水素侵入した低合金鋼 SCM440 の破壊じん性に及ぼす 負荷速度と焼戻し温度の影響*

池宮 秀也^{*1}, 久保田 祐信^{*2,4}, 近藤 良之^{*3,4}

Effect of Loading Rate and Tempering Temperature on Fracture Toughness of Hydrogen-Charged Low Alloy Steel SCM440

Hideya IKEMIYA, Masanobu KUBOTA and Yoshiyuki KONDO^{*3}

^{*3} Kyushu University, 744 Moto-oka, Nishi-ku, Fukuoka-shi, Fukuoka, 819-0395 Japan

J - *R* curves under continuous hydrogen charge were obtained to evaluate the effect of absorbed hydrogen on fracture toughness of SCM440 low alloy steel. The effect of absorbed hydrogen, loading rate and tempering temperature were investigated. Five materials which were tempered at different temperature to change Vickers hardness were used. Continuous hydrogen charge, which isolated the crack tip from the electrolyte and kept the crack in dry condition, was conducted during the test. Material hardness and loading rate significantly affected *J* - *R* curves and J_{IC} . Low loading rate and high hardness resulted in drastically decreased J_{IC} . The materials which were tempered at 803K showed 90% reduction of J_{IC} compared with that of uncharged specimen. The significant reduction was experienced in materials with Vickers hardness higher than 310. Quasi-cleavage fracture surface was predominantly observed in the tests which resulted in low J_{IC} . It is indicated that the hardness of low alloy steel used as a structural material should be limited below 300 on the viewpoint of fracture toughness. This study showed that low loading test that lasts for eighty hours at least is necessary to assess the J_{IC} of hydrogen charged material.

Key Words : Hydrogen, Fracture Toughness, *J* Integral, Loading Rate, Tempering Temperature, Vickers Hardness, Low Alloy Steel, Dimple Fracture, Quasi-Cleavage Fracture

1. 緒 言

水素利用機器の構造部材は長時間高圧水素ガスに曝露されつづけるため、金属内に水素が侵入して強度特性が低下する可能性がある。低合金鋼は広く使われる機械構造用鋼で、水素ステーションの蓄圧器や圧縮機などの水素利用機器でも多く使用される。水素が引き起こす低合金鋼の劣化事象としては、遅れ破壊ならびに水素誘起き裂進展⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾およびそのメカニズム⁽⁵⁾⁻⁽¹¹⁾、引張試験における絞りの低下^{(12),(13)}、疲労強度の低下⁽¹⁴⁾、疲労き裂進展への影響^{(15),(16)}など、多くの論文や解説がある。著者ら⁽¹⁷⁾⁻⁽²⁰⁾も、水素環境下の低合金鋼 SCM440H において、連続水素チャージ条件下で長周期変動する応力下で疲労き裂進展試験を行うと、通常使用される温度範囲内の焼戻し材でも、時間依存型き裂進展が生じ、応力 1 サイクルのき裂進展速度が未チャージ材の試験結果に比べて 1000 倍を超えて加速されることが、ならびにこの現象は材料の硬さが支配因子であり、SCM440H の場合にはビッカース硬さが 280 未満になると加速現象が著しく軽微となることを報告した。

材料の破壊じん性特性にも当然水素の影響が存在する。本研究では、破壊じん性の観点から水素利用機器に安

* 原稿受付 2010 年 12 月 2 日

^{*1} 学生員, 九州大学大学院工学府知能機械システム専攻 (〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744)

^{*2} 正員, 九州大学大学院工学研究院 (〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744)

^{*3} 正員, フェロー, 九州大学大学院工学研究院

^{*4} (独)産業技術総合研究所

E-mail : kondo.yoshiyuki.804@m.kyushu-u.ac.jp

全に適用できる耐水素性の良い低合金鋼を探索する研究の一環として、まず現用鋼である SCM440 を取り上げ、焼入れ・焼戻し処理によって硬さを変えた素材に対して、連続的に水素をチャージしながら破壊じん性試験を行って負荷速度と材料の焼戻し温度の影響を調べ、水素に対する感受性に支配的因子となる材料の熱処理条件と、水素に対する感受性評価試験における適切な負荷速度に対して指針を得る目的で検討した結果について報告する。

