SUS304 および SUS316L における微小穴からの 極低速度疲労き裂伝ばに及ぼす低圧水素ガスの影響*

尾 田 安 司^{*1}, 松 野 浩 之^{*2}
西 川 嗣 彬^{*2}, 野 口 博 司^{*3}

Low Pressure Hydrogen Gas Effect on Extremely Low Fatigue Crack Growth from Small Blind Holes of SUS304 and SUS316L

Yasuji ODA^{*4}, Hiroyuki MATSUNO,
Hide-aki NISHIKAWA and Hiroshi NOGUCHI

^{*4} Faculty of Engineering, Kyushu University,
744 Moto-oka, Nishi-ku, Fukuoka-shi, Fukuoka, 819-0395 Japan

In order to investigate the hydrogen gas effect on the fatigue limits of austenitic stainless steel SUS304 and SUS316L with small twin blind holes, metal fatigue tests are carried out in a low pressure hydrogen gas, in air and inert gases; argon or nitrogen. The fatigue limit of SUS304 is defined as the crack propagation limit not only in air but also in hydrogen and in nitrogen. And the fatigue limit of SUS304 in hydrogen gas is slightly higher than in air. The extremely low Fatigue Crack Growth Rates (FCGR) of not only SUS304 and but also SUS316L in hydrogen gas is lower than that in argon gas in the region of FCGR lower than 10^{-9} m/cycle. This seems to be due to plasticity-induced crack closure and supports higher fatigue limit in hydrogen.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Hydrogen Embrittlement, Fatigue Limit, Non-Propagating Crack, Austenitic Stainless Steel

1. 結 言

水素利用機械において水素と接触する部材には、ステンレス鋼の使用が見込まれている。しかしながら、耐水素性に優れているといわれているオーステナイト系ステンレス鋼においても水素環境下での脆化が報告されている⁽¹⁾⁻⁽¹⁴⁾。ところで 10~15 年の長期使用を考慮すると、使用材料には疲労限度設計されるものがあると推察される。

そこで、準安定化オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 および安定化オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L を対象に、大気、水素、窒素およびアルゴンガス中で疲労試験を行い、疲労き裂の停留および極低速度疲労き裂伝ばに及ぼす水素ガス雰囲気の影響について調べる。

低圧水素ガスが疲労き裂伝ば速度に与える影響については、Cr-Mo 鋼の CT 試験片を用いた研究があり、 ΔK_{th} 近傍では、水素ガスとアルゴンガスは同じ効果を示し、酸化物誘起き裂開口現象がなくなることにより、 ΔK_{th} が減少することが報告されている^{(15),(16)}。一方、 ΔK_{th} は水素ガス中では増加するという報告 (Ni-Cr-Mo 鋼 CT 試験片)⁽¹⁷⁾もある。

このような食違いを理解するための、材料の違い、水素の作用などのみでなく、新たに CT 試験片における長いき裂と微小き裂の違い⁽¹⁸⁾⁻⁽²⁵⁾も考える必要がある。工学的には微小き裂の停留挙動は重要である。したがって、それに及ぼす水素ガスの影響の検討は重要である。

著者らは、低サイクル疲労領域における微小き裂の伝ば挙動に及ぼす水素ガスの影響を、圧力チャンバーのガラス窓を通したその場観察に基づいて調べた。その結果、水素によって疲労き裂伝ばは加速するが、すべり面分離メカニズムを保持したままであり、加速の原因はき裂先端への変形の集中であることを明らか

* 原稿受付 2009 年 4 月 3 日。

^{*1} 正員, 九州大学大学院工学研究院 (〒819-0395 福岡市西区元岡 744)。

^{*2} 九州大学大学院工学部。

^{*3} 正員, フェロー, 九州大学大学院工学研究院。

E-mail: oda@mech.kyushu-u.ac.jp

にした^{(11)~(14)}。そこで、本研究においては、微小穴材の疲労き裂の停留挙動を理解するために、疲労き裂の微視的挙動のその場観察を通じて、微小穴からのき裂停留挙動および極低速度疲労き裂伝ば挙動に及ぼす低圧水素ガスの影響を検討する。

