

造船用厚鋼板のサワー原油中の 腐食疲労き裂進展挙動

Fatigue Crack Propagation of Ship Structural Steel Plates in Sour Crude Oil

櫛田隆弘/Takahiro Kushida・総合技術研究所 化学研究部 主任研究員 工博

誉田 登/Noboru Konda・総合技術研究所 材料研究部 主任研究員

幸 英昭/Hideaki Miyuki・総合技術研究所 化学研究部 主任研究員

要 約

造船用厚鋼板のサワー原油中における疲労き裂進展挙動を水素脆化の観点から考察した。サワー原油中では微量の水素の鋼中への吸蔵が認められた。同程度の電気的な水素チャージによっても疲労き裂進展が加速され、水素侵入量が増すほどき裂進展速度は速くなった。いずれの環境でも、疲労き裂破面上に、類似の脆性ストライエーションが観察された。これらの結果は、サワー原油中における疲労き裂進展速度の加速が、水素脆化によるものであることを示唆している。一方、水素脆化に対する感受性は鋼材のミクロ組織に影響される。フェライト-パーライト組織の規格鋼 KA36(TMCP)に比べて、ベイナイト組織を有する鋼は水素チャージ下で疲労き裂進展速度が遅かった。組織制御によって水素が影響する疲労き裂進展は制御される可能性が示唆された。

Synopsis

Corrosion fatigue crack propagation of ship structural steel plates has been investigated from a viewpoint of hydrogen embrittlement. A little amount of hydrogen was absorbed in sour crude oil. Fatigue crack propagation was accelerated by comparable cathodic hydrogen charging and its propagation rate was increased with the increase in hydrogen absorption. Similar brittle striation was observed on the fracture surface given in both environments. These results show that the acceleration of fatigue crack propagation in sour crude oil was due to hydrogen embrittlement. On the other hand, susceptibility to hydrogen embrittlement is affected by microstructures of steels. The crack propagation rate of a steel with bainitic microstructures under hydrogen charging was lower than that of ship structural KA36(TMCP) steel with ferrite-pearlite microstructures. It suggests that controlling steel microstructures would decrease the fatigue crack propagation affected by hydrogen embrittlement.

1. 緒 言

腐食環境中の疲労き裂進展特性は、プラントの余寿命評価の基礎データとなるものである。そのため、各種腐食環境下で疲労き裂進展速度等が評価されてきた。例えば、海洋構造物などを対象として、鉄鋼材料、特に、厚鋼板の海水環境中の疲労き裂進展特性は詳細に研究されている。一方、石油および石油化学関連機器、船舶構造部材等の余寿命を精度よく評価するためには、構造用鋼の原油中における腐食疲労挙動を明らかにしておくことが重要である。例えば、大型タンカーの原油タンクは分離バラストタンク方式が採用されて以来、従来の兼用原油タンクから原油専用タンクに変わり、環境が大幅に変化している。ところが、原油の影響に関しては、過去に、Vosikovsky ら^{1)~3)}、およ

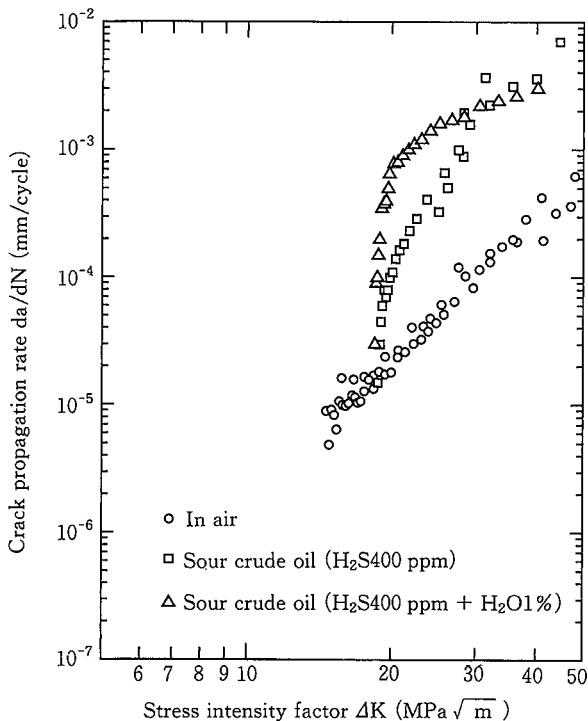
び Christensen ら⁴⁾のラインパイプ用鋼に関する報告があるのみであった。ところで、石油は、現在、最も重要なエネルギー資源であり、地球環境問題から CO₂削減が望まれたとしても工業原料として、今後も重要な位置を占める。このような情勢から、従来は活用されることの少なかった、硫化水素(H₂S)を含む原油(以下サワー原油と称する)の比率も高くなることが予想される。いうまでもなく、H₂Sは、水素誘起割れ(HIC)や硫化物応力割れ(SSC)のような、水素に起因する鉄鋼材料の腐食問題の最大の環境要因である。ところが、先に述べたように、構造用鋼の腐食疲労挙動に及ぼす原油の影響に関する知見は少なく、船体用厚鋼板での知見は皆無に等しかった⁵⁾。本誌では、このような背景下で、著者らが最近行っている、船体用厚鋼板の疲労き裂進展挙動に及ぼすサワー原油の影響と、水素

