オーステナイト系ステンレス鋼の外部・内部水素の影響下での疲労き裂進展特性並びに低合金鋼，炭素鋼，アルミニウム合金の特性との比較

松岡 三郎^{*1}，古谷 佳之^{*2}，竹内 悦男^{*3}，蛭川 寿^{*2}，松永 久生^{*4}

Fatigue crack growth properties of austenitic stainless steels under the influence of external/internal hydrogen and comparison with those of low alloy steels, carbon steels and aluminum alloys

Saburo MATSUOKA^{*1}, Yoshiyuki FURUYA^{*2}, Etsuo TAKEUCHI^{*3}, Hisashi HIRUKAWA^{*2}
and Hisao MATSUNAGA^{*4}

^{*1,*4} Kyushu University

744 Motooka, Nishi-ku, Fukuoka 819-0395, Japan

^{*2,*3} National Institute for Materials Science, Materials Reliability Unit
1-2-1 Sengen, Tsukuba-shi, Ibaraki 305-0047, Japan

Received: 11 March 2021; Revised: 1 April 2021; Accepted: 8 April 2021

Abstract

In order to investigate the effects of external and internal hydrogen on fatigue crack growth (FCG) properties of austenitic stainless steels SUS304, SUS316 and SUS316L, two series of tests were conducted. As the external hydrogen series test, ΔK -increasing (ΔP -constant) and ΔK -constant (ΔP -decreasing) tests were conducted in 115 MPa hydrogen gas at room temperature and stress ratio, R , of 0.1 using non-charged specimens. As the internal hydrogen series test, ΔK -increasing (ΔP -constant), R -constant (ΔK -decreasing) and $P_{\max}$ -constant (ΔK -decreasing) tests were conducted in air at room temperature and $R = 0.1 \sim 0.9$ using hydrogen-charged specimens exposed to 68 MPa hydrogen gas at 300°C. Comparing the results of the austenitic steels with those of low alloy steel SCM435, carbon steel SM490 and aluminum alloy 5083-O, the effects of material type and hydrogen on FCG rate, da/dN , and fatigue crack growth threshold, ΔK_{th} , are discussed. FCG at R of 0.1 was accelerated by hydrogen in the intermediate ΔK regime. The relative FCG rates, $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$, in the external and internal hydrogenated conditions corresponded to each other. The upper limit of $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ was 10.6 for SUS304, 3.3 for SUS316 and 2.4 for SUS316L. On the other hand, the upper limit was 27.7 for SCM435 and 45.0 for SM490B. FCG was not accelerated by external hydrogen in 5083-O. ΔK_{th} values of non-charged and hydrogen-charged specimens obtained under various R ranging from 0.1 to 0.91 were almost the same in SUS304, SUS316L and SCM435. That is, ΔK_{th} was not affected by internal hydrogen. The fact was understood by considering that ΔK_{th} is the critical stress intensity factor range below which dislocations are not emitted from fatigue crack tip.

Keywords : Austenitic stainless steels, Low alloy steels, Carbon steels, Aluminum alloy, External hydrogen, Internal hydrogen, Fatigue crack growth rate, Fatigue crack growth threshold

1. 緒 言

2050 年カーボンニュートラル (脱炭素社会) の実現のためには、水素は重要な役割を担う (経済産業省, 2020)。燃料電池自動車、水素ステーション、水素サプライチェーンなどで使用される水素機器の強度設計においては、疲労き裂進展特性は不可欠である。特に、欠陥やき裂が存在する場合の水素機器の安全性評価は、疲労き裂進展特性無くしては成り立たない。室温、最高圧力 115 MPa の水素ガス中において、未チャージ CT 試験片を用い、

No.21-00084 [DOI:10.1299/transjsme.21-00084], J-STAGE Advance Publication date : 16 April, 2021

^{*1} 正員，フェロー，九州大学名誉教授（〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744）

^{*2} 正員，国立研究開発法人物質・材料研究機構（〒305-0047 茨城県つくば市千現 1-2-1）

^{*3} 国立研究開発法人物質・材料研究機構

^{*4} 正員，九州大学大学院 工学研究院 機械工学部門

E-mail of corresponding author: matsuoka.saburo.204@m.kyushu-u.ac.jp

疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係 (da/dN - ΔK 曲線) に及ぼす外部水素の影響が中間 ΔK 領域で調べられている. 90 MPa 水素ガス中の炭素鋼 SM490B (吉川他, 2014), 115 MPa 水素ガス中の低合金鋼 SCM435 と SNCM439 (松岡他, 2017) では, 応力比 $R (= K_{min}/K_{max})$ が 0.1 のもとで試験周波数 f が低下するにつれて, 相対き裂進展速度 $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ は外部水素によって大きくなり, $f=0.1$ Hz で約 30~50 倍の上限値 (飽和値) に達した. ここで, $(da/dN)_H$ は水素の影響下でのき裂進展速度であり, $(da/dN)_{air}$ は室温・大気中のき裂進展速度である. 一方, 115 MPa 水素ガス中のアルミニウム合金 5083-O, 6061-T6, 6066-T6, 7N01-T5, 7N01-T6, 7075-T6 (松岡他, 2018) では, da/dN は外部水素によって加速されなかった. さらに, 室温・大気中において, 水素ステーション実証試験終了後の SCM435 製蓄圧器から切り出した CT 試験片に陰極チャージ法で水素を侵入させ, 疲労き裂進展特性に及ぼす内部水素の影響が中間 ΔK 領域と疲労き裂進展下限界 ΔK_{th} 近傍の低 ΔK 領域で調べられている (竹内他, 2013). 中間 ΔK 領域では, 内部水素によって $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ の上限値は約 30 となり, 外部水素によって得られた結果と一致した. 一方, 疲労強度設計において重要である ΔK_{th} は内部水素の影響を受けず, 未チャージ試験片と水素チャージ試験片で一致した.

本研究では, 水素機器で多くの使用が見込まれているオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316, SUS316L の疲労き裂進展特性に及ぼす外部水素と内部水素の影響を明らかにするため, 2 種類の疲労き裂進展試験を行う. 一つは, 未チャージ CT 試験片を用い, 室温・115 MPa 水素ガス中で $R=0.1$, $f=0.001\sim 1$ Hz のもとで実施する外部水素疲労き裂進展試験である. もう一つは, 高圧水素ガス曝露を施した水素チャージ CT 試験片を用い, 室温・大気中で $R=0.1\sim 0.9$, $f=0.1\sim 10$ Hz のもとで実施する内部水素疲労き裂進展試験である. 前者の試験では da/dN - ΔK 曲線を, 後者の試験では da/dN - ΔK 曲線に加えて ΔK_{th} を求める. さらに, 得られたオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316, SUS316L の実験結果を, 今までに求められている低合金鋼 SCM435, 炭素鋼 SM490B, アルミニウム合金 5083-O の実験結果と比較し, da/dN - ΔK 曲線と ΔK_{th} に及ぼす材料と水素の影響を考察する.

