マルテンサイト系ステンレス鋼の応力腐食割れおよび
腐食疲労き裂進展特性の評価*井上 朋也^{*1}, 坂上 賢一^{*2}
長 秀雄^{*3}, 小川 武史^{*3}Evaluation of Stress Corrosion Cracking and
Corrosion Fatigue Crack Growth Characteristics for
Martensitic Stainless SteelTomonari INOUE, Kenichi SAKAUE,
Hideo CHO and Takeshi OGAWA^{*4}^{*4} Department of Mechanical Engineering, Aoyama Gakuin University,
5-10-1 Fuchinobe, Chuou-ku, Sagami-hara-shi, Kanagawa, 252-5258 Japan

This work aimed to characterize crack growth of stress corrosion cracking (SCC) and corrosion fatigue (CF) for two types of martensitic stainless steel, SUS410 and SUS410S, in air and hydrogen charging environment. The crack growth characteristics were evaluated by fracture mechanics tests which were conducted under stress intensity factor, K -control, and by acoustic emission (AE) monitoring. Crack growth acceleration was observed in the hydrogen charging environment. The SCC characteristics of SUS410S were slower than those of SUS410, while the CF characteristics of both materials were similar. The observations of the fracture surface suggested that the hydrogen embrittlement cracking occurred near the surface of the specimen, where hydrogen diffused more quickly. Based on the AE and electrochemical analyses, the difference in SCC characteristics of both materials was attributed to the penetration of the hydrogen through the passive film for each material. Since the crack growth characteristics of the both materials exhibit the same relation, the passive film is broken by cyclic loading in CF tests.

Key Words: Stress Corrosion Cracking, Corrosion Fatigue, Hydrogen Embrittlement, Acoustic Emission, Martensitic Stainless Steel

1. 結 言

マルテンサイト系ステンレス鋼は高強度、高耐食性といった特徴から原子力発電所や一般産業機器で用いられているが、塩化物、高温高圧環境等の苛酷な使用環境下で応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking, SCC) および腐食疲労 (Corrosion Fatigue, CF) が問題となっている。SCCは静的引張応力下で、CFはSCCと繰返し応力の相互作用下で生じる現象である。マルテンサイト系ステンレス鋼において、SCCはボルトやピンなどの静的負荷部材で多く、CFはタービン翼などの振動応力が負荷される部材で問題となる⁽¹⁾。

マルテンサイト系ステンレス鋼などの高強度鋼は、SCCの一種である水素ぜい化割れを起こしやすいことが知られており⁽²⁾、遅れ破壊を起こす危険性がある。遅れ破壊は重大な事故につながるため、高強度鋼の水

素ぜい化に関する研究は盛んに行われている。これまでの研究では、水素環境下でのき裂進展が材料内の水素溶解量に強く依存することがわかっており、低合金鋼のSCC下限界応力拡大係数 K_{ISCC} は、水素溶解量により一義的に定まることが報告されている⁽³⁾。さらに、SCCが発生する繰返し荷重下では、その下限界値における最大応力拡大係数 K_{max} は、 K_{ISCC} より低下することを実験的に明らかとなっている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。また、水素環境下では疲労強度が著しく低下することも確認されている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。マルテンサイト系ステンレス鋼に関する水素ぜい化特性および鋼中の水素拡散に関する研究もこれまでに報告があり⁽⁸⁾⁽⁹⁾、他の高強度鋼と同様に水素環境下での疲労強度の低下が報告されている⁽¹⁰⁾。しかし、他の高強度鋼に比べてマルテンサイト系ステンレス鋼の水素ぜい化割れと繰返し応力の相互作用に関する破壊力学的検討はあまりなされていない⁽¹⁾⁽¹¹⁾。マルテンサイト系ステンレス鋼の水素の拡散係数は高強度鋼の1/20であることが確認されており⁽¹²⁾、高強度鋼とは異なったき裂進展挙動を示すと予想される。

* 原稿受付 2009年12月9日。

^{*1} 学生員, 青山学院大学大学院理工学研究科(〒252-5258 相模原市中央区淵野辺5-10-1)。^{*2} 正員, 芝浦工業大学工学部(〒135-8548 東京都江東区豊洲3-7-5)。^{*3} 正員, 青山学院大学理工学部。