脆化の観点からの機構と材料面での対策に関する研究^{6,7)}をまとめた。詳細はそれらを参照されたい。

2. サワー原油中の腐食疲労き裂進展挙動とその機構

2-1 サワー原油中の腐食疲労き裂進展

第1図に⁹⁾、 H_2S を400ppm含むサワー原油中の疲労き裂進展速度(da/dN)と応力拡大係数範囲(ΔK)との関係曲線を、大気中と比較して示す。試験材は、第1表に示す化学組成と機械的性質を有する、板厚25mmの船殻規格



第1図 KA36(TMCP)鋼のサワー原油中の疲労き裂進展速度
Fig.1 Fatigue crack propagation rate of KA36-TMCP in sour crude oil⁹⁾

KA36(TMCP)鋼を用いた。原油は、第2表に組成を示す一般的なものであり、 H_2S を吹き込んで試験期間中の濃度を400ppmに調整した。疲労き裂進展速度は背面ゲージ法により測定した。

ΔK が約20MPa \sqrt{m} 以下の領域では、大気中とサワー原油中の疲労き裂進展速度はほぼ等しかったが、それ以上の高 ΔK 領域では、サワー原油中の疲労き裂進展速度は大気中に比較して明らかに速かった。 ΔK が大きくなるほどその差は大きく、 ΔK 30MPa \sqrt{m} では約7倍、50MPa \sqrt{m} では約15倍の開きが認められた。更に、水分を1%含むサワー原油中では、水分を含まないものに比べて、疲労き裂進展速度は更に約3倍加速された。

従来、Vosikovsky らによって、比較的高強度のX65ラインパイプ用鋼が、サワー原油中で疲労き裂進展速度が著しく加速することが認められているが、X65に比べて低強度の船体用鋼板でも、き裂進展速度の加速が生じる興味ある結果が明らかになった。

写真1に、このサワー原油中で得られた疲労き裂のSEM写真を示す。き裂進展速度の加速される領域では、写真1-a)に示すように、凹凸の少ない脆性的なストライエーション(脆性ストライエーション)が破面上に観察された。この脆性ストライエーション間隔から求めたき裂進展速度と、巨視的なき裂進展速度(da/dN)はよく一致した。この結果から、サワー原油中における高 ΔK 領域での疲労き裂進展が、脆性ストライエーションに支配されていると言える。一方、疲労き裂進展速度が大気中とほぼ等しい領域では、写真1-b)に示すように、延性ストライエーションが観察された。これは大気中疲労破面と同様である。

2-2 サワー原油中の水素侵入

湿潤硫化水素環境で鉄鋼材料に水素侵入が生じることはよく知られた現象である。また、写真1-a)に示した脆性ストライエーションは、HIC破面と類似しており、このこ

第1表 船殻規格KA36(TMCP)鋼の代表的な化学組成と機械的性質

Table 1 A typical example of chemical compositions and mechanical properties of ship structural steel KA36(TMCP)

Material	Chemical composition (mass%)					Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)
KA36-TMCP ¹⁾	0.14	0.41	1.19	0.015	0.005	412	527	22

第2表 供試原油の組成と諸性質

Table 2 Compositions and various properties of used crude oil (As received)

Crude oil	Specific gravity (15/4°C)	Kinetic viscosity (50°C cst)	Total S (wt%)	Water (ppm)	Cl (ppm)	H_2S (ppm)	Fe (ppm)	C (wt%)	H (wt%)	N (ppm)	pH	Gasoline (wt%)	Kerosene (wt%)	Light oil (wt%)	Heavy oil (wt%)
1)	0.8610	5.456	1.78	340	77	3	1.6	84.4	12.6	0.34	7.3	16.0	17.3	19.9	46.8
2)	0.8578	4.136	1.81	220	75	2.1	2.5	84.1	12.7	0.67	9.1	15.0	16.5	20.0	48.5

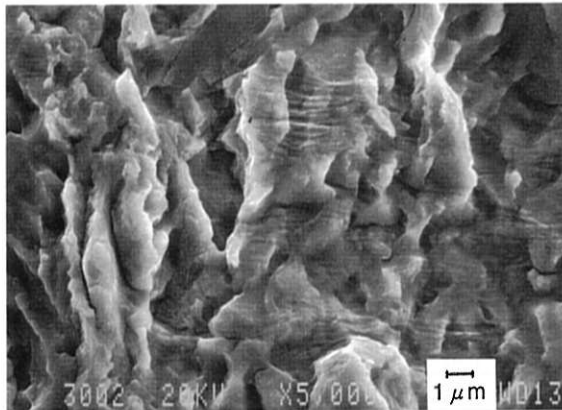
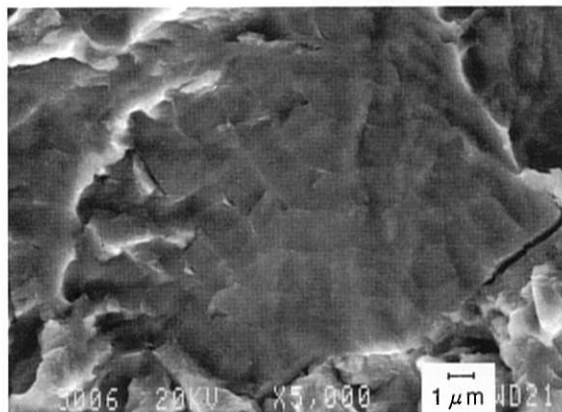
a) $\Delta K=18.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ b) $\Delta K=19.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