2. 実験方法

2・1 供試材

表 1 と表 2 に, 本研究で使用したオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316, SUS316L の化学成分と機械的性質をミルシート (検査証明書) から転記して示す. 表 2 には, 素材の形状と寸法, 固溶体化熱処理条件も示す. 表 1 には, オーステナイト安定度の指標である Ni 当量 Ni_{eq} を次式で計算して示す (平山, 小切間, 1970).

$$Ni_{eq} = Ni + 0.65Cr + 0.98Mo + 1.05Mn + 0.35Si + 12.6C \quad (1)$$

ここで, Ni, Cr, Moなどは成分含有量 (mass %) である. Ni_{eq} が大きいほど, オーステナイト相は安定である. 表 1 の Ni_{eq} によると, オーステナイト安定度は SUS304 で最も低く, SUS316L で最も高い. SUS316 のオーステナイト安定度は SUS304 と SUS316L の中間に位置する.

2・2 疲労き裂進展試験

2 種類の外部水素疲労き裂進展試験を, 図 1 の未チャージ CT 試験片を用い, 室温, 0.7 と 115 MPa 水素ガス中で実施した. 一つの試験として, 荷重範囲 ΔP を一定にして ΔK を増加させる試験 (ΔP 一定・ ΔK 漸増試験) を $R=0.1$, $f=1$ Hz のもとで行った. もう一つの試験として, $\Delta K (= 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$ を一定に保つ試験 (ΔK 一定試験) を $R=0.1$, $f=0.001\sim 5$ Hz のもとで行った. 水素ガス純度は 99.999 % (5N) である. これらの 2 種類の試験は, 中間 ΔK 領域において, da/dN - ΔK 曲線に及ぼす外部水素の影響を調べることを目的としている.

上記に加えて, 3 種類の内部水素疲労き裂進展試験を, 図 1 の未チャージと水素チャージ CT 試験片を用い, 室温・大気中で実施した. 中間 ΔK 領域における da/dN - ΔK 曲線に及ぼす内部水素の影響を調べるため, ΔP 一定・ ΔK 漸増試験と R 一定・ ΔK 漸減試験を $R=0.1$, $f=0.1\sim 10$ Hz のもとで行った. さらに, ΔK_{th} を取得するため, R 一定・ ΔK 漸減試験 ($R=0.1, 0.4, 0.7$) と P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験を $f=10$ Hz のもとで行った. ここで, P_{max} は

Table 1 Chemical composition.

	Heat	Element (mass %)								Nieq
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	mass %
304	C	0.06	0.44	0.83	0.029	0.002	8.07	18.18	—	21.7
	V	0.04	0.57	1.22	0.023	0.002	8.09	18.15	—	21.9
316	C	0.04	0.64	0.93	0.032	0.001	10.23	16.83	2.05	24.9
316L	C	0.018	0.50	0.84	0.021	0.000	12.09	17.45	2.05	26.7

Table 2 Mechanical properties.

	Heat	Product form	Solid solution	$\sigma_{0.2}$	σ_B	ε_t	φ
				(MPa)	(MPa)	(%)	(%)
SUS304	C	Plate, t30mm	1100°C × 3min × WC	258	612	66	—
	V		1080°C × 3min × WC	276	658	63	—
SUS316	C	Plate, t30mm	1120°C × 15min × WC	263	586	61	—
SUS316L	C	Plate, t50mm	1120°C × 4min × WC	229	528	66	—

$\sigma_{0.2}$: 0.2 % proof stress, σ_B : Tensile strength, ε_t : Elongation, φ : Reduction in area, WC: Water cooled

Fig. 1 CT specimen for fatigue crack growth test. Dimensions are in mm.

最大荷重である。 $P_{\max}$ 一定・ ΔK 漸減試験を $R = 0.5$ で開始すると、 ΔK_{th} 到達時に $R = 0.9$ になる (図 4 参照)。水素チャージは、図 1 の CT 試験片を 300°C、68 MPa、245 時間の条件で水素ガス (純度: 99.999 %) 中に曝露して行った。この条件で水素ガス曝露した試験片を 68 MPa 水素チャージ CT 試験片と呼ぶ。68 MPa 水素チャージ CT 試験片の板厚中央部で水素が飽和していることを水素拡散解析 (松岡他, 2020) で確認した。

3. 実験結果

3・1 外部水素疲労き裂進展特性

図 2 に、SUS304, SUS316, SUS316L の中間 ΔK 領域における外部水素疲労き裂進展特性を示す。図 2 (a1), (b1), (C1) は、115 MPa 水素ガス中の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験 ($R = 0.1$, $f = 1$ Hz) で取得した da/dN - ΔK 曲線である。大気中に比べ、水素ガス中の da/dN - ΔK 曲線は上側に位置した。大気中と 115 MPa 水素ガス中の da/dN - ΔK 曲線の差は、 N_{ieq} が小さくオーステナイト安定度が低い SUS304 で大きくなり、 N_{ieq} が大きくオーステナイト安定度が高い SUS316L で小さくなった。SUS316 では両者の中間となった。

図 2 (a2), (b2), (c2) は、0.7 MPa および 115 MPa 水素ガス中の ΔK 一定試験 ($R = 0.1$) で取得した相対き裂進展速度 $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ と試験周波数 f の関係である。 $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ は 0.7 MPa と 115 MPa の水素ガス中でほぼ等しくなった。 f が減少するにつれて、 $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ は高くなり、 $f = 0.1$ Hz においてほぼ上限値に達した。 $f = 0.01$ Hz における 115 MPa 水素ガス中の上限値は、SUS304 で 10.6, SUS316 で 3.3, SUS316L で 2.4 であった。

(a1) da/dN - ΔK curve

(a2) f dependence of $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$

(a) SUS304

(b1) da/dN - ΔK curve

(b2) f dependence of $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$

(b) SUS316

(c1) da/dN - ΔK curve

(c2) f dependence of $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$

(c) SUS316L

Fig. 2 External hydrogen fatigue crack growth properties at middle ΔK region for austenitic stainless steels SUS304, SUS316 and SUS316L. da/dN - ΔK curves were higher in 115 MPa hydrogen gas than in air. The upper limits of $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ in 115 MPa hydrogen gas at $f=0.01$ Hz were 10.6, 3.3 and 2.4 for SUS304, SUS316 and SUS316L, respectively.

3・2 内部水素疲労き裂進展特性

図3に、SUS304とSUS316Lの中間 ΔK 領域における $R=0.1$ の内部水素 da/dN - ΔK 曲線を示す。これらの曲線は、未チャージと68MPa水素チャージCT試験片を用いた室温・大気中の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験と R 一定・ ΔK

Fig. 3 Internal hydrogen da/dN - ΔK curves at middle ΔK region for austenitic stainless steels SUS304 and SUS316L. da/dN accelerated in the 68 MPa hydrogen-charged specimen than in the uncharged specimen for SUS304. On the other hand, the acceleration of da/dN due to internal hydrogen was slight for SUS316L.