E-mail: ogawa@me.aoyama.ac.jp

そこで本研究では、応力拡大係数 K を制御できる試験機を用いて、水素チャージ環境下の挙動が出現しやすい低温焼もどしマルテンサイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ (SCC) 特性および腐食疲労 (CF) き裂進展特性を評価した。また、アコースティック・エミッション (AE) 法、電気化学的手法および破面観察に基づき、破壊機構を検討した。

2. 材料および実験方法

2・1 供試材および試験片 供試材はマルテンサイト系ステンレス鋼 SUS410 および SUS410S (阪和工材製) のロール圧延材である。SUS410 の化学成分 (mass%) は C: 0.05, Si: 0.26, Mn: 0.27, P: 0.24, S: 0.05, Ni: 0.21, Cr: 13.10, Fe: bal. であり、SUS410S が C: 0.05, Si: 0.28, Mn: 0.34, P: 0.22, S: 0.08, Ni: 0.15, Cr: 13.24, Fe: bal. である。

試験前に両材料に熱処理を施した。熱処理条件は、焼入れ温度 1000℃で 30 分保持後油冷、焼もどし温度 200℃で 1 時間保持後空冷とした。図 1 および図 2 に両材料の熱処理前後の微視組織を示す。腐食液はグリセリン王水を用い、腐食時間は 120 秒とした。熱処理後の組織は、図のようなマルテンサイト組織になっていた。納入材、熱処理材それぞれに対してビッカース硬さ試験を行った。試験力 $F = 19.6 \text{ N}$ で 5 回の測定を行い、ビッカース硬さ HV の平均値を算出した。 HV 値は SUS410 納入材が 184、熱処理材が 436 であり、SUS410S 納入材が 179、熱処理材が 445 となり、両材料の差異は小さい。2 圧子インデンテーション試験を $F = 2 \text{ N}$ で

Table 1 Mechanical properties by dual indenter method.

	Yield stress [MPa]	Tensile strength [MPa]	Young's modulus [GPa]
SUS410	1080	1100	260
SUS410S	980	1040	240

Fig.1 Microstructures of SUS410. As-received (a) and quench & tempered (b).

Fig.2 Microstructures of SUS410S. As-received (a) and quench & tempered (b).

行い、得られた熱処理材の機械的性質を表 1 に示す⁽¹³⁾。

熱処理材の水素の拡散挙動を調べるため、電気化学的水素透過法⁽¹⁴⁾により得られた水素透過曲線を図 3 に示す。水素拡散に及ぼす不働態皮膜の影響を考慮するため、Ni めっきは施していない。透過曲線から導出した SUS410 および SUS410S の拡散係数 D は、それぞれ $9.3 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ 、および $6.1 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ となり、SUS410 のほうが約 1.5 倍程度大きい値となった。また、水素透過電流の最大値も SUS410 のほうが大きく、水素透過量が多いと考えられる。

不働態皮膜の修復過程を観察するため、塩水 (3.5 mass % NaCl 水溶液) 中で引っかき傷をつけ、その後の溶出電流の変化を調べた。両熱処理材の試料にリード線を取り付け、対極の Pt とともに塩水に浸し、試料にガラスで傷つけたときの電流値の変化を無抵抗電流計で計測した。得られた電流値の変化を図 4 に示す。傷をつけた直後に電流値が増加し、その後緩やかにもとの電流値まで減少していることがわかる。電流値の減少は破壊された不働態皮膜の修復過程を示しており、電流値がスクラッチ以前のレベルまで回復したところで修復が完了したことを示している。両材料の結果を比較すると、不働態皮膜が修復するのに要する時間はどちらの材料も約 70s と大きな違いは見られない。しかし、傷をつけた直後の最大電流値は SUS410 のほうが大きく、金属元素の溶解量が多いことを示している。

Fig.3 Hydrogen permeation curves of SUS410 and SUS410S.

Fig.4 Changes of elution current after making a scratch on the SUS410 and SUS410S's surface.