2. 実験方法

2・1 供試材

供試材として低合金鋼 SCM440 鋼を使用した。表 1 に供試材の化学成分を示す。熱処理条件は焼入れ温度 1133K で共通とし、焼戻し温度を 803K、843K、873K、903K、923K とした 5 種類を使用した。焼戻し温度 923K

Table 1 Chemical composition of test materials (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
0.40	0.23	0.65	0.008	0.003	0.02	0.95	0.17	0.02

Table 2 Mechanical properties of test materials

Tempering Temp.(K)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	$\delta(\%)$	$\varphi(\%)$	HV1
803	996	1117	20.0	61.4	348
843	879	1009	22.1	63.9	334
873	829	968	22.1	61.6	314
903	830	924	25.0	66.2	298
923	758	857	27.8	68.9	280

(a) Tempered at 803K (b) Tempered at 843K (c) Tempered at 873K
(d) Tempered at 903K (e) Tempered at 923K

Fig.1 Microstructure of test materials

は SCM440 の通常仕様範囲外の温度であるが、材料硬さの影響を広範囲に調べるために採用した。材料の機械的性質を表 2 に示す。焼戻し温度が高いほど、0.2% 耐力および引張強さ、ピッカース硬さは低下している。図 1 に光学顕微鏡による金属組織の観察結果を示す。組織は焼戻しマルテンサイト組織である。

2・2 試験片

試験片形状を図 2 に示す。W=30mm の CT 試験片を用いた。長さ 12 mm のスリットを厚さ 0.5 mm のダイヤモンドカッターで加工し、その先端から長さ 5 mm の疲労予き裂を導入し、合計 17 mm の疲労予き裂とした。試験片にはき裂前縁のトンネリングを防止するために、両側面に深さ 1 mm で先端半径 0.3 mm のサイドグループを加工した。予備試験として、サイドグループ無しの試験片とサイドグループ付き試験片で破壊じん性試験を行った際のき裂形状の違いを図 3 に示す。サイドグループ無しの試験片ではき裂前縁が中央部で顕著に成長しているのに対し、サイドグループ付き試験片では表面近傍でき裂が若干先行しているものの、き裂はほぼ前縁に平行に進展している。サイドグループ付与によりほぼ平面ひずみ条件下の破壊じん性試験が実施できていることを確かめた。サイドグループ付き試験片の等価板厚 B_e は、全板厚を B 、サイドグループ底板厚を B_N とし、 $B_e = (B \times B_N)^{1/2}$ として評価した⁽²¹⁾。

Fig.2 CT specimen with sidegroove

Fig.3 Fracture surface

2・3 破壊じん性試験

CT 試験片による破壊じん性試験を行うために、図 4 に示す試験装置を試作した。ステッピングモータの回転をボールねじで引張荷重に変換する形式である。負荷の速度はコンピュータ制御によりステッピングモータへのパルス速度を制御することにより、任意の値に設定することができる。本報では負荷の速度をクロスヘッド変位の速度で表現することとし、未チャージ材の場合は、クロスヘッドスピード $v = 5 \text{ mm/h}$ (試験時間が最短の試験条件であり、総負荷時間は約 20 min に相当する) の試験とし、水素チャージ材の場合は負荷条件を遅い負荷速度の領域を主体として 5 種類のクロスヘッド速度 $v = 5, 0.18, 0.09, 0.045, 0.023, 0.011 \text{ mm/h}$ で試験を行った。総負荷時間はそれぞれ 20 min, 10 h, 20 h, 40 h, 80 h, 160 h に相当する。

Fig.4 Test machine

荷重線上開口変位は図5に示すクリップゲージを用いて測定した．クリップゲージの取付け方法を図6に示す．クリップゲージ取付け部先端はナイフエッジとし，クリップゲージを試験片に接触させるための溝を加工した厚さ1mmの部品を試験片に接着し，溝部分にクリップゲージのナイフエッジを押当てる形式とした．