2. 実験方法

2・1 材料および試験片 供試材は、溶体化処理を施したオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 および SUS316L である。図 1 に試験片形状を、表 1 に化学成分を、表 2 に機械的性質を示す。試験片は、表面をエメリー紙 #2000 まで研磨し、試験片中央部に直径 50 μm 、深さ 110 μm の人工微小穴を二つ導入した。ただし、一部に直径 200 μm 、深さ 200 μm の穴を一個あけたものも用いた。

機械加工および微小穴導入の影響を除去するために、再度、真空中で溶体化処理を施した。その後、観察を容易にするために試験片表面に電解研磨を施したものと、さらに 0.05 μm のアルミナを用いてバフ研磨を施したものを用意した。試験片は、疲労試験前に各試験片内の水素量をそろえるために、真空中において 373K、1 時間のペーキング処理を施した。

2・2 試験装置 本研究では水素雰囲気中で疲労試験を行える自作の試験装置^{(11)~(14)}を用いた。試験装置は平面曲げ疲労試験機、雰囲気用のチャンバーおよび観察用の走査型レーザ顕微鏡から成る。雰囲気はチャンバー内に市販のガスを封入して作製する。最大圧力は

0.18 MPa (絶対圧)、試験温度は室温~410 K が可能である。試験片の観察は、レーザ顕微鏡を用いてチャンバーに設けたガラス窓を通し、ガスを封入したまま行うことができる。レーザ顕微鏡の最大倍率は約 3,500 倍である。

2・3 疲労試験方法 疲労試験は、完全両振り平面曲げの変位制御で行った。負荷条件の設定は試験片裏面に貼付したひずみゲージから得られる全ひずみ幅 $\Delta\epsilon$ を用いた。繰返し速度は、発熱の影響を考慮して 10 Hz とした。試験環境は、大気中および 0.18 MPa の水素ガス環境を用いた。また、大気中の酸素や水分の影響を除くために水素ガスと同圧力のアルゴンガス、窒素ガスを用いた。試験温度は、全ての環境において 313 K とした。

3. 実験結果および考察

3・1 SUS304 微小穴材の S-N 曲線 図 2 に、SUS304 鋼微小穴材の $\Delta\epsilon$ - N_f データを示す。SUS304 鋼の、大気中、水素ガス中におけるそれぞれの疲労限度は (疲労限度は 10^7 回時間強度とする)、 $\Delta\epsilon=0.23\%$ ($\sigma_a=209$ MPa 相当)、 $\Delta\epsilon=0.24\%$ ($\sigma_a=219$ MPa 相当、大気中ではこの条件で破断している) である。疲労限度が低下することではなく、むしろ大気中に比べ水素ガス中では、疲労限度が上昇した。応力の値は、測定した曲げモーメントを試験片の断面係数で除して算出した公称値である。図 3 に大気中、水素ガス中および窒素ガス中における停留き裂全体の様子を示す。図 4 にそれぞれのき裂の伝ば・停留挙動を両対数で表したものを示す。大気中、水素ガスおよび窒素ガス中の三環境とも疲労き裂は進展が認められなくなった。疲労試験中、曲げモーメントが低下することではなく、三環境とも疲労き裂は停留したと考えられる。繰返し数が 10^7 回に満たないものもあるが、高倍でのき裂進展の停止確認のみならず、すべり帯が発達しないことも確認しており、このとき、き裂は停留したと言える。したがって、これらの環境における SUS 304 鋼微小穴材の疲労限度は、疲労き裂の停留限界により定義されており、それは大気中、窒素ガス中に比べ水素ガス中のほうが高いことが分かる。本材料の疲労き裂発生時期は、大気中に比べ水素ガス中では遅くなる (図 4、文献(12))。疲労き裂発生限界が高くなれば、通常、き裂は停留しにくくなる。そのようなき裂でも水素に停留促進因子としての能力があれば、き裂は停留し、疲労限度が高くなることになると考えられる。

3・2 極低速度域の疲労き裂伝ば挙動に基づくき裂停留の検討 3・1 節で得られた水素ガス中の

Enlargement of small blind holes

Fig. 1 Specimen configuration (in mm)

Table 1 Chemical composition (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
type 304	0.046	0.49	0.84	0.020	0.005	8.70	18.42	0.09
type 316L	0.016	0.71	1.67	0.035	0.002	12.2	17.30	2.14

Table 2 Mechanical properties

	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	σ_B [MPa]	ψ [%]	
type 304	263	646	54	$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress
type 316L	263	567	56	σ_B : Tensile strength
				ψ : Reduction of area