写真1 船殻規格 KA36(TMCP)鋼のサワー原油中の疲労き裂破面
Photo 1 Fracture surface of KA36-TMCP in sour crude oil
with 400ppm H_2S and 1 mass% H_2O

とからもサワー原油中の腐食疲労挙動に対して水素脆化の影響が示唆された。そこで、サワー原油中における水素侵入量を電気化学的水素透過法⁹⁾により測定した。用いた試験材は先の船殻規格 KA36(TMCP)鋼である。腐食にとって最も苛酷な状態として、サワー原油中の水分が油分と分離して水膜が鋼板の上に存在する環境を想定して、縦型の水素透過槽を用いて、以下のように、水溶液を注入後静かに原油をその上に注入した場合と、原油で試験片を濡らした後水溶液を注入した場合について、それぞれ水素侵入量を測定した。

①水膜厚5mm→原油厚10cm→原油中に H_2S ガス通気

②水膜厚1mm→原油厚10cm→原油中に H_2S ガス通気

③原油厚10cm→水膜厚5mm→原油中に H_2S ガス通気

なお、鋼中への水素侵入量の指標として、水素透過係数 ($J \times L$) を採用し、第3表に、各 pH、 H_2S 分圧、原油および水分量条件における、最大水素透過係数 ($J \times L$)_{max}、ならびに20時間経過後のほぼ定常値 ($J \times L$)_{ss} を示した。水素透過係数 ($J \times L$) は、式(1)により吸蔵水素濃

度 (C) に変換できる。

$$C (\text{mass - ppm}) = J \times L (\text{A/cm}) / D (\text{cm}^2/\text{s}) \times 1.32 \cdots (1)$$

H_2S 分圧 0.1 気圧 (0.01 MPa) および 0.01 気圧 (0.001 MPa) のときは、水溶液のみの環境に比べて、水素透過係数にして 1/5~1/10 程度に減少し、pH3 の場合を除いて約 0.1~0.5 $\mu\text{A/cm}$ であった。以上の結果から、 H_2S を含む原油中に水分が存在する場合は、水素透過係数 ($J \times L$) にして 0.1~0.5 $\mu\text{A/cm}$ 程度の水素が侵入すると推定される。KA36 鋼の水素拡散係数 (D) は $2.5 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{s}$ と測定されたので、吸蔵水素濃度 (C) は約 0.005~0.025 ppm と計算される。この程度の水素濃度は、ラインパイプ用鋼で問題となる HIC や SSC を生じる割れ臨界水素濃度 (C_{th}) のオーダー (1~10 ppm)⁹⁾ に比べれば、2 桁も小さい。第2図に示すように、他の水素脆化が生じる環境と比較すると、遅れ破壊が生じる環境よりは厳しいものの、HIC や SSC が生じる環境よりははるかに穏和であると言える¹¹⁾。

2-3 疲労き裂進展に及ぼす水素の影響

サワー原油中で水膜が存在する苛酷な環境を想定すれば、原油中でも H_2S によって鋼材に水素吸蔵されることが確認された。そこで、電解液とカソード電流密度を適宜選択して、水を含むサワー原油中の範囲からそれ以上の水素透過係数を再現し、水素チャージ下の疲労き裂進展試験を行った。波形、応力比、試験速度は、サワー原油中での疲労き裂進展試験条件と同一としたが、き裂進展速度は、適当な時間経過後に試験片を取り外し、き裂進展量を実測する方法で行った。

第3図に結果を示す。水素チャージ条件は、0.1~0.01 atm H_2S のサワー原油中と同オーダーの水素透過係数 0.10 $\mu\text{A/cm}$ が得られる、0.5% 硫酸ナトリウム水溶液中 -1.5V (vs. Ag/AgCl) のカソード分極である。図から明らかに、き裂進展速度は水素チャージ下でも大気中に比べて加速された。第4図に、疲労き裂進展速度 (ΔK が 12 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ および 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ のときの大気中でのき裂進展速度との比) に及ぼす水素侵入量の影響を示す。水素侵入量が増すほど、き裂進展速度が加速されるのは明らかである。先に、水を 1% 含むサワー原油の方が、水を含まない場合に比べて、き裂進展速度が大きいことを示したが、これは第3表に示したように、水が存在することによって原油中でも水素侵入量が増加したためと考えられる。このように、鋼に水素が侵入する環境では、き裂進展速度は水素量に依存し、HIC 発生条件に比べて、水素侵入量がきわめて微量であっても、疲労き裂進展速度は大気中に比べて著しく加速されることが明らかになった。

写真2に、水素チャージ条件下で得られた疲労き裂の SEM 写真を示す。サワー原油中で観察された脆性ストライ

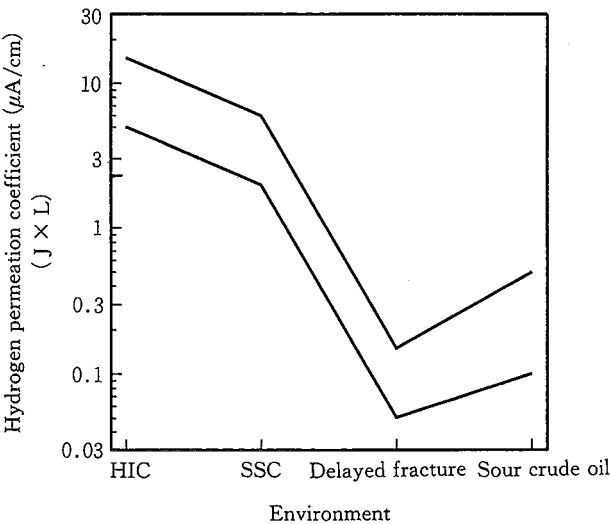
第3表 水素侵入に及ぼすpH、H₂S濃度、水および原油の影響
Table 3 Effects of pH, H₂S content, water and crude oil on hydrogen permeation coefficient