漸減試験で求められた。図 3 (a) の SUS304 の場合、未チャージ試験片 (□) に比べ、68 MPa 水素チャージ試験片 (■, ■, ■) において、 f が低下するほど、 da/dN は上昇した。一方、図 3 (b) に示すように、SUS316L では水素チャージによる、 da/dN の上昇は軽微であった。 ΔP 一定・ ΔK 漸増試験の $\Delta K = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ において、 $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ を求め、図 2 (a2) と (c2) にプロットした。68 MPa 水素チャージ試験片 (内部水素) の結果 (■) は 0.7 MPa および 115 MPa 水素ガス中 (外部水素) の結果 (○, △) とほぼ一致した。また、図 3 において、矢印で示している数字は $f=0.1, 1, 10 \text{ Hz}$ の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験後に CT 試験片に残っていた内部水素量である。SUS304 や SUS316L では、水素拡散速度が小さいので、試験後の残留内部水素量は高温・高圧水素曝露チャージ直後の飽和水素量 C_s とほぼ等しくなる (松岡他, 2020)。 C_s は次式で与えられる。

$$C_s = C_0 \sqrt{F} \exp\left(-\frac{E_s}{RT}\right), \quad F = p \exp\left(\frac{pb}{RT}\right) \quad (2)$$

ここで、 C_0 は定数、 F はフガシティ (MPa)、 E_s は固溶エネルギー (J/mol)、 R はガス定数 ($=8.314 \text{ J/(K} \cdot \text{mol)}$)、 T は絶対温度 (K)、 p は水素ガス圧力 (MPa)、 b は定数 ($=1.584 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{mol}$) である。SUS304 と SUS316L において、 $C_0 = 12.2$ と $13.6 \text{ mass ppm} \cdot \text{MPa}^{-1}$ 、 $E_s = 1.88$ と $2.75 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ である (松岡他, 2020)。これらの数値と水素ガス曝露条件の 68 MPa、300°C を式 (2) に代入すると、SUS304 と SUS316L で飽和水素量は $C_s = 76$ と 69 mass ppm となり、図 3 中の残留水素量と一致した。室温 (25°C) ・115 MPa 水素ガス中の SUS304 と SUS316L の外部水素疲労き裂進展試験について、同様な計算を行うと、 $C_s = 89$ と 70 mass ppm が得られた。したがって、 C_s を同程度にすると、水素チャージ CT 試験片を用いた大気中の内部水素疲労き裂進展試験が未チャージ試験片を用いた高圧水素ガス中の外部水素疲労き裂進展試験の代わりになる可能性が示唆される。松岡ら (松岡他, 2020) は、低ひずみ速度引張 (SSRT : Slow Strain Rate Tensile) 試験についても同様な指摘を行っている。このような点を考慮に入れ、 ΔK_{th} 近傍の低 ΔK 領域で内部水素疲労き裂進展試験を行った。

図 4 は、SUS304 と SUS316L の ΔK_{th} 近傍における内部水素 da/dN - ΔK 曲線である。未チャージおよび 68 MPa 水素チャージ CT 試験片を用い、室温・大気中で R 一定・ ΔK 漸減試験 ($R = 0.1, 0.4, 0.7$) と P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験 ($R = 0.5 \rightarrow 0.9$) を行い、 ΔK_{th} を測定した。本試験においては、試験周波数を未チャージ試験片で $f = 30 \text{ Hz}$ 、68 MPa 水素チャージ試験片で $f = 10 \text{ Hz}$ と、他の試験に比べて高く設定した。 P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験 (●と●) を $R = 0.5$ で開始すると、 ΔK_{th} 到達時に $R = 0.9$ となり、全 ΔK 領域において疲労き裂に特有なき裂開口を避けることができる (Matsuoka et al., 1986)。図 4 (a) に示すように、SUS304 の P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験では、水素チャージ試験片の結果 (●) は未チャージ試験片の結果 (●) より高 da/dN 側となった。しかし、 $da/dN = 5 \times 10^{-11} \text{ m/cycle}$

Fig. 4 Internal hydrogen da/dN - ΔK curves near fatigue threshold for austenitic stainless steels SUS304 and SUS316L. Similar results to da/dN at middle ΔK region were obtained near fatigue threshold. da/dN accelerated in the 68 MPa hydrogen-charged specimen for SUS304, whereas the acceleration of da/dN due to internal hydrogen was slight for SUS316L.

付近で求まる ΔK_{th} は、未チャージ試験片と水素チャージ試験片で一致した。 R 一定・ ΔK 漸減試験においては、 ΔK が減少するにつれて、き裂閉口の影響が強まるので、水素チャージ試験片の結果 (○, △, ▽) と未チャージ試験片の結果 (○, △, ▽) は、 P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験で得られた水素チャージ試験片結果 (●) と未チャージ試験片の結果 (●) から低 da/dN 側に逸脱した。最終的に R 一定・ ΔK 漸減試験で得られた ΔK_{th} は、未チャージと水素チャージ試験片で一致した。 SUS316L においては、図 4 (b) に示すように、内部水素が ΔK_{th} 近傍の da/dN - ΔK 曲線に及ぼす影響は軽微であった。

4. 考察

4・1 低合金鋼，炭素鋼，アルミニウム合金の疲労き裂進展特性

図 5 に、今までに得られている低合金鋼 SCM435，炭素鋼 SM490A と SM490B，アルミニウム合金 5083-O の da/dN - ΔK 曲線を示す。上述のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 と SUS316L の実験結果と図 5 の実験結果を比較することにより、 ΔK_{th} と da/dN - ΔK 曲線に及ぼす材料と水素の影響を考察する。図 5 (a) は、図 4 の SUS304 と SUS316L と同じ試験、すなわち未チャージと水素チャージ CT 試験片を用い、室温・大気中の R 一定・ ΔK 漸減試験と P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験で求められた SCM435 (Heat K) の内部水素 da/dN - ΔK 曲線である (竹内他, 2013)。水素チャージは陰極チャージ法で行われている。内部水素量は試験初期では 0.8 mass ppm，試験終了時には 0.4 mass ppm であり、図 3 中の SUS304 と SUS316L の内部水素量に比べると、著しく小さい。図 5 (b), (c),

(d) は、未チャージ試験片を用い、室温・大気中の ΔK 漸減試験で求められた SCM435 (Heat X)，SM490A，5083-O の da/dN - ΔK 曲線である (Sasaki et al., 1977) (金尾他, 1983)。これらの試験では、 $R = -0.5$ と -1 のデータ取得を可能にするため、幅 200 mm，厚さ 10 mm の未チャージ中央き裂試験片が用いられている。図 5 (a) と (b) では、SCM435 に Heat K と Heat X を付すことにより、両者を区別できるようにしている。図 5 (b), (c), (d) には、未チャージ CT 試験片を用い、90 MPa または 115 MPa 水素ガス中の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験で求められた $R = 0.1$ の外部水素 da/dN - ΔK 曲線 (●) を SCM435 (Heat K)，SM490B，5083-O について示している (松岡他, 2017) (吉川他, 2014) (松岡他, 2018)。図 5 (b) には、水素チャージ CT 試験片を用い、室温・大気中における $R = 0.1$ の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験で求められた SCM435 (Heat K) の内部水素 da/dN - ΔK 曲線 (■, ◆, ▲) を示している (竹内他, 2013)。

図 4 と 5 に示すような室温・大気中、未チャージ試験片の da/dN - ΔK 曲線は、次式で表せることが提案されている (太田他, 1977)。

$$da/dN = C_0 [1/(1-R)]^{2m} (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (3)$$

Fig. 5 da/dN - ΔK curves of low alloy steels, carbon steels and aluminum alloy. The curves were dependent on stress ratio, R .