疲労限度が大気中の疲労限度より高いという傾向に合理性があるかどうかについて検討する必要がある。疲労き裂の停留には、き裂閉口が関与することから、き裂閉口挙動に注目する。一般に疲労き裂の閉口因子としては、切欠き形状因子のほかに、塑性誘起き裂閉口、酸化物誘起き裂閉口、変態誘起き裂閉口、粗さ誘起き裂閉口などが挙げられる。

ここでは、これらのき裂閉口因子を念頭に置き、き

Fig. 2 Relationship between total strain range and number of cycles to failure (small-drilled SUS304)

Fig. 3 Non-propagating micro-crack of small-drilled SUS304 at $\Delta\epsilon_i=0.23\%$

Fig. 4 Crack arresting behavior of SUS304 at $\Delta\epsilon_i=0.23\%$

裂の停留限界に基づく疲労限度 (σ_w) の近傍での疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水素ガスの影響について調べ、疲労き裂の停留挙動を検討する。

図5にSUS304鋼における疲労き裂伝ば曲線を示す。図5(a)は、 $\Delta\epsilon_i=0.55\%$ 、図5(b)は、 $\Delta\epsilon_i=0.28\%$ での疲労き裂伝ば曲線である。疲労き裂が微小穴の大部分を覆ったと考えられるき裂長さ (図7参照) 以上のデータを示している。

(a) $\Delta\epsilon_i=0.55\%$

(b) $\Delta\epsilon_i=0.28\%$

Fig. 5 Relationship between crack length ($2a$) and number of cycles (SUS304)

Fig. 6 Relationship between FCGR and crack length (SUS304, $\Delta\epsilon_i=0.28\%$)

(a)では穴径が他と異なり 0.2 mm であるので 0.4 mm 以上, (b)は 0.2 mm 以上である。

注目すべきは, 伝ば曲線の上下関係 (低速度側か高速側かの意味) であり, 特なき裂停留挙動に関与するき裂長さが短い領域に注目する。

$\Delta\epsilon=0.55\%$ においては, 水素ガス, 大気中, 窒素ガス中の順番であり, 水素中が最も高速度側に位置する。一方, 疲労限度 $\Delta\epsilon=0.24\%$ に近い $\Delta\epsilon=0.28\%$ においては, 大気中, アルゴンガス中, 水素ガス中の順となっており, 水素ガス中の方が最も低速度側に位置する。特に, き裂長さが 400 μm 強までは成長が緩やかで, その後急速に成長し, 大気中やアルゴンガス中のき裂伝ば曲線の勾配に近付いている。

図 6 に図 5 (b) SUS304 鋼の $\Delta\epsilon=0.28\%$ (疲労限度 $\Delta\epsilon=0.24\%$ に近い) の疲労き裂伝ば曲線から求めた疲労き裂伝ば速度を示す。 10^{-9} m/cycle 以下の速度域において伝ば速度は, 大気中, アルゴンガス中, 水素ガス中の順に遅くなっている (図 6 の右端以降の特性は, 試験片寸法が小さいため, 一本の試験片では実現できないが, da/dN が 10^{-8} - 10^{-7} m/cycle 間になると, 水素ガス中が最も速くなると考えられる⁽¹¹⁾)。このことが, 図 2 において, 水素ガス中の疲労限度が, 大気中のそれより高いことの背景になっていると考えられる。アルゴン中と水素ガス中では, 大気中と異なり, 酸素や水蒸気の影響はほとんどなく, き裂の形状も似ていることから, 塑性誘起き裂閉口や加工誘起マルテンサイト変態によるものがき裂閉口の候補として残る。

図 7 に図 5(b) $\Delta\epsilon=0.28\%$ に用いた試験片の破面を示す。(a)が大気中, (b)がアルゴンガス中, (c)が水素ガス中のものである。き裂は, 表面での長さが約 250 μm を超えたあたりで, 穴を覆い半だ円き裂になったと思われる。したがって, それ以降の水素ガス中の疲労き裂伝ば速度が他の環境より遅くなる現象 (図 5(b), 図 6) に対しては, 環境がき裂形状に及ぼす影響以外の因子が関係している。

次に図 6 の傾向を示すのに加工誘起マルテンサイト変態が必須であるのかを調べるために, 加工誘起マルテンサイト変態をほとんど起こさないといわれる SUS316L を用いて同様な試験を行った。