1atm(0.1MPa) H ₂ S	Hydrogen permeation coefficient (μA/cm)					
	Maximum value			Steady value		
	pH 3	pH 4	pH 5	pH 3	pH 4	pH 5
Aqueous solution	10.0	5.7	3.8	7.0	5.2	3.4
Condition 1	—	4.6	—	—	4.5	—
Condition 2	5.2	4.5	5.5	4.3	3.1	5.2
Condition 3	—	0.5	—	—	0.4	—
Crude oil	—	0.003	—	—	0.001	—

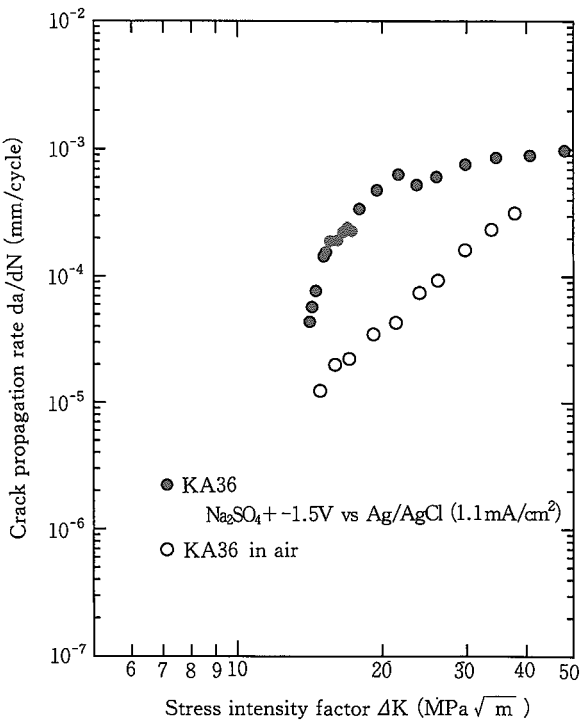
0.1atm(0.01MPa) H ₂ S	Hydrogen permeation coefficient (μA/cm)					
	Maximum value			Steady value		
	pH 3	pH 4	pH 5	pH 3	pH 4	pH 5
Aqueous solution	8.4	4.1	1.8	4.7	3.6	1.5
Condition 1	—	0.5	—	—	0.5	—
Condition 2	0.8	0.5	—	0.8	0.4	—
Condition 3	—	0.9	—	—	0.6	—
Condition 4	—	—	—	—	—	—

0.01atm(0.001MPa) H ₂ S	Hydrogen permeation coefficient (μA/cm)					
	Maximum value			Steady value		
	pH 3	pH 4	pH 5	pH 3	pH 4	pH 5
Aqueous solution	6.0	2.7	1.5	3.7	2.7	1.5
Condition 1	—	0.5	0.5	—	0.3	0.5
Condition 2	0.9	0.2	0.6	0.3	0.1	0.2
Condition 3	—	0.2	0.6	—	0.2	0.5

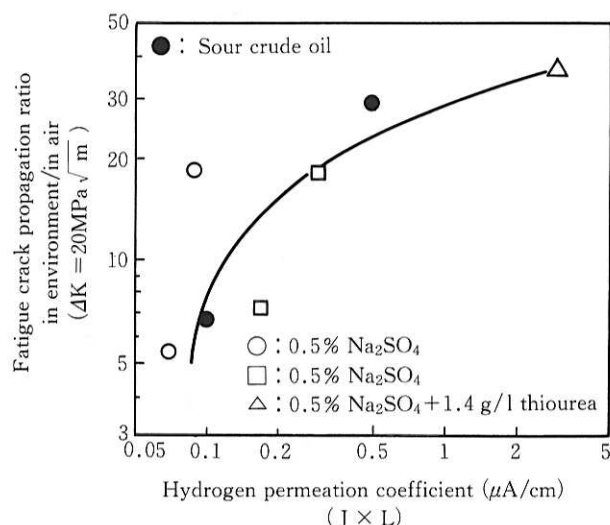
Condition 1 : Water 5mm + Crude oil
Condition 2 : Water 1mm + Crude oil
Condition 3 : Crude oil + Water 5mm
Condition 4 : Crude oil + 1 mass% water
— : Not measured



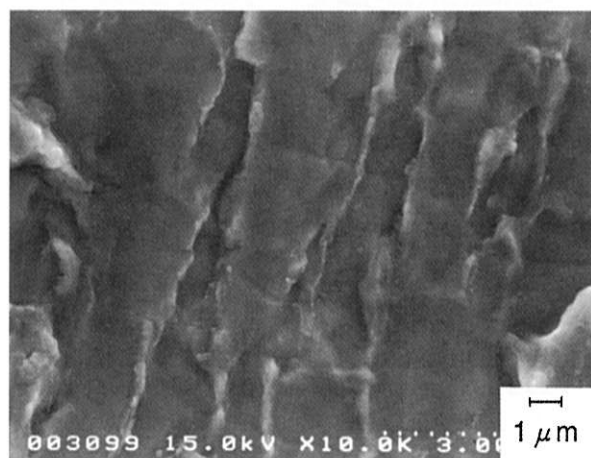
第2図 水素吸蔵の観点からの環境の苛酷さの比較
Fig.2 Severity of environment in term of hydrogen absorption