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,0} (1-R)^{\gamma} \quad (4)$$

ここで、 C_0 , m , γ は定数である。 C_0 と $\Delta K_{th,0}$ は $R=0$ のときの定数と疲労下限界である。 C_0 と m は中間 ΔK 領域の疲労き裂進展特性を Paris 則 $da/dN = C\Delta K^m$ で近似して求められる。 また、式(3)においては、 $-1 \leq R \leq R_c$ のときには $R=R$ とし、 $R_c \leq R \leq 0.8$ のときには $R=R_c$ とする。 Paris 則が適用される中間 ΔK 領域において、一定の da/dN (例えば、 $da/dN=10^{-8}$ m/cycle) に対応する ΔK を定めると、 $\log(\Delta K)$ と $\log(1-R)$ の関係は、 $-1 \leq R \leq R_c$ では右上がりの直線となり、 $R_c \leq R \leq 0.8$ では水平な直線となる (太田他, 1977)。 すなわち、 $-1 \leq R \leq R_c$ でき裂開口が起こり、 $R_c \leq R \leq 0.8$ でき裂開口が起こらない。

4・2 下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th}

図 6 には、式 (4) にもとづき、図 4 と 5 の da/dN - ΔK 曲線から求まる ΔK_{th} を $1-R$ に対して示す。 SUS304, SUS316L, SCM435 (Heat K) においては、未チャージ試験片の結果 ($\triangle$, ∇ , $\square$) と水素チャージ試験片の結果 ($\blacktriangle$, $\blacktriangledown$, $\blacksquare$) はほとんど重なっている。 すなわち、内部水素は ΔK_{th} に影響を及ぼさない。

図 6 中の斜線は、実験点を式 (4) で近似した結果である。 SUS304 と SUS316 では、未チャージと水素チャージ試験片の結果を一緒にして近似を行っている。 SCM435 (Heat K) の未チャージ試験片と水素チャージ試験片の結果 ($\square$, $\blacksquare$) は SCM435 (Heat X) の未チャージ試験片の結果 ($\diamond$) とほとんど一致しているので、それらを一緒にして近似を行っている。 SCM435 と SM490A の ΔK_{th} と $1-R$ の関係は同じ傾向となり、斜線の勾配を表す定数 γ は 0.75 と 0.79 である。 5083-O の γ は 0.56 である。 SUS304 と SUS316L の γ は 0.26 と 0.27 であり、SCM435, SM490B, 5083-O の γ と比べると、小さい値となっている。

図 6 (b) に示すように、 $1-R=0.1$ 付近にある SCM435 (Heat K) の未チャージ試験片と水素チャージ試験片の結果 (□, ■) は傾斜部の延長線から離れた位置に存在している。これらの 2 つの実験点は、き裂開口が起らない $P_{\max}$ 一定・ ΔK 漸減試験で得られた下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff,th}}$ である。図 6 には、現在までに得られている室温・大気中の未チャージ試験片の $\Delta K_{\text{eff,th}}$ をオーステナイトステンレス鋼 SUS304 と SUS316, アルミニウム合金 5083-O と 7N01-T6, フェライト・パーライト (FP ; Ferrite/Pearlite) 鋼 SB42 と SM490B, 焼戻しマルテンサイト (TM : Tempered Martensite) 鋼 CrMoV, S45C, HT80 について示す (竹内他, 1986) (松岡他, 1987) (竹内他, 1987) (蛭川他, 1996) (蛭川他, 1999)。

下限界応力拡大係数範囲とき裂先端から転位が射出される限界応力拡大係数 K_{Icr} の関係が検討されている (Yokobori et al., 1975) (横堀, 横堀, 1982)。内部水素が疲労下限界に影響を及ぼさない現象の解明を第一目標として、同様な検討をき裂開口の影響が無く、材料固有の特性値と考えられる $\Delta K_{\text{eff,th}}$ を用いて行う。 K_{Icr} は次式で与えられている (Yokobori et al., 1975) (横堀, 横堀, 1982)。

$$\frac{\Delta K_{\text{Icr}}}{E} = (0.38 \sim 0.59) \times 10^{-5} \sqrt{m} \quad (5)$$

ここで、 E はヤング率である。鋼の場合、 $E = 206 \text{ GPa}$ を式 (5) に代入すると、 K_{Icr} は $0.78 \sim 1.22 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となる。図 6 (b) の低合金鋼と炭素鋼の $\Delta K_{\text{eff,th}}$ は、SCM435 (Heat K) の水素チャージ試験片の実験点を含めた 7 つの実験点の平均値として、 $2.60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ が得られる。計算値と実験値の差は 2 倍以上である。この差は、き裂先端から式 (5) を満足して射出される転位群の先頭転位が結晶粒界に達している状態を考慮して説明されている (横堀, 横堀, 1982)。しかし、式 (5) に $E=206 \text{ GPa}$ を代入して K_{Icr} を求めることは、一方向応力下の転位射出を取り扱っていることになる。疲労き裂の場合には、繰返し応力下での転位射出を取り扱う必要がある。

(a) Austenitic stainless steels SUS304 and SUS316L, and aluminum alloy 5083-O

(b) Low alloy steel SCM435 and Carbon steel SM490A

Fig. 6 Relationships of fatigue threshold, ΔK_{th} versus $1-R$. Internal hydrogen did not influence ΔK_{th} in SUS304, SUS316L and SCM435.

Fig. 7 Stress-strain states ahead of fatigue crack tip at high stress ratio where crack closure does not occur.

図7は、き裂閉口が起こらない高応力比における疲労き裂先端近傍の応力-ひずみ状態の模式図である。図7(a)の低 ΔK では、1サイクル目の負荷過程において、き裂先端から転位が射出され、塑性変形が起こるが、除荷過程では転位が射出されないで、繰返し塑性変形は起こらない。すなわち、疲労き裂は進展しない。図7(b)の高 ΔK では、負荷過程と除荷過程で転位が射出されるので、繰返し塑性変形が生じ、疲労き裂は進展する。このように考えると、繰返し応力のもとで疲労き裂先端から転位が射出される限界応力拡大係数範囲 ΔK_{Icr} は K_{Icr} の2倍となり、次式で表される。

$$\frac{\Delta K_{Icr}}{E} = (0.76 \sim 1.18) \times 10^{-5} \sqrt{m} \quad (6)$$

低合金鋼と炭素鋼では、 $E = 206 \text{ GPa}$ を式(6)に代入すると、 $\Delta K_{Icr} = 1.57 \sim 2.43 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となる。図6(b)で7つの実験点の平均値として得られた $\Delta K_{eff,th} = 2.60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ は ΔK_{Icr} の上限値とほぼ一致する。オーステナイト系ステンレス鋼では、 $E = 197 \text{ GPa}$ を用いて $\Delta K_{Icr} = 1.50 \sim 2.32 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となるのに対し、図6(a)で $1-R = 0.1$ 付近の7つの実験点の平均値として $\Delta K_{eff,th} = 2.62 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ が得られる。アルミニウム合金では、 $E = 72 \text{ GPa}$ を用いて $\Delta K_{Icr} = 0.55 \sim 0.85 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となるのに対し、図6(a)で $1-R = 0.05$ 付近の2つの実験点の平均値として $\Delta K_{eff,th} = 0.81 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ が得られる。