すなわち、SUS410 のほうが不動態皮膜の破壊直後の腐食が顕著であることを示している。なお、この試験は8回繰返し、同様な傾向であることを確認した。

SCC および CF 試験に用いた試験片は ASTM で推奨される幅 $W=50.8\text{ mm}$ 、厚さ $B=6\text{ mm}$ の CT 試験片である。試験片は、負荷方向が板幅(T)方向、き裂進展方向が圧延(L)方向の T-L 方位に採取した。熱処理後にワイヤー放電加工によって幅 1 mm の切欠きを導入し、試験片表面は #80~#2000 のエメリー紙で研磨した後にバフ研磨で鏡面仕上げとした。切欠き先端には応力拡大係数範囲 $\Delta K=13\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、応力比 $R=0.1$ 、繰返し速度 $f=20\text{ Hz}$ で約 1.5 mm の疲労予き裂を導入した。

2.2 実験装置および実験条件 SCC および CF 試験に用いたてこ式試験機は、油圧アクチュエータによる負荷をコンピュータ制御でき、試験片に連結したロードセルにより測定される試験力 F と試験片背面ひずみを制御に用いた⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。試験温度は室温(24°C)である。き裂長さの測定には、背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法を用いた。SCC 試験の除荷間隔は 1 ks であり、50%の部分除荷および再負荷をそれぞれ 10 s で行った。 F を一定に保ち、き裂の進展に伴って K を漸増させる K 漸増試験、およびき裂長さ増分が 0.1 mm ごとに、ASTM 規格(E647-95a)による式(1)によって K を漸減させる K 漸減試験を行った。

$$C = \frac{1}{K} \frac{dK}{da} \quad C \geq -0.08\text{ mm}^{-1} \quad (1)$$

CF 試験は応力比 $R=0.5$ 、繰返し速度 $f=0.1\text{ Hz}$ の正弦波形とし、試験力範囲 ΔF 一定の ΔK 漸増試験を行っ

Fig. 5 Cathode charging system.

Fig. 6 AE monitoring system.

た。なお、本研究の実験条件では小規模降伏条件が満足されている。

2.3 陰極電解法による水素チャージ 陰極電解法による水素チャージ方法の模式図を図5に示す。試験片両面に取り付けたテフロン製のセルに塩水を充填し、ガルバノスタットで 160 A/m^2 の一定電流を保持して水素チャージを行う。試験前に無負荷状態で 24 hr の予チャージを行い、試験中も常に水素チャージを継続させた。

2.4 AE モニタリング AE モニタリング方法の模式図を図6に示す⁽¹⁶⁾。受感部直径 4 mm の共振型小型 AE センサー (PAC 社, PICO, 0.5 MHz 共振) を6個試験片上に配置した。センサー出力はプリアンプで 40 dB 増幅させ、Alazar Tech 社製の TDS330 (測定間隔 40 ns 、測定点数 4096 points 、分解能 12 bit) によりデジタルデータとしてパーソナルコンピュータに取り込んだ。

3. 実験結果および考察

3.1 SCC 特性 SUS410 と SUS410S の水素チャージ下での時間に対するき裂進展速度 da/dt と K の関係 (SCC 特性) を図7に示す。SUS410S の場合、 K 漸増および漸減試験を用いた。 K 値が $65\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の領域において、SUS410 の da/dt は、SUS410S のそれよりも高い。このき裂進展速度の違いは、それぞれの材料の耐食性によるものと考えられる。SUS410S は SUS410 の加工性および耐食性を向上させた材料である。2.1 節の電気化学的な試験の結果からも、SUS410S の不動態皮膜のほうが鋼中への水素侵入の障壁になっていると考えられる。この点については、後述の AE 解析の結果に基づきさらに考察する。

3.2 疲労き裂進展特性 SUS410 および SUS410S の大気中および水素チャージ下での負荷繰返し数に対するき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK

Fig. 7 SCC characteristics.

Fig. 8 CF crack growth characteristics.

Fig. 9 SEM micrographs of SUS410 for SCC test.

Fig. 10 SEM micrographs of SUS410 for CF test.

Fig. 11 SEM micrographs of SUS410 for fatigue test in air.