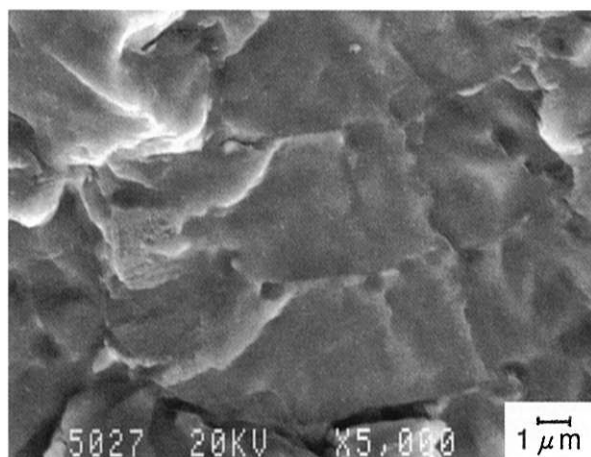
第3図 KA36(TMCP)鋼の水素チャージ下の疲労き裂進展速度
Fig.3 Fatigue crack propagation rate of KA36-TMCP under cathodic hydrogen charging and in air



第4図 疲労き裂進展速度に及ぼす水素侵入量の影響
Fig.4 Effect of hydrogen permeation on fatigue crack propagation rate



Under hydrogen charging ($\Delta K=34.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)



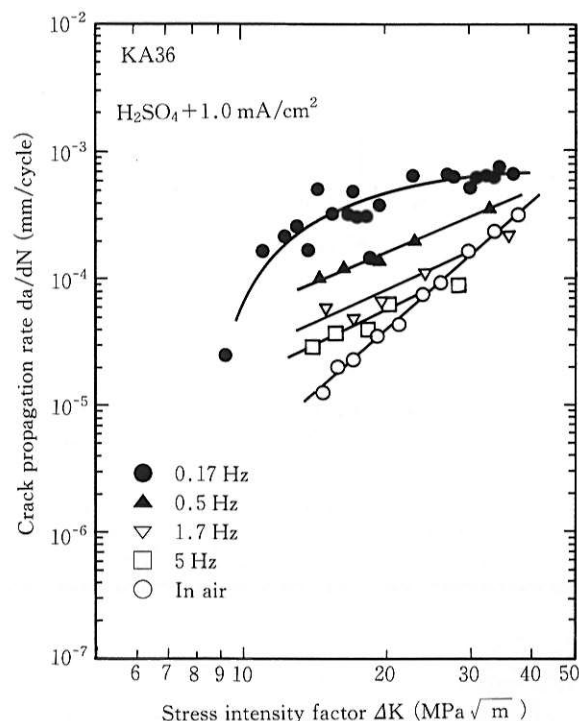
In sour crude oil ($\Delta K=34.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

写真2 船殻規格 KA36(TMCP)鋼の水素チャージ下の疲労き裂破面

Photo 2 Fracture surface of KA36-TMCP under hydrogen charging (-1.5V vs Ag/AgCl in 0.5% Na_2SO_4)

エーション (写真1-a)) と同様の脆性ストライエーションが観察された。写真2に示したストライエーション間隔から求めたき裂進展速度は、巨視的進展速度 (da/dN) に一致した。水素チャージ下の疲労き裂進展も、脆性ストライエーションに支配される。これらの破面の類似性からも、サワー原油中腐食疲労に及ぼす環境効果の本質は水素による脆化であると考えられる。

第5図に、水素チャージ下の疲労き裂進展速度に及ぼす繰返し速度の影響を示した。本試験では同一水素チャージ条件下では、繰返し速度が遅いほど1サイクル当りのき裂進展速度が大きく、本試験条件下では波浪の繰返し速度 (0.17Hz)において最もき裂進展速度が大きくなった。一般に歪速度が小さいほど水素脆化度は大きくなることから、本実験結果からも、き裂進展速度はき裂先端への水素の供給に関係があり、水素脆化の影響が裏付けられる。



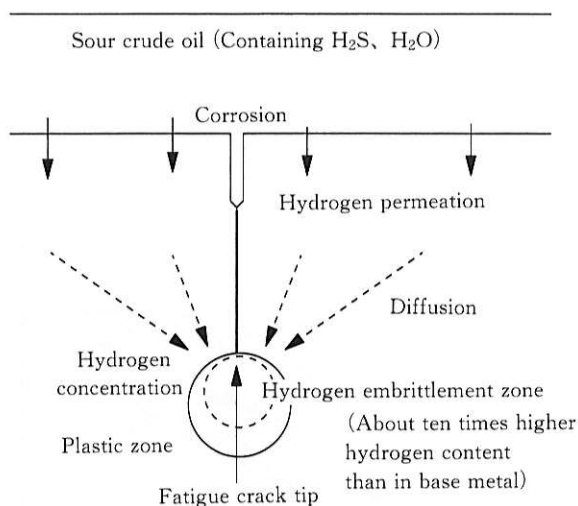
第5図 水素チャージ下の疲労き裂進展速度に及ぼす繰返し速度の影響

Fig.5 Effect of stress cycle on fatigue crack propagation rate under cathodic hydrogen charging (-1.0 mA/cm^2 in 0.5% H_2SO_4)