$\Delta K_{eff,th}$ を説明するもう一つの考えがある(Frost et al., 1971)。 da/dN が原子間距離すなわちバーガースベクトル $|b|$ 以下になると、疲労き裂が連続的に進展することが物理的に不可能になり、疲労き裂進展は急速に $\Delta K_{eff,th}$ に至る。図8は P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験で得られた da/dN - $\Delta K_{eff}/E$ 曲線である。図中に $|b|$ の位置をアルミニウム合金 5083-O では単独の矢印、低合金鋼、炭素鋼、オーステナイト系ステンレス鋼では一つの矢印にまとめて示す。未チャージ試験片(黒色の記号)と水素チャージ試験片(赤色の記号)のいずれにおいても、 $|b|$ の位置で da/dN は急速に低下している。

図2, 3, 4, 5からわかるように、外部水素と内部水素のいずれによっても da/dN は加速する。このような da/dN 加速は、転位移動が水素で容易になるという実験結果(Tabata and Birnbaum, 1984)をもとにした水素助長継続疲労き裂進展(HESFCG: Hydrogen Enhanced Successive Fatigue Crack Growth)機構(松岡他, 2008)(Matsuoka et al., 2011)または水素誘起継続き裂進展(HISCG: Hydrogen Induced Successive Crack Growth)機構(Matsuoka et al., 2016)で説明されている。換言すると、 da/dN の上昇は水素と転位の相互作用で引き起こされる。一方、上述の2つの考えによると、 $\Delta K_{eff,th}$ は繰返し応力のもとで疲労き裂先端から転位が射出される限界応力拡大係数範囲である。その結果、水素と転位の相互作用が起こらないため、 $\Delta K_{eff,th}$ は水素の影響を受けない。 R 一定・ ΔK 漸減試験では、き裂閉口が起きているが、その影響を取り除くと、 ΔK_{th} は $\Delta K_{eff,th}$ に一致するので、任意の R における ΔK_{th} も水素の影響を受けない。

Fig. 8 da/dN - $\Delta K_{eff}/E$ curves. da/dN decreased rapidly at the position of Burgers vector, $|b|$, in uncharged and hydrogen-charged specimens.

水素脆化破面と液体金属脆化破面が類似していることに注目し、吸着水素誘起転位射出 (AIDE: Adsorption-Induced Dislocation Emission) 理論が提案されている (Lynch, 1988) (Lynch, 2019). 水素ガス中においては、き裂先端に吸着した水素は原子結合力を弱め、転位生成が容易になるため、脆化が起こる. すなわち、AIDE 理論は、水素と原子結合力の相互作用によって ΔK_{th} が低下する可能性を示唆している. 本研究では、未チャージ試験片を用いた水素ガス中試験ではなく、水素チャージ試験片を用いた大気中試験で ΔK_{th} が取得され、取得された ΔK_{th} は水素で低下しなかった. これらのことから、本研究では、水素と原子結合力の相互作用は ΔK_{th} にほとんど影響を及ぼさなかったと考えられる.

ΔK_{th} は強度設計において重要な特性値である. ΔK_{th} が水素の影響を受けないことが確実に示されれば、水素圧力、試験周波数、応力比の影響を調べる必要がなくなり、水素機器の強度設計において極めて有益である.

4・3 疲労き裂進展曲線 da/dN versus $\Delta K/(1-R)^\gamma$

式 (3) は次式のように書き直すことができる.

$$da/dN = C_0 \left\{ \left[\Delta K / (1-R)^\gamma \right]^m - \Delta K_{th,0}^m \right\} \quad (7)$$

式 (7) は、任意 R の疲労き裂進展曲線を $\Delta K/(1-R)^\gamma$ を用いて表すと、 $R=0$ の曲線に収束することを示している.

図 9 に $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線を示す. 図 4 (a) と (b) の SUS304 と SUS316L の $da/dN-\Delta K$ 曲線は、 R が 0.1, 0.4, 0.7 と大きくなるにつれて、高 ΔK 側に移動しており、明瞭な R 依存性を示す. これに対し、図 9 (a) と (b) の SUS304 と SUS316L の $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線は、 $R=0.1, 0.4, 0.7$ で一致しており、 R 依存性を示さない. 図 9 (c) と (d) の SCM435 (Heat K と X), 図 9 (e) の SM490A においては、未チャージ試験片の大気中における $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線は、 $R=-1 \sim 0.4$ で一致するが、 $R=0.7$ と 0.8 では右側にずれている. このような中間 ΔK 領域における相違は、 $R=-1 \sim 0.4$ ではき裂開口が起こっているが、 $R=0.7$ と 0.8 ではき裂開口が起こっていないことによる. この点を考慮し、 $R=-1 \sim 0.4$ では $R=R$, $R=0.7$ と 0.8 では $R=R_c$ とすると、全ての結果が一致することが示されている (太田他, 1977). 図 9 (f) の 5083-O も同様な挙動を示すが、 $R=0.8$ の結果 (∇) が右側にずれていない. これは、 $R=0.8$ の結果が ΔK_{th} 近傍のみで取得されていることによる.

図 10 に、 $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線とき裂開口現象の関係を明確にするため、き裂開口応力拡大係数 K_{op}/K_{max} と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係 (中井他, 1981) を作成して示す. 図 4 (a) の SUS304 と図 5 (a) の SCM435 (Heat K) の場合について、同じ da/dN を定め、き裂開口が起こらない P_{max} 一定・ ΔK 漸減試験結果から ΔK_{eff} , R 一定・ ΔK 漸減試験結果から ΔK をそれぞれ読み取る. 最大応力拡大係数 $K_{max} = \Delta K/(1-R)$ と最小応力拡大係数 $K_{min} = R \times K_{max}$ を計算すると、 $K_{op} = K_{max} - \Delta K_{eff}$ が求まる. 図 10 の K_{op}/K_{max} と ΔK_{eff} の関係において、き裂開口が起こっていない場合には、 $K_{op} = K_{min}$ となるので、 $K_{op}/K_{max} = R$ となる. き裂開口が起こっていると、 $K_{op}/K_{max} > R$ となる. この点を考慮すると、図 10 (a) の SUS304 の結果は、未チャージと水素チャージ試験片のすべての R 一定・ ΔK 漸減試験 ($R=0.1, 0.4, 0.7$) でき裂開口が起きていることを示している. その結果、図 9 (a) の SUS304 においては、各 R における $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線は、未チャージ試験片 ($\circ, \triangle, \nabla$) と水素チャージ試験片 ($\circ, \triangle, \nabla$) のそれぞれで一致する. 図 10 (b) の SCM435 (Heat K) の $K_{op}/K_{max}-\Delta K_{eff}$ 関係は、 $R=0.7$ ではき裂開口が起こっていないが、 $R=0.1$ と 0.4 ではき裂開口が起こっていることを示している. これに対応して、図 9 (c) の SCM435 (Heat K) においては、 $R=0.1$ と 0.4 の $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線は一致しているが、 $R=0.7$ の曲線は右側にずれている.

