6061 アルミニウム合金の湿潤空気中における疲労き裂進展特性

大崎 修平*・原野 徹**・薮田 均***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 58, No. 9 (2008), pp. 456-461

Fatigue crack growth properties of 6061 aluminum alloy in humid air

Shuhei OSAKI*, Thoru HARANO** and Hitoshi YABUTA***

Fatigue crack growth (FCG) properties were determined for aluminum alloy 6061-T6 and 7075-T6 plates exposed to a humid (relative humidity RH=90%) air or dry nitrogen gas, and the effect of hydrogen on the FCG process was discussed together with a fractographic study of fracture surfaces. The 6061-T6 shows a superior FCG resistance to the 7075-T6, resulting in no increase in FCG rate with a reduction of frequency from 10 Hz to 0.1 Hz and also with a change of cyclic loading wave from sine to trapezoid. This response is attributed to the effect of hydrogen to assist localized slip deformation, leading to a crack-tip bunting. According to applying the present FCG data to design a high-pressure container liner for automobile on a basis of the engineering standard JARI S001, it is found that the 6061-T6 can possess a higher allowable stress than the 7075-T6.

(Received April 16, 2008 Accepted May 15, 2008)

Keywords: fatigue crack growth, 6061, humid air, hydrogen effect, fractography

1. 緒 言

水素燃料自動車の開発にかかわる車載高圧水素ガス容器ライナ材としてアルミニウム合金の適用が検討されており、なかでも中強度 6061-T6 材は強度、耐食性、成形性のバランスがよく水素脆化抵抗にも優れる¹⁾ことから有力な候補材になっている。これまでの低ひずみ速度法試験などの結果から、アルミニウム合金に対する水素脆化環境として常圧の水あるいは水蒸気の存在は高圧水素ガス自体より十分厳しい（高い逃散能を有する）ことが確認されているので²⁾、本環境の下で繰返し負荷を受けるときの疲労き裂進展特性を把握することが強度信頼性の保証にとって重要である。アルミニウム合金の疲労き裂進展挙動に及ぼす環境の影響は、従来、ほとんどが塩水中データとして取得され、多くの結果がすでに総括されている³⁾。しかし、一般に、腐食環境としては無害と思われる空気などのガス（酸素、窒素、水素、水蒸気など）環境でも真空中に比べて疲労強度の低下やき裂進展の促進が知られ、7000 系、5000 系、2000 系合金についてかなりの報告^{4)~11)}がある。湿潤空気中の 7000 系合金に関して、疲労き裂進展速度と水蒸気分圧の関係としては高真空から~5 Pa (~0.03 Torr) までの低圧域で大きな加速が生じること^{10),11)}、周波数の影響；低速ほど加速があること^{4),6),10),11)}、破面のストライエーションなどの形態が不活性環境下と異なること^{7),8),11)}、水素脆化機構の関与が有力であること^{5),7),9),11)}、などが認められている。しかし、6000 系合金に関する研究^{12),13)}は少なく、湿潤空気の影響や、水素脆化とのかわりも十分

明らかにされていない。

そこで本研究では、6061-T6 および比較材として 7075-T6 圧延材について湿潤空気中の疲労き裂進展速度特性を乾燥窒素ガス中と比較して調べ、破面形態観察と併せて疲労き裂進展過程における水素作用の影響について検討した。さらに、得られたき裂進展速度特性を容器ライナの設計に適用する場合の一例を示した。

2. 実験方法

2.1 供試材と試験片

供試材は 6061 合金の幅 200 mm×長さ 500 mm×板厚 10 mm の熱間圧延板である。また、比較材として板厚 7.92 mm の 7075 合金圧延板を用いた。化学組成は Table 1 のとおりである。熱処理は最高強度を得る T6 処理、すなわち、6061; 540°C-1h 溶体化→水焼入れ→37h 室温保持→170°C-8h 時効、7075; 460°C-65 min 溶体化→水焼入れ→42h 室温保持→120°C-24h 時効を施した。Table 2 に引張特性を、Fig. 1 に結晶粒組織を示す。6061-T6 では結晶粒が板厚 (S) 方向に若干扁平になっているが、圧延面ではほぼ等軸状をなし、7075-T6 はさらに S 方向に扁平化したパンケーキ状組織を呈していた。

試験片は Fig. 2 に示す形状寸法の CT (Compact tension) 試験片 (板厚 B=5 mm) である。採取方向は T-L 方向、すなわち、負荷方向が板幅 (T) 方向、き裂進展方向が圧延 (L) 方向にそれぞれ平行である。

* 山口大学大学院理工学研究科 (〒755-8611 山口県宇部市常盤台 2-16-1)。Graduate School of Science and Engineering, Yamaguchi University (2-16-1 Tokiwadai, Ube-shi, Yamaguchi 755-8611). E-mail: sosaki@yamaguchi-u.ac.jp