図 8 に SUS316L 鋼における疲労き裂伝ば曲線を示す。(a), (b), (c), (d)は, それぞれ, $\Delta\epsilon=0.60\%$, 0.38% , 0.30% , 0.28% におけるものである。疲労き裂が微小穴を大部分を覆ったと考えられるき裂長さが 0.2 mm 以上のデータを示している。図 6 の場合と同様に, 疲労き裂伝ば曲線が, 高速側にあるか低速側にあるかに注目する。特なき裂長さが短い領域について注目する。

大気中と窒素ガス中のき裂伝ば曲線を比較するとその関係は変わらず常に, 大気中が高速側である ((d) では, 大気中試験は行っていない)。水素ガス中のき裂伝ば曲線に注目すると, $\Delta\epsilon=0.60\%$ から 0.28% までに, 高速側から低速側へ変化していくのが分かる。

$\Delta\epsilon=0.28\%$ においては, 水素ガス中の方が窒素ガス中より低速度側に位置している。ところで, $\Delta\epsilon=0.28\%$ と $\Delta\epsilon=0.30\%$ の場合を比較してみると, 後者の方が水素

(a) In air

(b) In argon

(c) In hydrogen

Fig. 7 SEM image of fracture surfaces (SUS304, $\Delta\epsilon=0.28\%$)

Fig. 8 Relation between crack length ($2a$) and number of cycles ($N-N_{2a=0.2\text{ mm}}$) (SUS316L)

の減速傾向がつかよくなっているが、理由については不明である。

図 9 に SUS316L 鋼の、 $\Delta K_I=0.28\%$ (SUS304 において疲労限度近傍の疲労き裂伝ば挙動を調べるために採用した ΔK_I に等しい) における疲労き裂伝ば速度を示す。 10^9 m/cycle 以下の速度域における水素ガス中の伝ば速度は、窒素ガス中のそれに比べわずかなが低い。程度こそ小さいものの、SUS304 鋼と同様の傾向を示している。このことから、疲労き裂伝ば速度の極低速度域において水素ガス中の減速にマルテンサイト変態は必ずしも必要ないと考えられる。水素は直接的には、き裂先端のすべり挙動に影響し、疲労き裂伝ば速度を加速する作用を持っている⁽¹¹⁾。水素がき裂先端のすべり挙動に影響するとすれば、間接的には、すべりの履歴に起因する塑性誘起き裂開口現象が変化し、疲労き裂伝ば速度を減速または加速する作用を持つ可能性がある。本実験の極低速度領域では、結果として水素ガス中のき裂伝ば速度に減速傾向が現れたものと推察される。

3.3 き裂開閉口挙動に関する検討 材料強度学においては、疲労き裂伝ば速度に関する特性を、「1. き裂閉口現象に基づく有効応力拡大係数幅: ΔK_{eff} ⁽²⁶⁾」、「2. ΔK_{eff} による繰返し変形」及び「3. 繰返し変形に基づく疲労き裂伝ば」の構成で評価するという工学的手法を採用している。このことにより、応力比の影響、材料間の比較、微小き裂の特異挙動、過大応力効果などは 1 の効果で評価、疲労限度の停留現象や S-N 曲線における明瞭な折れ点など⁽²⁷⁾は 2 の効果で評価、真空中での低速度^{(28),(29)}などは 3 の効果で評価することが可能となる。一方、大規模降伏条件では、相似則に基づき開口比はほぼ一定であり 1 の効果は特異な挙

Fig. 9 Relation between FCGR and crack length (SUS316L, $\Delta K_I=0.28\%$)

(a) Example of air results

(b) Example of hydrogen results

Fig. 10 SLM direct observation of crack opening behavior at low FCGR (SUS304)

(a) Example of nitrogen results

(b) Example of hydrogen results

Fig. 11 SLM direct observation of crack opening behavior at low FCGR (SUS316L)

(a) Crack length $l=2000\mu\text{m}$ (b) Crack length $l=300\mu\text{m}$ Fig. 12 Relationship between (ΔCOD) and distance from crack tip (SUS304, $\Delta\epsilon_f=0.28\%$)