2-4 サワー原油中の疲労き裂進展機構

以上述べたように、造船用鋼板の疲労き裂進展速度は、サワー原油中で大気中に比べて加速されるが、サワー原油中で微量の水素が侵入すること、同程度の水素侵入量を再現した水素チャージによっても同程度にき裂進展速度が加速されること、更に水素侵入量が増すほどき裂進展速度が速くなること、ならびに、いずれの環境においてもき裂進展を支配するべき開的な脆性ストライエーションが観察さ

れることから、サワー原油中の腐食疲労挙動の本質は水素脆化であると結論される。その機構を模式的に第6図に示す。疲労き裂先端では塑性変形が生じ、 ΔK が大きいほど塑性域は広がる。鉄鋼材料では、塑性変形によって転位密度が高くなると、腐食によって鋼中に侵入した水素がトラップされ、水素濃度が上昇することが知られている。そして、ある水素濃度以上になると水素脆化感受性を示すようになる¹⁰⁾。第1図および第3図に示したように、き裂進展が加速され始める臨界の ΔK が存在するのは、 ΔK の増大に伴うき裂先端の塑性域の広がり、その塑性域内の転位密度の増大によって、その臨界 ΔK で水素脆化発生の臨界水素濃度に達するためと考えられる。



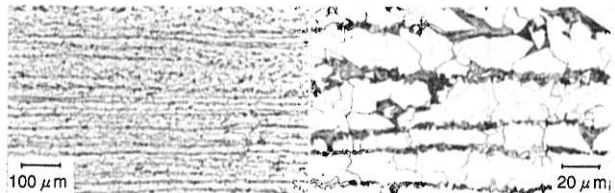
第6図 サワー原油中の疲労き裂進展の機構

Fig.6 Fatigue crack propagation mechanism in sour crude oil

3. 水素脆化が重畳した疲労き裂進展特性の材料組織による改善

大気中疲労き裂進展特性に対しては、鋼のマイクロ組織の影響は一般には小さいとされている¹²⁾。一方、水素脆化はマイクロ組織の影響を強く受ける^{9,10)}。特に、塑性変形下の水素脆化感受性はマイクロ組織の影響を強く受けることが知られている¹³⁾。サワー原油中の腐食疲労き裂進展は、水素脆化の影響を受けているので、マイクロ組織がき裂進展挙動に影響を及ぼすことが予想される。

船殻規格 KA36(TMCP)鋼は、写真3-a)に示すように、炭素鋼の典型的な組織の1つであるフェライト-パーライトの層状組織を有している。このフェライト-パーライト層状組織の他に、炭素鋼の典型組織として、ベイナイト組織(写真3-b)、ならびにフェライト比率の高いフェライト-ベイナイト組織(写真3-c)を調整した。それぞれの化学組成と引張性質は第4表に示す。



KA36



(A)



(B)

写真3 疲労き裂進展試験に供した鋼材のマイクロ組織

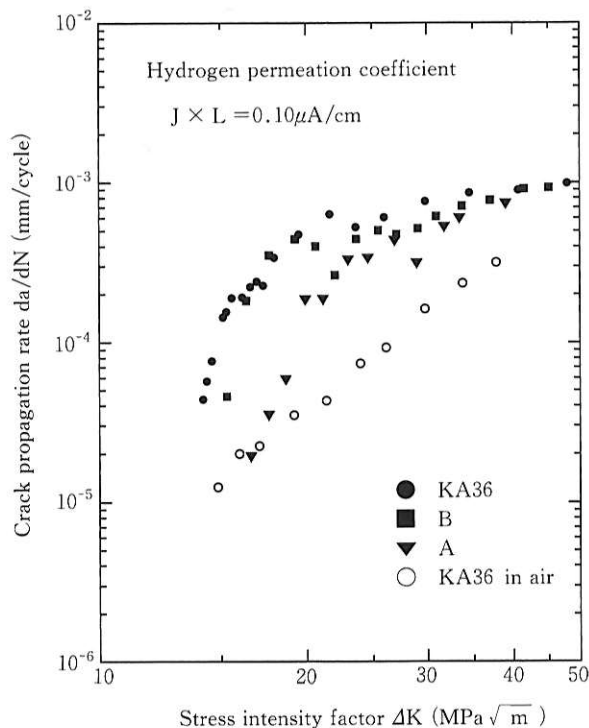
Photo 3 Microstructures of steels used for fatigue crack propagation test

第7図に、これら異なる組織を有する鋼の水素チャージ下の疲労き裂進展試験結果を示す。フェライト-パーライト層状組織の規格鋼板(KA36)のき裂進展速度に比べて、ベイナイト組織を有する鋼Aのき裂進展速度は遅かった。特に、 $20MPa\sqrt{m}$ 以下の低 ΔK 領域では、疲労き裂進展速度が一桁程度遅くなっている。フェライト-ベイナイト組織を有する鋼Bは、第7図に示したように、KA36鋼よりも、低 ΔK の領域でわずかにき裂進展速度が遅い傾向が見られる。このように、同一水素チャージ条件であっても、