図 9 には、式 (7) を用いて予測される $da/dN-\Delta K/(1-R)^\gamma$ 曲線を黒実線と赤実線を用いて示している. 黒実線は、未チャージ試験片の大気中試験の予測曲線である. 予測で必要となる γ と $\Delta K_{th,0}$ は図 6、大気中の $R=0$ のパリス則 $da/dN = C_0 \Delta K^m$ は図 9 に示されている. SUS304 と SUS316L では、 $R=0.1 \sim 0.7$ において黒実線は実験結果 (黒色の記号) と一致している. SCM435 (Heat K と X), SM490A, 5083-O では、 $R=-1 \sim 0.4$ において予測と実験が一致している. 図 2 において、115MPa 水素ガス中、未チャージ試験片の相対き裂進展速度の上限値 $[(da/dN)_H/(da/dN)_{air}]_{upper}$ を $f=0.01$ Hz で定めた. このようにして定めた上限値を図 9 の上側に示す. 図 9 中の赤実線は、大気中の黒実線に上限値を掛けて求めており、90MP または 115MPa 水素ガス中の上限の予測曲線である.

Fig. 9 da/dN - $\Delta K/(1-R)^\gamma$ curves. The curves at $R = -1, -0.5, 0$ and 0.4 were coincident each other. However, the curves at $R = 0.7$ and 0.8 shifted to the right.

図9 (a) の SUS304 においては、赤実線は、高 ΔK 側では 115 MPa 水素ガス中の結果 (●) と水素チャージ試験片の結果 (■, ◆) と一致しているが、低 ΔK 側では水素チャージ試験片の結果 (○, △, ▽) より上側を予測している。これは、高 ΔK 側の結果は $f = 0.1$ と 1 Hz の試験で得られているのに対して、低 ΔK 側の結果は $f = 10$ Hz の試験で得られていることによる。図9 (b) の SUS316L と図9 (c) と (d) の SCM435 (Heat K と X) においても、同様な予測 (赤実線) と実験 (赤記号) の関係が得られている。ただし、SUS316L においては、低 ΔK 側で予測と実験の差は大きくない。図9 (e) の SM490B では、赤実線は 90 MPa 水素ガス中の結果 (●) と一致している。一方、図9 (f) の 5083-O では、115 水素ガス中の $R = 0.1$ の結果 (●) は大気中の $R = 0$ の結果 (○)

Fig. 10 Relationships between crack opening parameter, K_{op}/K_{max} , and effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} for SUS304 and SCM435 (Heat K). K_{op}/K_{max} increased with decreasing in K_{eff} .

より低 da/dN 側にある。このような現象は、大気中には水分子や酸素分子が含まれているが、水素ガス中にはそれらが含まれていないことによる（松岡他，2018）。同様な実験結果は 6061-T6，6066-T6，7N01-T5，7N01-T6，7075-T6 おいても得られており、アルミニウム合金の da/dN は水素によって加速しない。

以上の考察をもとにすると、水素機器の強度設計で必要となる疲労き裂進展特性は、図 9 中の赤実線をもとに予測できる。実際の設計では、 da/dN - ΔK 曲線が用いられるが、それは式 (3) と (4) を用いて予測できる。式 (3) を用い、き裂開口を伴わない $R = 0.7$ や 0.8 の da/dN - ΔK 曲線を予測する場合には、 R_c が必要となる。大気中の試験では、SCM435，SM490A，5083-O に対して、それぞれ $R_c = 0.48$ ， 0.48 ， 0.53 が報告されている（Sasaki et al., 1977）（太田他，1977）が、水素ガス中の試験や水素チャージ試験片を用いた試験では、 R_c は測定されていない。また、 ΔK_{th} を予測する式 (4) の場合にも、 R_c と同様な $R_{c,th}$ が存在する。図 6 によると、式 (4) において、斜めの直線と水平な直線の交点より上側の $-1 \leq R \leq R_{c,th}$ では $R = R$ とし、交点より下側の $R_{c,th} \leq R \leq 0.8$ では $R = R_{c,th}$ とする必要があることがわかる。最後に、SM490A または SM490B において、式 (3) と (4) を用いて $R = -1$ ， 0 ， 0.8 の da/dN - ΔK 曲線を予測し、大気中では黒破線，90 MPa 水素ガス中では赤破線を用い、図 5 (c) に示す。なお、 $R = 0.8$ の曲線の予測においては、90 MPa 水素ガス中の中間 ΔK 領域の R_c として、大気中で報告されている $R_c = 0.48$ を用い、 ΔK_{th} に対しては、 $R_{c,th} = 0.85$ であったので、この値は用いず、 $R = 0.8$ とした。SM490A または SM490B 以外の材料の da/dN - ΔK 曲線を求める場合を考慮し、表 3 に式 (3) と (4) の定数をまとめて示す。115 MPa 水素ガス中の C_0 は大気中の C_0 に $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ の上限値（図 9 上側）を掛けて求めた。 $R_{c,th}$ は R_c より大きくなった。これは、中間 ΔK 領域よりも ΔK_{th} 近傍でき裂開口が強く起こることによる。図 10 に示すように、 ΔK_{eff} が低下するにつれて、き裂開口パラメータ K_{op}/K_{max} は上昇している。

4・2 節の最後に示したように、 ΔK_{th} が水素の影響を受けないことは、水素機器の強度設計において有益である。 ΔK_{th} が水素の影響を受けないことに、中間 ΔK 領域で $(da/dN)_H/(da/dN)_{air}$ の上限値が存在することを組み合わせると、高圧水素ガス中における上限の da/dN - ΔK 曲線を予測できるようになり、水素機器設計のより一層の高度化を図ることが可能になる。

Table 3 Constants in equations (3) and (4).

Material	C_0		m		γ		R_c		$R_{c,th}$	
	Air	H ₂	Air	H ₂	Air	H ₂	Air	H ₂	Air	H ₂
SUS304	5.83×10^{-12}	6.18×10^{-13}	2.97		0.27		※	※	0.92	
SUS316L	2.95×10^{-12}	7.08×10^{-12}	3.08		0.26		※	※	0.94	
SCM435	5.03×10^{-12}	1.39×10^{-14}	2.83		0.79		0.48	※	0.77	
SM490A	6.48×10^{-14}	2.92×10^{-16}	4.05		0.75		0.48	※	0.85	
5083-O	1.04×10^{-11}		4.08		0.56		0.53	※	0.91	

ΔK_{th} : Calculated by equations in Fig. 6. ※: Not measured.

5. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316, SUS316L の疲労き裂進展特性に及ぼす外部水素と内部水素の影響を調べるため、2 系列の試験を行った。外部水素系列試験として、未チャージ試験片を用い、室温・115 MPa 水素ガス中で ΔP 一定・ ΔK 漸増試験および ΔK 一定試験を行った。内部水素系列試験として、300°C, 68 MPa 水素ガスに曝露して水素を飽和させた水素チャージ試験片を用い、室温・大気中で ΔP 一定・ ΔK 漸増試験、 R 一定・ ΔK 漸減試験および $P_{\max}$ 一定・ ΔK 漸減試験を行った。得られた試験結果を、過去に得られた低合金鋼 SCM435 (Heat K と Heat X), 炭素鋼 SM490A と SM490B, アルミニウム合金 5083-O の試験結果と比較し、疲労き裂進展速度 da/dN と疲労下限界 ΔK_{th} に及ぼす材料と水素の影響を考察した。得られた結論を以下にまとめる。