の関係 (CF 特性) を図 8 に示す。SCC 特性との比較のため、 $R=0.5$ の疲労試験は図 7 と同程度の最大応力拡大係数 K_{max} の範囲で行った。大気中の da/dN と比較して、水素チャージ下の結果は 10 倍以上加速しているが、SCC 特性に見られた材料依存性は小さい。この試験では 0.1Hz の繰返し負荷により、両材料ともに不動態皮膜が常に破壊されているため、図 7 の SCC 特性に見られた差異が消失したと思われる。急速破壊を生じたときの K_{max} は $70 \sim 75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度であり、図 7 に示した SCC 試験の K 値よりもかなり小さい。

3・3 破面観察 巨視的および微視的な破面観察結果を図 9～図 14 に示す。図 9～図 11 は SUS410、図 12～図 14 は SUS410S の破面であり、図 9 と図 12 は SCC 試験、図 10 と図 13 は CF 試験、図 11 と図 14 は大気中疲労試験の破面である。微視的観察はすべて K または K_{max} がおよそ $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の位置における SEM 写真であり、(a) は試験片表面から約 0.5mm の部分、(b) は試験片厚さ中央部である。

巨視的観察の結果を比較すると、SCC 破面は比較的平坦であるが、CF 破面、大気中疲労破面の順に凹凸の

著しい破面となる。SCC 破面のき裂前縁の形状は、試験片表面のき裂長さよりも試験片厚さ中央部付近のき裂長さが長くなる傾向が見られた。SCC は平面応力状態よりも平面ひずみ状態で著しいことが知られている⁽¹⁷⁾。一方、CF き裂前縁は逆に試験片表面付近のき裂長さが中央部よりも長い。大気中の疲労き裂前縁には、SCC または CF のような挙動は見られなかった。なお、図 7 および図 8 の実験では、除荷弾性コンプライアンス法により、き裂前縁の形状を考慮しない平均的なき裂長さを求めている。

微視的観察の結果によると、SCC 破面は水素ぜい化割れ特有の擬へき開破面であり、大気中疲労破面にはディンプル破面が多く見られた。CF 破面では、試験片表面付近の破面は擬へき開破面であったのに対し、厚さ中央部ではディンプルを含む破面となっていた。このことから、表面のき裂先端前方の塑性域で不動態皮膜が破壊され、試験片表面からの水素の拡散が水素ぜい化割れに寄与していることが考えられる。巨視的観察結果と併せて考察すると、まず試験片表面付近から優先的に水素ぜい化割れによってき裂が進展し、残っ

Fig.12 SEM micrographs of SUS410S for SCC test.

Fig.14 SEM micrographs of SUS410S for fatigue test in air.

Fig.13 SEM micrographs of SUS410S for CF test.

た試験片厚さ中央部は見かけよりも高い K が負荷されることによって、最終的にディンプルを含む疲労破壊を起こしたと予想される。結果は省略するが、以上の傾向はすべての破面領域でみられ、各破面とも K または K_{max} の変化による顕著な差異は見られず、材料による破面様相の違いも顕著ではなかった。

3・4 AE 解析 SCC 試験および CF 試験において、割れによる AE のほかに単一ピーク周波数を持つ AE が数多く検出された。これらは水素バブルによる AE であり⁽¹⁸⁾、以下の AE 解析からはすべて除外した。大気中の疲労試験では、AE は検出されていない。

SUS410 および SUS410S の SCC 試験で検出された割れによる AE の初動部分を比較したものを図 15 (a) に示す。試験中に検出された AE のうち、初動が比較的大きいものを比較した。図中に示した AE 初動振幅 A および立下がり時間 ΔT と K との関係を図 15 (b) に示す。 A および ΔT はそれぞれき裂の生成体積および生成時間と相関がある。両材料の A および ΔT にあまり違いがなく、 K 値依存性も小さいことから、材料および K 値によらず同程度の規模の局所的なぜい性破壊が生

Fig.15 AE waveforms detected in SCC tests for SUS410 and SUS410S (a) and relationships between K and initial wave parameters, A and ΔT (b).