** 山口大学大学院〔現在：古河スカイ(株) (福井市)〕。Graduate School, Yamaguchi University (Present: Furukawa-sky Corp. (Fukui-shi, Fukui)).

*** 社団法人日本アルミニウム協会 (東京都)。Japan Aluminum Association (Chuo-ku, Tokyo).

Table 1 Chemical composition of the alloys

(mass%)

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6061	0.64	0.31	0.26	0.06	1.0	0.18	0.02	0.02	Re
7075	0.07	0.25	1.9	0.04	2.6	0.2	5.7	0.01	Re

Table 2 Tensile properties in T direction of the tested materials

	σ_{ys} (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)
6061-T6	274	316	15.1
7075-T6	532	603	10.4

Fig. 1 Grain microstructure of tested materials, (a) 6061-T6 and (b) 7075-T6. **Fig. 2** Compact tension specimen for fatigue crack growth tests (T-L orientation).

2.2 疲労き裂進展速度試験

油圧サーボ疲労試験機を用いて、応力比 $R (=K_{min}/K_{max}) = 0.1$ の正弦波、周波数 $f=10\text{Hz}$ にて疲労予き裂の導入およびき裂進展速度評価試験を行った。試験環境は、試験槽内の雰囲気相対湿度 RH90% に制御した湿潤空気、または乾燥窒素ガス (DNG、流量: 400 ml/min 以上) とし、温度は $25 \pm 2^\circ\text{C}$ とした。試験手順は ASTM E647-93 に準拠し、大略は次のとおりである。

(1) 予き裂の導入: 実験室空気中にてき裂成長速度 $da/dN < 10^{-8} \text{ m/cycle}$ を満たす負荷条件の下で機械的切欠きの

Fig. 3 da/dN - ΔK relations for 6061-T6 tested twice each in RH90% air or DNG.

底から約 3mm 長さの疲労予き裂 (初期き裂長さ $a_0 \approx 13\text{mm}$) を導入した

(2) K 制御試験: 応力拡大係数幅 ΔK が予き裂導入時の値を超えない条件で K 減少法により下限き裂長さ ΔK_{th} までの da/dN - ΔK 特性を測定し、続いて K 増加法 ($\Delta K_{th} \rightarrow \Delta K_f$; 最終破断時の ΔK) により da/dN - ΔK 特性を測定する

(3) 実測き裂長さによる da/dN - ΔK 特性の修正: K の制御はクリップゲージ開口変位からコンプライアンス法により得られるき裂長さに基づき行われるが、最終的な da/dN - ΔK 特性は破断試験片における初期および最終き裂長さの実測値と荷重を基に線形補間により修正した

周波数およびサイクル波形の影響を調べるために、低周波数 $f=0.1\text{Hz}$ にて正弦波および台形波の試験を行った。後者の荷重サイクルは最大、最小値の保持時間をそれぞれ 8s と 1s、荷重の昇降に各 0.5s の合計 10s とし、最大荷重を一定に制御した。

3. 結 果

3.1 da/dN - ΔK 特性と破面形態

6061-T6 の da/dN - ΔK 特性を **Fig. 3** に示す。環境 RH90% 空気と乾燥窒素ガス (DNG) における各 2 回の試験結果である。両環境による特性の違いは顕著でなかった。 K 減少法による $\Delta K=10 \rightarrow$ 約 $7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の低 ΔK 領域では RH90% 空気中の da/dN が DNG よりも若干高く、 ΔK_{th} もわずかに低下する傾向が認められたが、 K 増加域における $\Delta K > 10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の特性に差異はほとんど認められなかった。**Fig. 4** に 7075 の da/dN - ΔK 特性を示す。本材の場合も環境による特性の差異

Fig. 4 da/dN - ΔK relations for 7075-T6 tested in RH90% air or DNG.

Fig. 5 SEM micrographs showing the fracture surface under $\Delta K=7.5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ for 6061-T6. The overall crack direction is shown by the arrow, similar as in the following figures.

は特に見出されなかった。

RH90% 空気中における 6061 と 7075 両材の疲労き裂進展特性を比較すると、 ΔK_{th} (複数次験の低い値) はそれぞれ約 6.5, 2.3 $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$, $\Delta K=10 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ における da/dN はそれぞれ $9.3 \times 10^{-9} \text{ m/cycle}$, $3.2 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$ で、6061 は 7075 より 1/30 以下の速度となり、より優れた疲労き裂進展抵抗を有することがわかる。

環境 DNG と RH90% 空気中の破断試験片について SEM 観察を行った。Fig. 5 に 6061-T6 の低 ΔK 域 (約 $\Delta K=7.5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$) における破面 SEM 像を示す。き裂進展方向を矢印で示した (以下も同様に図示)。低倍像を比較すると、RH90% は DNG に比べて破面のマクロな粗さ (凹凸) が減少し、より平坦であった。しかし、高倍像においては粒内破壊を示すレジ状のファセットが DNG より粗な様相が見られた。Fig.