- (1) 中間 ΔK 領域においては、 $R = 0.1$ の ΔP 一定・ ΔK 漸増試験と ΔK 一定試験で求められた da/dN は水素中で上昇した。外部水素と内部水素による相対き裂進展速度 $(da/dN)_H / (da/dN)_{air}$ は一致し、その上限値は SUS304 で 10.6, SUS316 で 3.3, SUS316L で 2.4 であった。これらの上限値は、SCM435 と SM490B の上限値 27.7 と 45.0 に比べると、小さかった。5083-O アルミニウムでは、外部水素による da/dN の上昇は生じなかった。
- (2) 低 ΔK 領域における室温・大気中の R 一定・ ΔK 漸減試験 ($R = 0.1, 0.4, 0.7$) と $P_{\max}$ 一定・ ΔK 漸減試験 ($R = 0.5 \rightarrow 0.91$) で求められた SUS304, SUS316L, SCM435 (Heat K) の ΔK_{th} は、未チャージと水素チャージ試験片で一致した。すなわち、内部水素は ΔK_{th} に影響を及ぼさなかった。
- (3) き裂先端から転位が射出される限界応力拡大係数を用いた理論的考察、 da/dN とバーガースペクトルの関係を用いた実験的考察から、 ΔK_{th} は疲労き裂先端から転位が射出される限界であることが推測された。転位と水素の相互作用が生じている状態のもとで、水素は da/dN は加速するのに対し、転位と水素の相互作用が生じていない状態のもとでは、水素は ΔK_{th} に影響を及ぼさない。

謝 辞

本研究成果の一部は、NEDO プロジェクト「水素材料先端科学基礎研究事業」(2006-2012) および NEDO プロジェクト「水素利用技術研究開発事業」(2013-2017) で得られたものである。

文 献

- 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, No.2 (1971), pp.109-126.
- 平山俊成, 小切間雅彦, Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼のマルテンサイト変態に対する化学組成の影響, *日本金属学会誌*, Vol.34, No.5 (1970), pp.507-510.
- 蛭川寿, 松岡三郎, 竹内悦男, 西島敏, 溶接構造用 JIS アルミニウム合金の疲労特性, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.62, No.601 (1996), pp.1966-1971.
- 蛭川寿, 松岡三郎, 竹内悦男, 大村孝仁, 山口弘二, 津崎兼彰, 窒素添加オーステナイト系ステンレス鋼における疲労き裂進展特性の向上, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.65, No.634 (1999), pp.1342-1348.
- 金尾正雄, 佐々木悦男, 太田昭彦, 小菅道雄, 各種構造用鋼板の疲れき裂伝ば特性と ΔK_{th} , *鉄と鋼*, Vol.60, No.7 (1983), pp.868-873.
- Lynch, S. P., Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process, *Acta Metallurgica*, Vol.36, No.10 (1988), pp.2639-2661.
- Lynch, S., Discussion of some recent literature on hydrogen-embrittlement mechanisms: addressing common misunderstandings, *Corrosion Reviews*, Vol.37, No.5 (2019), pp.377-379.
- 松岡三郎, 古谷佳之, 竹内悦男, 蛭川寿, 松永久生, オーステナイト系ステンレス鋼の SSRT 特性に及ぼす外部・内部水素の影響と加工誘起マルテンサイト変態の役割, *日本機械学会論文集*, Vol.86, No.892 (2020), DOI:10.1299/transjsme.20-00306.
- 松岡三郎, 飯島高志, 吉田聡子, 松永久生, 山辺純一郎, 115 MPa 水素ガス中におけるアルミニウム合金の強度特性, *日本機械学会論文集*, Vol.84, No.865 (2018), DOI: 10.1299/transjsme.18-00221.
- 松岡三郎, 松永久生, 山辺純一郎, 濱田繁, 飯島高志, 115MPa 水素ガス中での低合金鋼 SCM435 と SNCM439 の各種強度特性および設計指針の提案, *日本機械学会論文集*, Vol.83, No.854 (2017),

DOI:10.1299/transjsme.1700264.

- 松岡三郎, 下平益男, 升田博之, 竹内悦男, 西島敏, 各種高張力鋼とステンレス鋼の 3%NaCl 水溶液中, 低 ΔK 領域における疲労き裂伝ば特性, 鉄と鋼, Vol.73, No.6 (1987), pp.707-714.
- Matsuoka, S., Takeuchi, E., Kosuge, M., Shimodaira, M., Ohta, A. and Nishijima, S., A method for determining conservative fatigue threshold while avoiding crack closure, Journal of Testing and Evaluation, Vol.14, No.6 (1986), pp.312-317.
- Matsuoka, S., Tanaka, H., Homma, N. and Murakami, Y., Influence of hydrogen and frequency on fatigue crack growth behavior of Cr-Mo steel, International Journal of Fracture, Vol.68, No.1 (2011), pp.101-112.
- 松岡三郎, 堤紀子, 村上敬宜, 炭素量 0.08mass% の配管用炭素鋼鋼管の疲労き裂進展とストレッチゾーンに及ぼす水素の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.74, No.748 (2008), pp.1528-1537.
- Matsuoka, S., Yamabe, J. and Matsunaga, H., Criteria for determining hydrogen compatibility and the mechanisms for hydrogen-assisted, surface crack growth in austenitic stainless steels, Engineering Fracture Materials, Vol.153 (2016), pp.103-127.
- 経済産業省, 2050 年カーボンニュートラルに向けたグリーンイノベーションの取り組み (2020 年 11 月), available from < https://www.meti.go.jp/shingikai/energy_environment/green_innovation/pdf/gi_003_04_00.pdf > (参照日 2020 年 11 月 30 日).
- 中井善一, 田中啓介, 山下道雄, 高張力低合金鋼における下限界近傍の疲労き裂進展挙動に及ぼす材料微視構造および応力比の影響, 材料, Vol.31, No.350 (1981) pp.1121-1127.
- 太田昭彦, 佐々木悦男, 小菅道雄, 疲労き裂伝ば速度に及ぼす平均応力の影響, 日本機械学会論文集 (第I部), Vol.43, No.373 (1977), pp.3179-3191.
- Sasaki, E., Ohta, A. and Kosuge, M., Fatigue crack propagation rate and stress intensity threshold level of several structural materials at varying stress ratios (-1~0.8), Transactions of National Research Institution for Metals, Vol.19, No.4 (1977), pp.183-119.
- Tabata, T. and Birnbaum, H. K., Direct observations of hydrogen enhanced crack propagation in iron, Scripta Metallurgica, Vol.18, No.3 (1984), pp.231-236.
- 竹内悦男, 古谷佳之, 蛭川寿, 松尾尚, 松岡三郎, 水素ステーション蓄圧器用 SCM435 鋼の疲労き裂進展特性に及ぼす水素の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.79, No.803 (2013), pp.1030-1040.
- 竹内悦男, 松岡三郎, 西島敏, 中高温大気中における SB 鋼と SUS304 鋼の下限界領域き裂伝ば特性, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.52, No.481 (1986), pp.2155-2161.
- 竹内悦男, 松岡三郎, 西島敏, 中温大気中における Cr-Mo-V 鋼の下限界領域疲労き裂伝ば特性と荷重繰返し速度の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.53, No.487 (1987), pp.459-467.
- Yokobori, T., Yokobori, A. T. Jr. and Kamei, A., Dislocation dynamics theory for fatigue crack growth, International Journal of Fracture, Vol.11, No.5 (1975), pp.781-788.
- 横堀寿光, 横堀武夫, 疲労き裂成長における下限界応力拡大係数のクライテリオン, 材料, Vol.31, No.344 (1982), pp.488-492.
- 吉川倫夫, 松尾尚, 堤紀子, 松永久生, 松岡三郎, 0.1MPa から 90MPa 水素ガス中における炭素鋼の疲労き裂進展特性に及ぼす水素ガス圧力と試験周波数の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.80, No.817 (2014), pp.1-16.