動を示さない。さらに、水素ガス環境下においては、水素の影響により高速度域の疲労き裂伝ば速度は増大するが、それは、き裂先端へのすべりの集中による^{(11)~(14)}。したがって、3 の効果においては降伏規模にかかわらず水素は加速効果しか示しないと推察される。それに基づけば、疲労限度直上のひずみレベルで水素によってき裂伝ば速度が減速する理由は水素によって ΔK_{eff} が減少するためと仮定される。そこで疲労限度におけるき裂の停留、極低速度域でのき裂伝ばでは、き裂閉口に注目し、き裂開閉口挙動について検討する。

図 10, 図 11 に、SUS304 鋼, SUS316L 鋼における、き裂先端の開閉口挙動を連続観察した例を示す。観察は、図 6, 9 でき裂伝ば速度に差異が見られた、 $\Delta\epsilon_f=0.28\%$, 疲労き裂伝ば速度が $10^{-9}/\text{cycle}$ 以下の速度域で行った (SUS316L では、その差は顕著ではない)。き裂長さは図 10 では、 $300\mu\text{m}$, 図 11 では $400\mu\text{m}$ のところである。き裂の撮影は、ヒステリシスループ上の (●) で示す位置になるように、所定の変位で適宜

(a) In air

(b) In hydrogen

Fig. 13 SEM image of slip bands near fatigue crack.

(SUS304, $l=300\mu\text{m}$, $\Delta\epsilon_f=0.28\%$)

(a) In nitrogen

(b) In hydrogen

Fig. 14 SEM image of slip bands near fatigue crack

(SUS316L, $l=300\mu\text{m}$, $\Delta\epsilon_f=0.28\%$)

試験機を止め、走査型レーザ顕微鏡を用いて 3,500 倍で行った。

図 10 は、SUS304 鋼のものである。図 10 (a) は大気中、図 10 (b) は水素中のものである。大気中、水素中ともに、き裂は①と②の間で開口しているように見える。しかしながら、環境間での明瞭な差異は見受けられない。図 11 は、SUS316L 鋼のものである。図 11 (a) は窒素中、図 11 (b) は水素中のものである。この場合も、き裂は①と②の間で開口しているように見えるが、SUS304 鋼と同様に環境間での明瞭な差異は見受けられない。

図 12 に、図 10 の SUS304 鋼試験片のき裂開口変位幅 (ΔCOD , き裂先端近傍では、 ΔK_{eff} と同様な意味を持つ) を示す。測定は、き裂伝ば速度が水素中 < 大気中となるき裂長さ $300\mu\text{m}$ (水素中; $da/dN=7.3\times 10^{-10}\text{ m/cycle}$, 大気中; $da/dN=2.2\times 10^{-9}\text{ m/cycle}$) およびき裂

伝ば速度が水素中>大気中となるき裂長さ 2,000 μm (水素中; $da/dN = 6.2 \times 10^{-8}$ m/cycle, 大気中; $da/dN = 1.6 \times 10^{-8}$ m/cycle) において行った. 環境間で, き裂伝ば速度が異なる領域であるものの, き裂開口形状には, 測定値のばらつきも大きく環境間の明瞭な差異は見受けられなかった. 測定精度を検討するとともに新たな方法を用いて ΔK_{eff} 測定を行う必要があると思われる.

き裂開閉口挙動に明確な差異の検出はできなかったが, き裂先端近傍での変形ひいてはき裂開閉口挙動にも影響する現象が認められるかを調べるために, 疲労き裂近傍のすべりの観察を行う.

図 13, 図 14 に, 図 10, 図 11 に使用した SUS304 鋼, SUS316L 鋼のき裂近傍のすべりを SEM 観察した例を示す. 観察箇所は, き裂伝ば速度が水素中<大気中となるき裂長さ 200~300 μm ($\Delta\epsilon=0.28\%$) 付近である. 図 13 は SUS304 鋼のものである. 大気中と水素ガス中ですべり帯の見え方に差がある. 大気中では観察されるのに対し水素ガス中では明瞭なものは存在しない. 図 14 は SUS316L 鋼のものである. 水素ガス中では明瞭なすべり帯が観察されないのに対し, 水素ガス中では, き裂伝ば過程においてき裂先端で形成されたと思われる, 明瞭で長いすべり線が見受けられる. このようにき裂先端でのすべり挙動が環境間で異なることがその後の疲労き裂伝ば挙動に定量的にどのように関係するかは不明であるが, 塑性誘起き裂閉口の起こりやすさに関係することは考えられる. また, 詳細な破面観察などを通じて, 破壊形態を把握することも今後の重要な課題である.