じているものと思われる。これらの結果は、破面観察において材料や K 値の変化によって破面に顕著な差異が見られなかったことと対応している。なお、不動態皮膜の破壊による AE は、皮膜が極めて薄く、この破壊による生成体積が小さいことから、検出されていないと考えた。

SCC 特性と CF き裂進展特性の時間に対するき裂進展速度 da/dt と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を図 16 に示す。図には単位時間あたりに計測された AE 発生数も併記している。 da/dt は CF のほうが高く、これと対応して AE 発生数も多くなっている。また、急速破壊時の CF の K_{max} 値は、SCC の K 値よりも小さい。これは繰返し負荷によりき裂先端の不動態皮膜が破壊され、水素が容易にき裂先端から侵入することで水素ぜい化割れを促進したことが原因であると考えられる。

Fig.16 Relationships between da/dt and K_{max} with AE count rate.

Fig.17 AE timing in SCC test for SUS410 (a) and SUS410S (b).

SUS410およびSUS410SのSCC試験において検出されたAEの発生タイミングを図17に示す。部分除荷、再負荷および静負荷の3つの過程を1サイクルとし、静負荷過程では1ksの静負荷時間を100sごとに分割して発生タイミングを示した。図には、図7のSUS410の K 漸増試験およびSUS410Sの K 漸減試験で得られたAEをプロットしており、SUS410は254サイクル、SUS410Sは3076サイクルでのAEが示されている。SUS410Sの場合、負荷過程から静負荷過程に移行した後200sまでにAEの発生が多く、その後少なくなる傾向が見られたが、SUS410ではその後もAE発生が継続している。き裂長さ測定のための部分除荷によりき裂先端が塑性変形することで不働態皮膜が破壊され、その間にき裂先端から侵入する水素によって水素ぜい化

Fig.18 AE timing in one cycle under CF test for SUS410 (a) and SUS410S (b).

割れが促進されることが考えられるが、図3で示したように、SUS410Sは不働態皮膜がある状態での水素の透過量がSUS410に比べて少ないことから、水素ぜい化割れが抑制され、図17(b)のようにAEの発生が減少したと思われる。両材料におけるSCCき裂進展速度の差異は、部分除荷による不働態皮膜破壊が関与しない状態で、き裂先端から鋼内に侵入する水素およびそれによる局所的なぜい性破壊の相違に起因している。

CF試験の繰返し負荷過程におけるAE発生タイミングを図18に示す。SUS410は1870回、SUS410Sは1680回のAE累積発生数を示した。両材料ともに、ほぼすべてのAEは最大試験力近傍で検出されており、繰返し負荷下では K_{max} 近傍で水素ぜい化割れが集中的に起きていると考えられる。図8に示したように、CF試験における da/dN はSUS410とSUS410Sでほぼ一致し、両材料のき裂進展抵抗はほぼ一致している。このことは、CF試験ではき裂先端および試験片表面の塑性域の不働態皮膜が破壊され、水素侵入によって、ぜい性的な破壊が発生していることを示唆している。3・3節に示したように、試験片表面近傍でぜい性的な破壊が顕著に生じることは、上記の考察を支持している。

4. 結 言

本研究では、水素チャージを施したマルテンサイト系ステンレス鋼を用いて、応力腐食割れ(SCC)および腐食疲労(CF)き裂進展特性を評価した。また、AE法、電気化学的手法および破面観察に基づき、破壊機

構を検討した。得られた結果は以下のように要約される。

- (1) SCC 特性は SUS410S のほうが SUS410 よりも低速度側となったが、CF き裂進展特性は SUS410 と SUS410S でほぼ一致した。
- (2) 大気中より水素チャージ下の疲労き裂進展速度は 10 倍程度加速されていた。
- (3) 破面観察結果から、CF き裂進展における水素ぜい化割れは試験片の表面近傍で顕著に発生していた。
- (4) SCC 特性で見られた材料依存性は、部分除荷による不働態皮膜破壊が関与しない状態での水素の侵入およびそれによる局所的なぜい化破壊に起因している。
- (5) CF 試験では、SUS410 と SUS410S のき裂進展抵抗は一致しているので、き裂先端の不働態皮膜が破壊されている。繰返し荷重下の K_{max} 近傍で水素ぜい化割れが起こる。