References

- 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, No.2 (1971), pp.109-126.
- Hirayama, T. and Ogirima, M., Influence of chemical composition on martensitic transformation in Fe-Cr-Ni stainless steel, Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, Vol.34, No.5 (1970), pp.507-510 (in Japanese).
- Hirukawa, H., Matsuoka, S., Takeuchi, E. and Nishijima, S., Fatigue properties of JIS aluminum alloys for welded structures, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.62, No.601 (1996), pp.1966-1971 (in Japanese).
- Hirukawa, H., Matsuoka, S., Takeuchi, E., Omura, T., Yamaguchi, K. and Tsuzaki, K., High resistance of fatigue crack growth for austenitic stainless steels containing nitrogen, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.65, No.634 (1999), pp.1342-1348 (in Japanese).
- Kanao, M., Sasaki, E., Ohta, A. and Kosuge, M., Fatigue crack propagation properties and ΔK_{th} for several structural steel plates, Tetsu-to-Hagane, Vol.60, No.7 (1983), pp.868-873 (in Japanese).
- Lynch, S. P., Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process, Acta

Matsuoka, Furuya, Takeuchi, Hirukawa and Matsunaga, Transactions of the JSME (in Japanese), Vol.87, No.897 (2021)

Metallurgica, Vol.36, No.10 (1988), pp.2639-2661.

Lynch, S., Discussion of some recent literature on hydrogen-embrittlement mechanisms: addressing common misunderstandings, Corrosion Reviews, Vol.37, No.5 (2019), pp.377-379.

Matsuoka, S., Furuya, T., Takeuchi, E., Hirukawa, H. and Matsunaga, H., Effect of external/internal hydrogen on SSRT properties of austenitic stainless steels and the role of martensitic transformation-induced plasticity, Transaction of the JSME (in Japanese), Vol.86, No.892 (2020), DOI:10.1299/transjsme.20-00306.

Matsuoka, S., Iijima, T., Yoshida, S., Matsunaga, H. and Yamabe, J., Strength properties of aluminum alloys in 115 MPa hydrogen gas, Transactions of the JSME (in Japanese), Vol.84, No.865(2018), DOI: 10.1299/transjsme.18-00221.

Matsuoka, S., Matsunaga, H., Yamabe, J., Hamada, S. and Iijima, T., Various strength properties of SCM435 and SNCM439 low-alloy steels in 115 MPa hydrogen gas and proposal of design guideline, Transaction of the JSME (in Japanese), Vol.83, No.854 (2017), DOI:10.1299/transjsme.17-00264.

Matsuoka, S., Shimodaira, M., Masuda, H., Takeuchi, E. and Nishijima, S., Low-rate fatigue crack propagation properties in 3%NaCl sodium chloride aqueous solution for various high-strength and stainless steels, Tetsu-to-Hagané, Vol.73, No.6 (1987), pp.707-714(in Japanese).

Matsuoka, S., Takeuchi, E., Kosuge, M., Shimodaira, M., Ohta, A. and Nishijima, S., A method for determining conservative fatigue threshold while avoiding crack closure, Journal of Testing and Evaluation, Vol.14, No.6 (1986), pp.312-317.

Matsuoka, S., Tanaka, H., Homma, N. and Murakami, Y., Influence of hydrogen and frequency on fatigue crack growth behavior of Cr-Mo steel, International Journal of Fracture, Vol.68, No.1 (2011), pp.101-112.

Matsuoka, S., Tsutsumi, N. and Murakami, Y., Effects of hydrogen on fatigue crack growth and stretch zone of 0.08 mass% C low carbon steel pipe, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.74, No.748 (2008), pp.1528-1537 (in Japanese).

Matsuoka, S., Yamabe, J. and Matsunaga, H., Criteria for determining hydrogen compatibility and the mechanisms for hydrogen-assisted, surface crack growth in austenitic stainless steels, Engineering Fracture Materials, Vol.153 (2016), pp.103-127.

Ministry of Economy, Trade and Industry, Green Innovation Initiatives for 2050 Carbon Neutral (November 2020), available from <https://www.meti.go.jp/shingikai/energy_environment/green_innovation/pdf/gi_003_04_00.pdf> (accessed on 30 November, 2020).

Nakai, Y., Tanaka, K. and Yamashita, M., Effects of stress ratio and microstructure on near-threshold fatigue crack propagation in high-strength low alloy steel, Journal of the Society of Materials Science, Vol.31, No.350 (1981), pp.1121-1127 (in Japanese).

Ohta, A., Sasaki, E. and Kosuge, M., Effect of mean stress on fatigue crack growth rate, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers (Part I), Vol.43, No.373 (1977), pp.3179-3191 (in Japanese).

Sasaki, E., Ohta, A. and Kosuge, M., Fatigue crack propagation rate and stress intensity threshold level of several structural materials at varying stress ratios (-1~0.8), Transactions of National Research Institution for Metals, Vol.19, No.4 (1977), pp.183-119.

Tabata, T. and Birnbaum, H. K., Direct observations of hydrogen enhanced crack propagation in iron, Scripta Metallurgica, Vol.18, No.3 (1984), pp.231-236.

Takeuchi, E., Furuya, T., Hirukawa, H., Matsuo, T. and Matsuoka, S., Effect of hydrogen on fatigue crack growth properties of SCM435 steel used for storage cylinder in hydrogen stations, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.79, No.803 (2013), pp.1030-1040 (in Japanese).

Takeuchi, E., Matsuoka, S. and Nishijima, S., Near-threshold fatigue crack growth properties for SB and SUS304 steels at elevated temperatures, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.52, No.481 (1986), pp.2155-2161 (in Japanese).

Takeuchi, E., Matsuoka, S. and Nishijima, S., Near-threshold fatigue crack propagation behavior and frequency effect for Cr-Mo-V steel at an elevated temperature, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.53, No.487 (1987), pp.459-467 (in Japanese).

Yokobori, T., Yokobori, A. T. Jr. and Kamei, A., Dislocation dynamics theory for fatigue crack growth, International Journal of Fracture, Vol.11, No.5 (1975), pp.781-788.

Yokobori, T. and Yokobori, T., A fatigue threshold criterion, Journal of the Society of Materials Science, Vol.31, No.344 (1982), pp.488-492 (in Japanese).

Yoshikawa, M., Matsuo, T., Tsutsumi, N., Matsunaga, H. and Matsuoka, S., Effects of hydrogen gas pressure and test frequency

Matsuoka, Furuya, Takeuchi, Hirukawa and Matsunaga, Transactions of the JSME (in Japanese), Vol.87, No.897 (2021)

on fatigue crack growth properties of low carbon steel in 0.1-90 MPa hydrogen gas, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.80, No.817 (2014), pp.1-16 (in Japanese).