破壊じん性試験はASTM E1820-08aに基づいて行った⁽²¹⁾．き裂長さは部分除荷によるコンプライアンス法で測定した．き裂長さの測定をコンプライアンス法で行う場合，通常は開口変位測定用のクリップゲージ出力を利用して行われる．しかし，接触タイプの取付けのクリップゲージの場合は，き裂開口変位の計測には十分な測定精度を有するが，き裂長さ計測の点では必ずしも十分な精度が出ない．そこで本研究では出来るだけ測定精度を追求した結果として，試験片背面に貼りつけたひずみゲージを使用した除荷弾性コンプライアンス法⁽²²⁾によってき裂長さ計測を行うこととした．き裂開口変位計測とき裂長さ計測の役割を分離したもので，この方法によって安定なき裂長さ測定が可能となった．き裂長さとコンプライアンスの校正曲線は有限要素法で求め，試験終了後に破面を解放してき裂長さを実測し，精度を確認した．試験は荷重が最大値に到達後，さらに1回の部分除荷を行った後で終了した．

Fig.5 Clip gage

Fig.6 Installation of clip gage to the CT specimen

2・4 連続水素チャージ

低合金鋼のようなBCC構造の鋼は材料中の水素の拡散係数が大きいために⁽²³⁾，水素チャージした材料を室温大気中に放置すると10h程度で大半の水素が放散して，材料中の水素濃度が低下してしまう．本研究では負荷速度の違いによる水素の影響を調べるため，一番遅い負荷速度の試験の総時間は160hに及ぶ．そのため材料

の水素濃度を低下させないように、試験中にも連続的に水素を供給することが望ましい。しかし試験片を電解質溶液に直接浸漬する通常の陰分極法では、き裂内に電解質溶液が侵入して腐食を生じ、侵入水素のみの影響を調べることが困難となる。そこで本研究では、き裂を電解質溶液に接触させないようにしつつ、かつ連続的に水素チャージする方法を用いた⁽¹⁸⁾。

連続水素チャージ法を図7に示す。き裂面への電解液の侵入を防止するために、予き裂先端から3mmまでのき裂側面およびひずみゲージを貼付けてある背面はゴム系の耐水性シール材で保護したCT試験片を陰極、白金板を陽極として、ガルバノスタットにより一定の電流値で、希硫酸中で試験片を陰分極することにより水素チャージを行った。保護されていない試験片表面で発生した水素は材料中を濃度拡散し、き裂部分に到達する。このような方法により、チャージ部分から10mm以内であれば未チャージ材に比べて水素の影響下での試験が可能であることを確認している⁽²⁰⁾。き裂部の水素濃度を高くするためにチャージ部とき裂部の距離をなるべく近づけることが望ましく、本研究ではチャージ部分からき裂部までの距離を3mmとした。陰分極の条件はpH=2.0の希硫酸中で、電流密度 98.3A/m^2 、温度は室温とした。予き裂を導入した試験片にこの方法で試験に先立ち24hの予チャージを行ったあと、連続水素チャージしながら破壊じん性試験を行った。BCC系材料では24h程度水素チャージを行えば、板厚8mm程度の試験片では材料内部までほぼ均一な水素の濃度分布が達成され、無負荷状態でき裂先端近傍では約0.3ppmの平均拡散性水素濃度になっていることを、き裂先端から切出したチップの昇温脱離分析により予め確かめて、選定したものである。

Fig.7 Continuous hydrogen charge method

3. 実験結果

3・1 破壊じん性値 J_{IC} に及ぼす負荷速度および焼戻し温度の影響

図8に803K焼戻し材について、荷重とクリップゲージの開口変位(COD)を記録した荷重-COD曲線を示す。未チャージ材と水素チャージ材のクロスヘッド速度 $v=5.0\text{mm/h}$ のものを比較すると、最大荷重に大きな違いは見られない。しかし、連続水素チャージ条件下で負荷速度を低下させていくと、き裂の進展が生じるために荷重最大値は低下した。図9に803K焼戻し材の $J-R$ カーブを示す。連続水素チャージ条件下で負荷速度を減少させると $J-R$ カーブは段階的に低下していき、それに伴い最大荷重到達時のき裂進展量も大きくなっていった。試験を行った全ての材料において、き裂は安定成長し、不安定な急速破壊を生じたものはなかった。