SUS304 鋼, SUS316L 鋼どちらも, 10^{-9} m/cycle 以下の速度域での伝ば速度の差には, き裂閉口が関与していると考えられる. 準安定化オーステナイト鋼 SUS304 のき裂閉口には加工誘起マルテンサイト変態も関与している可能性がある. しかしながら, 安定化オーステナイト SUS316L においても, 程度こそ小さいものの, 同様に, 水素による疲労き裂伝ば減速効果がある.

このことと著者らの SUS304 鋼を用いた微小き裂の試験結果 (疲労限度 (き裂強さ σ_{w2}) 上昇: 図 2 参照, 極低速度域での da/dN 低下: 図 6 および 図 8 参照) と Ritchie らによる長いき裂を対象とした環境中疲労試験結果 (水素ガス中においては酸化物誘起閉口がおこらないことにより ΔK_{th} 低下等の傾向を示す^{(15),(16)}) の差異は主たるき裂閉口因子の違いによると考えられ, 本研究の水素ガス中

におけるき裂閉口は塑性誘起が大きな役割をはたしていると思われる.

上記のように疲労限度や疲労限度近傍のき裂伝ば挙動には, き裂閉口因子が重要な役割を演じる. そのため, SUS304 鋼のように高き裂伝ば速度で水素用材料としては不利とされた材料であっても, 必ずしも不利とはならないと思われる.

4. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼, SUS304 および SUS316L を用いて, 疲労限度近傍の疲労強度に及ぼす水素ガス雰囲気の影響を調べた. 結果, 以下の結論を得た.

- (1) SUS304 鋼微小穴材の水素ガス中における疲労限度は, 大気中のそれより高い. 大気中および水素ガス中の両環境において, 疲労限度は疲労き裂の停留限界により決定される.
- (2) SUS304 鋼, SUS316L 鋼どちらも, 10^{-9} m/cycle 以下の速度域においては, 水素ガス中の疲労き裂伝ば速度は, アルゴンガス中 (窒素ガス中), 大気中に比べて低い.
- (3) 上記のように, 疲労限度がき裂停留限界で決まる範囲では, 水素ガス中におけるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316L の疲労限度は低下しない可能性が示された.

文 献

- (1) Whiteman M.B. and Troiano A.R., Hydrogen Embrittlement of Austenite Stainless Steel, *Corrosion*, Vol. 21(1965), pp. 53-56.
- (2) Vernett R.M. and Arsell G.S., The Effect of High-Pressure Hydrogen upon Tensile Properties and Fracture Behavior of 304L Stainless Steel, *Transaction of the American Society for Metals*, Vol. 60, No. 2(1967), pp. 242-251.
- (3) Holzworth M.L., Hydrogen Embrittlement of Type 304L Stainless Steel, *Corrosion*, Vol. 25, No. 3(1969), pp. 107-115.
- (4) Thompson A.W., The Behavior of Sensitized 309S Stainless Steel in Hydrogen, *Materials Science and Engineering*, Vol. 14(1974), pp. 253-264.
- (5) Briant C.L., Hydrogen Assisted Cracking of Sensitized 304 Stainless Steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9(1978), pp. 731-733.
- (6) Briant C.L., Hydrogen Assisted Cracking of Type 304 Stainless Steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 10(1978), pp. 181-189.
- (7) Schuster G. and Alstetter C., Fatigue of Stainless Steel in Hydrogen, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14(1983), pp. 2085-2090.
- (8) Miyoshi Y., Ogura K. and Miwa Y., Crack Growth Behavior of Austenitic Stainless Steels Undergoing