第4表 疲労き裂進展試験に供した鋼材の化学組成と機械的性質

Table 4 Chemical compositions and mechanical properties of steels used for fatigue crack propagation test

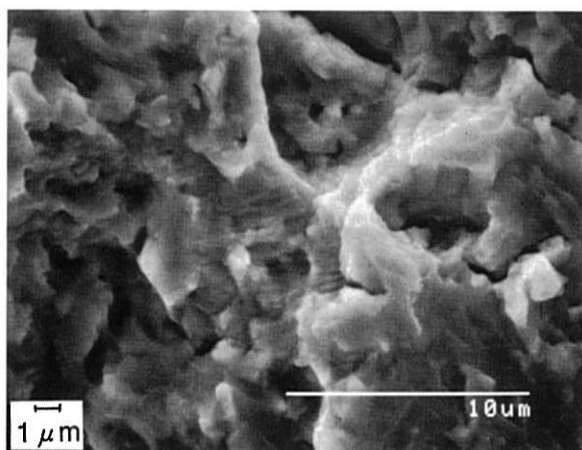
Materials	Chemical composition (mass%)						Mechanical properties (L-direction)			
	C	Si	Mn	P	S	Others	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)
A	0.10	0.48	0.97	0.013	0.002	Nb,Ti	485	593	26	81
B	0.05	0.18	1.28	0.005	0.001	Cu,Ni,Nb,V,Ti	435	548	36	81



第7図 水素チャージ下の疲労き裂進展速度に及ぼす鋼材組織の影響
Fig.7 Fatigue crack propagation rate of steels with different microstructures under cathodic hydrogen charging (-1.5V vs Ag/AgCl in 0.5% Na₂SO₄) and in air

鋼材の組織によってき裂進展速度に差があることが判明した。

写真4に、ベイナイト組織鋼Aの水素チャージ下での疲労き裂破面SEM像を示す。ΔKが30~35MPa√mでも延性的な破面を呈していた。ストライエーション間隔も狭く、巨視的進展速度(da/dN)の傾向と一致した。したがって、このような破面形態からも、フェライトパーライ



(ΔK=30MPa√m)

写真4 ベイナイト組織を有する鋼Aの水素チャージ下の疲労き裂破面

Photo 4 Fracture surface of steel A with bainitic microstructures under hydrogen charging (-1.5V vs Ag/AgCl in 0.5% Na₂SO₄)

トバンド組織に比べ、ベイナイト組織は水素脆化の重畳した疲労き裂進展に対して、高い抵抗性を有していることが確認された。

その疲労き裂進展挙動を詳細に観察したところ、写真5に示すように、き裂の分枝が観察され、ベイナイト界面でき裂が停留している例が観察された。停留き裂が観察されるということは、き裂進展が抑制されているということであり、写真4に示したように、高ΔK領域でも延性ストライエーションが観察されることと一致する。一方、き裂進展速度の速いフェライトパーライトバンド状組織のKA36鋼では、そのようなき裂の分枝は全く観察されなかった。

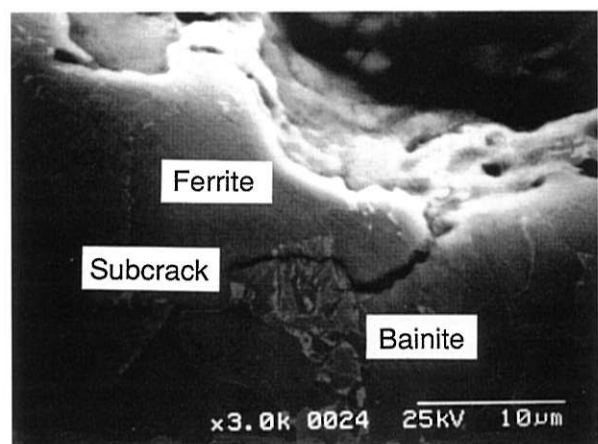
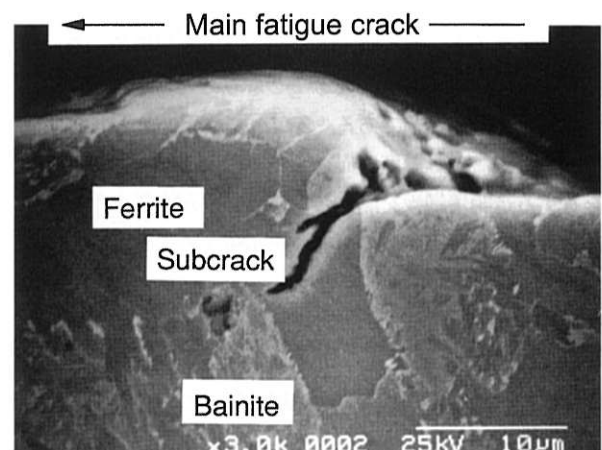


写真5 ベイナイト界面での疲労き裂の停留と屈曲
Photo 5 Stop and bending of fatigue crack at interface between ferrite and bainite (-1.5V vs Ag/AgCl in 0.5% Na₂SO₄)

このベイナイト組織における疲労き裂の停留について塑性変形の観点から考察を試みた。このような低強度鋼の水素脆化は、塑性変形と密接に関係していることが知られている。それは、塑性変形によって転位密度が増大し、それらの転位に水素がトラップされることにより水素濃度が増加するためである。したがって、柔らかいフェライトは塑性変形しやすく、疲労き裂先端が常に塑性変形し続けるので、水素が供給される限りき裂の進展は停止しない。しか