図10～図17にその他の焼戻し材の荷重-COD曲線および $J-R$ カーブを示す。いずれの材料の場合も未チャージ材と水素チャージ材について同じ $v=5.0\text{mm/h}$ の試験の $J-R$ カーブを比較すると、水素チャージにより $J-R$ カーブが低下していることがわかる。また、連続水素チャージ条件下で負荷速度を低下させるほど試験時の最大荷重は低下し、 $J-R$ カーブも低下した。しかし、負荷速度を低下させることにより $J-R$ カーブに顕著な低下が認められたのは803K、843K、および873K焼戻し材であり、903K以上の温度で焼戻した材料では $J-R$ カーブに大きな違いは見られない。

Fig.8 Load-COD curves (Tempered at 803K)

Fig.9 $J - R$ curves (Tempered at 803K)

Fig.10 Load-COD curves (Tempered at 843K)

Fig.11 $J - R$ curves (Tempered at 843K)

Fig.12 Load-COD curves (Tempered at 873K)

Fig.13 $J - R$ curves (Tempered at 873K)

Fig.14 Load-COD curves (Tempered at 903K)

Fig.15 J - R curves (Tempered at 903K)

Fig.16 Load-COD curves (Tempered at 923K)

Fig.17 J - R curves (Tempered at 923K)

次に破壊じん性値 J_{IC} を求めた。 J_{IC} は ASTM E1820-08a に従って次のように求めた⁽²¹⁾ 図18に示すように、まず $J-R$ カーブをべき乗の曲線で近似する。その後、鈍化直線の 0.2mm オフセット線を引き、 $J-R$ カーブとオフセット線の交点を J_{IC} とする方法である。

Fig.18 Method of J_{IC} determination⁽²¹⁾

図 19 に試験した全ての材料の J_{IC} の値を、クロスヘッド速度 v に対して整理した結果を示す。いずれの材料でも、水素チャージによって J_{IC} は低下し、負荷速度が小さいほど低下量が大きくなるが、やがて低下は飽和する傾向が見られた。また、焼戻し温度が低く、硬さが高い材料ほど低い J_{IC} となることが示されている。この結果を負荷時間に対して再整理したものを図 20 に示す。総負荷時間が 80 h を超えてはじめて、低下が飽和する傾向を示したことから、低合金鋼の破壊じん性に及ぼす水素の影響を評価する試験では、少なくとも総負荷時間が 80 h 程度の低速負荷の試験が必要であることが示唆されている。

Fig.19 Relationship between J_{IC} and cross head speed

Fig.20 Relationship between J_{IC} and loading time

3・2 材料硬さによる破壊じん性値 J_{IC} のまとめ

図 21 に J_{IC} に及ぼすビッカース硬さと水素チャージの影響をまとめたものを示す．黒丸印で示す短時間試験においても，白丸印の未チャージ材に比べて若干低下が生じ，水素の影響が存在することがいずれの焼戻し材においても共通的に認められる．しかし，黒四角印の極低負荷速度の試験では，さらに J_{IC} が低下する傾向が認められるが，特にビッカース硬さが 300 程度を境として顕著な変化がみられ，ビッカース硬さが 310 以上の材料では J_{IC} の値は未チャージ材に比べて 10% 程度にまで低下することが明らかになった．このように，水素による破壊じん性値の急激な低下には材料の硬さが支配的な因子であることが示されている．

Fig.21 Relationship between J_{IC} and HV

3・3 破面観察結果

図 22～26 にそれぞれの焼戻し温度の試験片の破面の SEM 写真を示す．観察点は予き裂先端から 0.2 mm き裂進展した箇所である．それぞれの図の(a)は未チャージ材の最短試験時間の条件である $v = 5.0$ mm/h の条件の破面，(b)は水素チャージ材の $v = 5.0$ mm/h の破面であり，ディンプルを主体とした破面であった．焼戻し温度が高い低強度の材料ほど大きな 1 次ディンプルが観察された．(c)は水素チャージ材の最長試験時間である $v = 0.011$ mm/h の破面であり，四角の破線で囲った焼戻し温度が 873K 以下の条件においては擬へき開^{(1),(6),(18),(20),(24)}を主体とする破面であった．