本研究で用いた供試材は高压ガス保安協会からご提供頂いた。また、本研究の一部は、文部科学省私立大学等経常費補助金特別補助「ハイテク・リサーチ・センタ整備事業」の援助を受けて行った。ここに謝意を表する。

文 献

- (1) Komai, K., Environment strength design for structural material, (1993), pp. 266-285, Yokendo.
- (2) Matsuyama, S., Delayed Fracture of High Strength Steels, *The Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 80, No.9 (1994), pp. 679-684.
- (3) Yonezawa, S., Yamakawa, K. and Yoshizawa, S., Relationship between Hydrogen Embrittlement Behavior and Hydrogen Content of High Strength Steel, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 32, No.361 (1983), pp. 1125-1131.
- (4) Endo, I., Komai, K. and Matsuda, Y., Influences of Stress Ratio on Cyclic Stress Corrosion Crack Growth Characteristics of a High Strength Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 47, No.415 (1981), pp. 257-263.
- (5) Endo, I., Komai, K., Fujimoto, T. and Matsuda, Y., Fatigue Crack Growth under Stress Corrosion Conditions of a High Strength Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 45 No.398(1979), pp. 1152-1159.
- (6) Murakami, Y. and Nagata, J., Influence Factors of Fatigue Design in Ultralong Life Region and Effect of Hydrogen on Fatigue Strength of High Strength Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 70, No. 696 (2004), pp. 1093-1101.
- (7) Murakami, Y. and Nagata, J., Effect of Hydrogen on High Cycle Fatigue Failure of High Strength Steel, SCM 435, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 54, No. 4 (2005), pp. 420-427.
- (8) Ikeda, H., Hydrogen Embrittlement of High Strength Martensitic Stainless Steels, *Sanyo technical report*, Vol. 9, No. 1 (2002), pp. 50-58.
- (9) Yamakawa, K., Saito, A. and Yoshizawa, S., Measurement of Hydrogen Content and its Diffusion Coefficient in 403 Stainless Steel, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 30, No. 335 (1981), pp. 767-769.
- (10) Kanezaki, T., Nagata, K., Matsunaga, H. and Murakami, Y., Effects of Hydrogen Charge on Fatigue Strength of Stainless Steels, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 72, No. 713 (2006), pp. 106-113.
- (11) Kunio, T., Nakazawa, H., Hayashi, T. and Okamura, H., *Experimental Methodology of Fracture Mechanics*, (1984), pp. 173-190, Asakura Shoten.
- (12) Nagata, J., Git Nicolas and Murakami, Y., Effect of Hydrogen Charge on Fatigue Strength of Martensitic Stainless Steel, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 54, No. 12 (2005), pp. 1217-1224.
- (13) Yonezu, A., Ogawa, T. and Takemoto, M., Evaluations of Elasto-Plastic Properties and Fracture Strength Using Indentation Technique, *Key Engineering Materials*, Vols.353-358 (2007), pp. 2223-2226.
- (14) Yoshizawa, S., Tsuruta, T. and Yamakawa, K., Development of Nickel Plating Method in Electrochemical Measurement of Hydrogen Content in steel, *Bousyokugijutsu*, Vol. 24 (1975), pp. 511-515.
- (15) Kagayama, K., Musumiya, H., Ogawa, T. and Takemoto, M., Evaluation of the Stress Corrosion Cracking Characteristics of Brass, *Journal of Material Testing Research association of Japan*, Vol. 50, No.3 (2005), pp. 140-146.
- (16) Kurose, K., Hideo, T., Ogawa, T. and Takemoto, M., Effect of Sensitization Treatment on Hydrogen Embrittlement Cracking of Duplex Stainless Steel, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 57, No. 11 (2008), pp. 1084-1090.
- (17) Komai, K., Application of Fracture Mechanics to Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue, *Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 52, No.3 (1983), pp. 262-276.
- (18) Kagayama, K., Ogawa, T., Yonezu, A., Cho, H. and Takemoto, M., AE and Corrosion Potential Fluctuation (CFP) for Environmental Assisted Fracture, *Journal of Acoustic Emission*, Vol. 24 (2006-12), pp. 127-138.