- Cathodic Charging, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. **51**, No. 464(1985), pp. 1256-1262.
- (9) Fukuyama S. and Yokogawa K., Kubo K. and Araki M., Fatigue Properties of Type 304 Stainless Steel in High Pressure Hydrogen at Room Temperature, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Vol. **26**, No. 5(1985), pp. 325-331.
 - (10) Han G., He J., Fukuyama S. and Yokogawa K., Effect of Strain-induced Martensite On Hydrogen Environment Embrittlement of Sensitized Austenite Stainless Steel, *Acta Materialia*, Vol. **46**, No. 13(1998), pp. 4559-4570.
 - (11) Oda Y. and Noguchi H., Observation of Hydrogen Effects on Fatigue Crack Growth Behavior in an 18Cr-8Ni Austenitic Stainless Steel, *International Journal of Fracture*, Vol. **132**, No. 2(2005), pp. 99-113.
 - (12) Aoki Y., Kawamoto K., Oda Y., Noguchi H. and Higashida K., Fatigue Characteristics of a type 304 Austenitic Stainless Steel in Hydrogen Gas Environment, *International Journal of Fracture*, Vol. **133**, No. 3(2005), pp. 277-288.
 - (13) Kawamoto K., Oda Y., Noguchi H. and Higashida K., Effect of Hydrogen Gas Environment on Fatigue Crack Growth of a Stable Austenitic Stainless Steel, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol. **1**, No. 2(2007), pp. 263-274.
 - (14) Kawamoto K., Ochi K., Oda Y. and Noguchi H., Effects of Hydrogen Gas Environment on the Fatigue Strength at 10^7 Cycles in the Plain Specimen of Type 316L Stainless Steel, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol. **3**, No. 1(2009), pp. 1-12.
 - (15) Ritchie R.O., Suresh S. and Moss C.M., Near-Threshold Fatigue Crack Growth in 2 1/4Cr-1Mo Pressure Vessel Steel in Air and Hydrogen, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 102(1980), pp. 293-299.
 - (16) Suresh S., Zamiski G.F. and Ritchie R.O., Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior, *Metallurgical Transactions A*, Vol. **12**(1981), pp. 1453-1443.
 - (17) Toplosky J. and Ritchie R.O., On the Influence of Gaseous Hydrogen in Decelerating Fatigue Crack Growth Rates in Ultrahigh Strength Steels, *Scripta Metallurgica*, Vol. **15**(1981), pp. 905-908.
 - (18) Frost N.E., Pook L.P. and Denton K., A Fracture Mechanics Analysis of Fatigue Crack Growth Data for Various Materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. **3**(1971), pp. 109-126.
 - (19) Kobayashi H. and Nakazawa H., A Stress Criterion for Fatigue Crack Propagation in Metals, *Proc. 1st Int. Conf. on Mechanical Behav. Mater.*, Vol. **2**(1972), pp. 109-126.
 - (20) Haddad M.H.El., Smith K.N. and Topper T.H., Fatigue Crack Propagation of Short Crack, *J. Engng. Mater. Technol., Trans. ASME*, Vol. **101**(1979), pp. 42-46.
 - (21) Usami S. and Shida S., Elastic-Plastic Analysis of the Fatigue Limit for a Material with Small Flaws, *Fatigue Engng. Mater. Struc.*, Vol. **1**, No. 4(1979), pp. 471-481.
 - (22) Tanaka K., Nakai Y. and Yamashita M., Fatigue Growth Threshold of Small Cracks, *International Journal of Fracture*, Vol. **17**, No. 5(1981), pp. 519-533.
 - (23) Murakami Y., Metal Fatigue; Effect of Small Defects and Nonmetallic Inclusion, Elsevier (2002).
 - (24) T.Miyazaki and H.Noguchi, Quantitative Evaluation of the Fatigue Limit of a Metal with an Arbitrary Crack under a Stress Controlled Condition (Stress Ratio = -1), *International Journal of Fracture*, Vol. **129**, No. 1(2004), pp. 21-38.
 - (25) Miyazaki T., Noguchi H. and Kage M., Fatigue Limit of Steel with an Arbitrary Crack under a Stress Controlled Constant with a Positive Mean Stress, *International Journal of Fracture*, Vol. **134**, No. 2(2005), pp. 109-126.
 - (26) Elber W., The Significance of Fatigue Crack Closure, *Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP*, Vol., **486**(1971), pp. 230-242.
 - (27) Nisitani H., Unifying Treatment of Fatigue Crack Growth Laws in Small, Large and Non-Propagating Cracks, *Mechanics of Fatigue, AMD*, Vol. **47**(1981), ASME, pp. 151-166.
 - (28) Kikukawa M., Jono M. and M Adachi., Direct Observation and Mechanism of Fatigue Crack Propagation, *ASTM STP*, Vol. **675**(1979), pp. 234-253.
 - (29) Oda Y., Furuya Y., Noguchi H. and Higashida K., AFM and SEM Observation on Mechanism of Fatigue Crack Growth in an Fe-Si Single Crystal, *International Journal of Fracture*, Vol. **113**, No., 3(2002), pp. 213-231.