擬へき開破面が多く観察された試験片は，図 19 において J_{IC} が大きく低下した試験片と良く対応している．鉄鋼材料の水素脆化破面には材料種類，硬さや応力レベルに依存して，粒界，へき開，ディンプル等が観察されることが知られているが^{(1),(6),(24)}，本研究の硬さ範囲では J_{IC} の急激な低下の主要因は擬へき開の出現と対応していた．なお，焼戻し温度が 903K，923K の材料は低速負荷の場合にも擬へき開破面は観察されず，ディンプル破面が主体であった．ただし，未チャージ材で観察されるような大きな 1 次ディンプルは少なく，ディンプルが微細化する傾向が見られた．以上のように，ディンプル破面の場合にも J_{IC} の低下には負荷速度依存性が存在するとともに，破面が擬へき開になる条件ではさらに顕著な負荷速度依存性を示すことが明らかになった．

(a) Uncharged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (b) H-charged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (c) H-charged, $v = 0.011 \text{ mm/h}$

Fig.22 Fracture surface (Temperd at 803K, HV1=348)

(a) Uncharged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (b) H-charged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (c) H-charged, $v = 0.011 \text{ mm/h}$

Fig.23 Fracture surface (Temperd at 843K, HV1=334)

(a) Uncharged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (b) H-charged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (c) H-charged, $v = 0.011 \text{ mm/h}$

Fig.24 Fracture surface (Temperd at 873K, HV1=314)

(a) Uncharged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (b) H-charged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$ (c) H-charged, $v = 0.011 \text{ mm/h}$

Fig.25 Fracture surface (Temperd at 903K, HV1=298)

(a) Uncharged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$
 $20 \mu\text{m}$ (b) H-charged, $v = 5.0 \text{ mm/h}$
 $10 \mu\text{m}$ (c) H-charged, $v = 0.011 \text{ mm/h}$
 $10 \mu\text{m}$

Fig.26 Fracture surface (Temperd at 923K, HV1=280)

4. 結 言

焼戻し温度を変えることにより材料の硬さを変えた 5 種類の低合金鋼 SCM440 について、連続水素チャージ条件下で負荷速度を変えて破壊じん性試験を行った。その結果得られた結論は以下のとおりである。

- (1) 低合金鋼の破壊じん性値は材料内に侵入した水素の影響を受け、未チャージ材に比べて $J-R$ カーブおよび J_{IC} が低下した。試験した全ての材料においてき裂は安定成長し、不安定急速破壊したものは無かった。負荷速度を遅くすると、 $J-R$ カーブおよび J_{IC} の低下が顕著に表れ、試験時間が 80 h を超えると J_{IC} の低下が飽和する傾向を示した。このことより、低合金鋼の破壊じん性に及ぼす水素の影響を評価する試験では、少なくとも総負荷時間が 80 h 程度以上の低速負荷の試験が必要である。
- (2) 安定き裂進展域の破面を SEM 観察したところ、未チャージ材および水素環境下の比較的短時間負荷 ($v = 5.0 \text{ mm/h}$) で高い J_{IC} となった試験片では、ディンプルを主体とした破面であり、焼戻し温度が高い低強度の材料ほど大きな 1 次ディンプルが観察された。一方、水素チャージ下の低負荷速度試験で、 J_{IC} が大きく低下した試験片では擬へき開を主体とした破面であった。このことより、材料内に侵入した水素による SCM440 の破壊じん性値の顕著な低下は、擬へき開の発生が主要因である。
- (3) SCM440 の破壊じん性値 J_{IC} は、ビッカース硬さが 310 以上では顕著に水素の影響を受けて低下したが、300 未満ではその影響は軽微であった。水素利用機器ではこれ以下の硬さの材料を使用することが望ましい。