し、き裂先端がベイナイト組織に突き当たると、ベイナイトはフェライトに比べて硬くて塑性変形し難いので、水素濃度の増大が抑制され、その結果割れの進展が抑制されると考えられる。ΔKが低い場合には、き裂先端の塑性変形域が小さいので、ベイナイト組織に突き当たるときはき裂は停留するが、ΔKがある程度大きくなると塑性変形し始めるので、高ΔK領域では効果が乏しくなると説明できよう。また、き裂が小さくΔKが小さな間にベイナイト組織に突き当たらなければ効果がないので、鋼Bのようなフェライト量が多いベイナイト組織では効果が乏しくなると解釈される。

このように、組織と塑性変形の観点から、水素脆化の重畳した疲労亀裂進展速度の低下が考察できるが、この他にも、フェライト、ベイナイト、パーライト組織で、それぞれ割れ臨界水素濃度が異なることも考えられ、詳細な機構の検討は今後の課題である。また、水素濃度やΔKによってマイクロ組織の影響度が異なるので、効果的なマイクロ組織を有する造船用鋼板を開発していく必要がある。本報では、高疲労強度造船用鋼板の可能性を示唆するにとどめた。

4. まとめ

サワー原油中での疲労き裂進展挙動について、水素脆化の観点から、水素チャージ下疲労試験、電気化学的水素透過法によるサワー原油中での水素侵入量の測定等を行った。また、マイクロ組織の異なる各種炭素鋼の水素チャージ下の疲労進展試験を行い、き裂進展速度に及ぼすマイクロ組織の影響と、その機構について検討した。得られた結果の概要は以下のとおりである。

①サワー原油中における水素侵入量は、HICやSSCが発生する環境に比べれば低いが、遅れ破壊が生じる環境よりは高いと考えられる。

②造船用規格鋼板(KA36)の疲労き裂進展速度が、大気中に比較してサワー原油中で加速される挙動は、水素チャージによっても疲労き裂進展速度が同程度に加速されること、水素侵入量が増すほど疲労き裂進展速度も増大すること、いずれの環境においても類似したへき開的な脆性ストライエーションが観察されること等から、水素脆化が影響したものであると結論される。

③ベイナイト組織を有する鋼の水素チャージ下の疲労き裂進展速度は、フェライト-パーライトバンド状組織やフェライト-ベイナイト組織に比べて遅く、特に低ΔK領域(<20MPa√m)で顕著である。

④水素チャージ疲労き裂進展試験後のベイナイト鋼には、ベイナイト界面で停留した微小き裂が観察される。この微小き裂の停留挙動から、ベイナイト鋼は塑性変形し難く、き裂先端への水素の凝集が抑制される結果、疲労き裂進展速度が遅くなると考えられる。



榊田隆弘/Takahiro Kushida

総合技術研究所 化学研究部
主任研究員 工博

(問合せ先：06(489)5729)

参考文献

- 1) Vosikovskiy, O. :「Fatigue Crack Growth in an X65 Line-Pipe Steel in Sour Crude Oil」, Corrosion Vol.32(1976), p.472-475
- 2) Vosikovskiy, O. and Cook, R., J. :「On Analysis of Crack Extension by Corrosion Fatigue in a Crude Oil Pipeline」, Int. J. Pres. Ves & Piping Vol.6(1978), p.113-129
- 3) Vosikovskiy, O. and Rivard, A. :「The Effect of Hydrogen Sulfide in Crude Oil on Fatigue Crack Growth in a Pipe Line Steel」, Corrosion Vol.38(1982), p.19-22
- 4) Christensen, C. and Hill, R., T. :「Corrosion Fatigue Assessment for Sour Crude Oil Pipelines」, Corrosion 88, paper No.54(1986)
- 5) 江原隆一郎, 山田義和, 伏見彬, 阪井大輔, 渡辺栄一, 矢島浩 : 「高硫化水素原油中の造船用鋼板の腐食疲労強度」 日本造船学会論文集 173(1993), p.337
- 6) 榊田隆弘, 菅田登, 幸英昭, 木村博則, 矢島浩, 渡辺栄一, 江原隆一郎 : 日本造船学会論文集, 174(1993), p.551
- 7) 榊田隆弘, 菅田登, 幸英昭, 大西一志, 木村博則, 矢島浩, 渡辺栄一, 江原隆一郎 : 日本造船学会論文集, 174(1993), p.563
- 8) 吉沢四郎, 鶴田孝雄, 山川宏二 : 「鉄鋼材料の水素含有量の電気化学測定法におけるニッケル被覆法の開発」 防食技術, 24(1975), p.511
- 9) Okada, H. : Preprint of International Conference of SCC & HE of Iron Base Alloys, Unieux-Firming, France (1973), A-4
- 10) 池田昭夫 : 「湿潤硫化水素環境下における鋼材の水素誘起割れ」, 鉄と鋼, 70(1984), p.792
- 11) 榊田隆弘, 工藤勉夫 : 「種々の環境における鉄鋼材料の水素脆化に関する一考察」 第39回腐食防食討論会講演要旨集(1992) C-307, p.391
- 12) 例えば, 遠藤吉朗, 駒井謙治郎 : 「金属の腐食疲労と強度設計」(1982) [養賢堂], p.85
- 13) 金子輝雄, 池田昭夫 : 材料, 37(1988), p.24