが、その解明には、今後の研究が必要である。

5. 結論

水溶液中電解水素チャージ環境との比較から、常温常圧サワー原油環境中における造船用鋼板の疲労特性について考察し、以下のような結論を得た。

1) サワー原油中で疲労き裂伝播の顕著な加速が生じるが、鋼中に侵入する拡散性水素濃度は0.1ppm未満である。

2) 電解水素チャージ下水素侵入・疲労き裂伝播加速はサワー原油中と同程度であり模擬環境として妥当である。

3) 400ppmH₂Sサワー原油中疲労寿命は、高応力範囲域では大気中より短縮するが、低応力範囲域での短縮は認められなかった。

4) サワー原油中での疲労き裂伝播特性、疲労寿命特性は、TMCP型高張力鋼と軟鋼とでは、同程度である。

文 献

- 1) 江原隆一郎, 山田義和, 伏見 彬, 阪井大輔, 渡辺栄一, 矢島浩: 日本造船学会論文集, **173**(1993), p.337
- 2) O.Vosikovsky, M.Macecek and D.J.Ross: Int. J. Pres. Ves. & Piping, **13**(1983), p.197
- 3) J.-L. Tzou, S.Suresh and R.O.Ritchie: Acta Metall., **33**

- (1985), p.105
- 4) Oil & Gas Journal Data Book, (1990), p.31 [Pennwell]
- 5) N.Suzuki, T.Miyagawa, S.Gotoh and T.Takahashi: Wire J. Int., **11**(1986), p.36
- 6) 大内博史, 小林順一: 鉄と鋼, **76**(1990), p.446
- 7) R.P.Wei: Proc. Int. Conf. Evaluation on Materials Performance in Severe Environments(EVALMAT89), Vol. 1 (1989), p.71 [ISIJ]
- 8) E.Bardal: Proc. FATIGUE'87, Vol.3(1987), p.1169 [Engineering Materials Advisory Service]
- 9) O.Vosikovsky, W.R.Neil, D.A.Carlyle and A.Rivard: Canadian Metall. Quarterly, **26**(1987), p.251
- 10) R.Murakami and W.G.Ferguson: Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., **9**(1987), p.477
- 11) 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.227
- 12) H.Ouchi and J.Kobayashi: Proc. Life Prediction of Corrodible Structures, (1991), Paper No.45 [NACE]
- 13) K.Törrönen and M.Kemppainen: Corrosion Fatigue, Mechanics, Metallurgy, Electrochemistry, and Engineering, ASTM STP 801(1981), p.287
- 14) K.Yamakawa, S.Ando and H.Tsubakino: Proc. Int. Conf. Evaluation on Materials Performance in Severe Environments (EVALMAT89), Vol.1(1989), p.271 [ISIJ]
- 15) M.Iino: Engng Fract. Mechanics, **10**(1978), p.1
- 16) B.G.Pound: Corrosion, **46**(1990), p.50
- 17) N.E.Frost, K.J.Marsh and L.P.Pook: Metal Fatigue, (1974), p.191 [Clarendon Press, Oxford]