謝 辞

本研究は NEDO 技術開発機構の水素先端科学基礎研究事業の一環として行った。

文 献

- (1) Gangloff, R.P. and Wei, R.P., "Gaseous Hydrogen Embrittlement of High Strength Steels", *Metallurgical Transactions A*, 8A(1977), pp.1043-1053.
- (2) Gangloff, R.P. and Wei, R.P., "Fractographic Analysis of Gaseous Hydrogen Induced Cracking in 18Ni Maraging Steel", *ASTM STP 645* (1978), pp.87-106.
- (3) Gao, M., Lu, M. and Wei, R.P., "Crack Paths and Hydrogen-Assisted Crack Growth Response in AISI 4340 Steel", *Metallurgical Transactions A*, 15A(1984), pp.735-746.
- (4) 松山晋作, "遅れ破壊", 日刊工業新聞社, (1989).
- (5) Oriani, R.A. and Josephic, P.H., "Equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels", *Metallurgical transactions*, Vol.3(1972), pp.437-451.
- (6) Beachem, C.D., "A New Model for Hydrogen-assisted Cracking (Hydrogen Embrittlement)", *Metallurgical Transactions*, Vol.3(1972), pp.437-451.
- (7) Birnbaum, H.K. and Sofronis P., "Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen related fracture", *Material Sciences and Engineering*, Vol.A176(1994), pp.191-202.
- (8) Lynch, S.P., "Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process", *Acta Metallurgica*, Vol.36(1988), pp.2639-2661.
- (9) 寺崎富久長, 高野則之, "鉄合金および低合金鋼の水素脆化機構", まてりあ, Vol.33, No.7(1994), pp.922-931.
- (10) 南雲道彦, "鉄の水素脆化説明の進展", ふえらむ, Vol.8, No.11(2003), pp.800-806.
- (11) Wei, R.P., *FRACTURE MECHANICS: Integration of Mechanics, Materials Science, and Chemistry* (2010), p.133, Cambridge University Press.
- (12) 今出政明, 福山誠司, 張林, 文矛, 横川清志, "SCM440 鋼の室温水素雰囲気下における水素脆化", 日本金属学会誌, Vol.69, No.2 (2005), pp.190-193.
- (13) 松岡三郎, 本間紳浩, 田中裕之, 福島良博, 村上敬宜, "900MPa 級低合金鋼 SCM435 の引張特性に及ぼす水素の影響", 日本金属学会誌, Vol. 70, No. 12(2006), pp.1002-1011.

- (14) 田中裕之, 本間紳浩, 松岡三郎, 村上敬宜, “水素ステーション蓄圧器用 SCM435 鋼の疲労特性に及ぼす水素と繰返し速度の影響”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 73, No. 736(2007), pp.1358-1365.
 - (15) 吉岡純夫, 出水通之輔, 熊沢道夫, 土方明躬, “Ni-Mo-V 鋼の疲労き裂進展速度に及ぼす水素雰囲気の影響”, 材料, Vol.29, No.321(1980), pp.429-435.
 - (16) Suresh, S. and Ritchie, R.O., “On the influence of environment on the load ratio dependence of fatigue thresholds in pressure vessel steel”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.18, No.4(1983), pp.785-800.
 - (17) 近藤良之, 久保田祐信, 志々目佳子, 山口純一郎, “微小疲労き裂の下限界近傍進展特性に及ぼす侵入水素の影響 (低合金鋼, 炭素鋼, 析出強化型耐熱鋼 A286 についての検討)”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.74, No.746(2008), pp.1366-1372.
 - (18) 近藤良之, 久保田祐信, 嶋田勝也, “低合金鋼 SCM440H の長周期変動および静応力下の水素に助長されたき裂進展挙動”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 75, No. 754(2009), pp. 752-754.
 - (19) 近藤良之, 久保田祐信, 溝部浩志郎, “低合金鋼の水素誘起き裂進展加速とき裂の開閉状態について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 76, No. 765(2010), pp.594-601.
 - (20) 近藤良之, 久保田祐信, 溝部浩志郎, “低合金鋼 SCM440H の長周期変動応力下の水素誘起き裂進展加速に及ぼす水素濃度, 板厚, 周波数および温度の影響”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 76, No. 769(2010), pp.1204-1213.
 - (21) *Annual Book of ASTM Standards, Sec.3, E1820-08a, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness* (2009), pp.1058-1105, ASTM International.
 - (22) 菊川真, 城野政弘, 田中健一, 高谷勝, “除荷弾性コンプライアンス法による低進展速度領域における疲労き裂進展速度とき裂開閉挙動の測定”, 材料, Vol. 25, No. 276(1976), pp.899-903.
 - (23) 下村順一, 今中拓一, “7/4Cr-1Mo 鋼の水素拡散係数と析出物の関係”, 鐵と鋼, Vol. 69, No. 13(1983), S1430.
 - (24) 石川 学, 山田邦博, “水素脆化割れ過程中的擬へき開および粒界割れの役割”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 59, No.563(1993), pp.1631-1635.
-