Fig. 6 SEM micrographs showing the fracture surface under $\Delta K=15 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ for 6061-T6.

6 は高 ΔK 域 (約 $\Delta K=15 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$) における破面 SEM 像である。低倍像では環境による差異は特に見られず、全面が粒内破壊を呈し、平滑様相の広範な破面域と、第 2 相介在粒子を核にして生じたディンプル状破面の小領域が混在していた。しかし、平滑領域を高倍観察すると両環境でそれぞれ特徴的なストライエーションの発生が認められた。すなわち、DNG では、いわゆる延性ストライエーション⁴⁾の様相であるのに対して、RH90% では表面凹凸の浅い脆性的なストライエーション^{4),11)}と周期的にある間隔を置いてより深い溝状の段差をもつ粗いストライエーションが生じていた (Fig. 5)。このときの微細ストライエーションの平均間隔は DNG: $0.43 \mu\text{m}$ ($=4.3 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$), RH90% 空気: $0.24 \mu\text{m}$ ($=2.4 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$) で、これらは da/dN - ΔK 特性における $\Delta K=15 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ でのき裂進展速度、DNG: $2.4 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$, RH90%: $1.75 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$ をそれぞれ若干上回っていた。7075-T6 についても全面粒内破壊で、平滑な破面と第 2 相介在物周辺のディンプル破面が混在していた。環境 DNG では第 2 相介在物自体の割れとディンプル破面によるき裂の偏向が顕著で、マクロ (低倍) 像では表面凹凸の粗い破面であったが、RH90% 空気中ではき裂偏向の少ない比較的平坦な破面となった。平滑破面域の高倍像では DNG のとき延性ストライエーションが、RH90% 空気中では多数のリプル (さざ波) 状のファセットとストライエーションの共存が認められた¹¹⁾。 $\Delta K=13 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ におけるストライエーション間隔は、DNG: $0.26 \mu\text{m}$ ($=2.6 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$), RH90%: $0.23 \mu\text{m}$ ($=2.3 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$) で、これらは da/dN - ΔK 特性が示す速度、DNG: $4.2 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$, RH90%: $5.1 \times 10^{-7} \text{ m/cycle}$ よりはそれぞれ若干低い値であった。ストライエーション間隔が示す速度がマクロな da/dN より低くなることは低 ΔK 域 ($\Delta K=7.5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$) においても同様に認められた。しかし、この速度関係は 6061-T6 と逆転しており、高強度材の特徴として興味深い。

3.2 周波数およびサイクル波形の影響

Fig. 7 に正弦波・低周波数 $f=0.1 \text{ Hz}$ として RH90% 空気中で得たき裂長さ a -繰返し数 N 線図を $f=10 \text{ Hz}$ のそれと比較し

Table 3 Test conditions and mean fatigue crack-growth rates $\Delta a/\Delta N$

test No.	wave shape	f (Hz)	ΔK (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	a (mm)	Δa (mm)	ΔN	$\Delta a/\Delta N$ (m/cycle)	Δt (h)
06 11	sine	10	11.78→12.89	21.27→22.37	1.1	1.74×10^4	6.3×10^{-8}	0.48
			11.76→12.95	20.33→21.56	1.29	2.73×10^4	4.7×10^{-8}	0.75
08	sine	0.1	11.72→12.96	18.74→20.37	1.63	5.03×10^4	3.2×10^{-8}	140
03	trapezoid	0.1	11.78→12.48	13.4→14.51	1.11	1.27×10^5	8.7×10^{-9}	353
			12.37→12.87	19.24→20.00	0.76	9.14×10^4	8.3×10^{-9}	254

Fig. 7 Crack growth curves under the different conditions in frequency and cyclic wave for 6061-T6.

て示す。本図には台形波・ $f=0.1\text{Hz}$ の最大荷重一定制御試験における $a-N$ 線図も併せて示している。**Table 3**にこれらの実験条件の諸元と $\Delta K=12\sim 13\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ での平均き裂進展速度 $\Delta a/\Delta N$ を示す。正弦波試験の場合、 $a-N$ 線図の勾配は $f=10\text{Hz}$ に比べて $f=0.1\text{Hz}$ のとき若干緩やかであることがわかる。すなわち、 $\Delta a/\Delta N=3.2 \times 10^{-8}\text{m/cycle}$ であり、 $f=10\text{Hz}$ の $1/3\sim 1/2$ に低下した。**Fig. 8**に $\Delta K=13\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ における破面SEM像を比較して示す。マクロな破面としては $f=0.1\text{Hz}$ のとき 10Hz に比べて、表面の凹凸が少ない平坦状となり、第2相存在物粒子位置でのディンプルもあまり目立たなくなった。平滑破面のミクロ様相としては、いずれもストライエーション状の縞模様を生じていたが、 0.1Hz がより脆性的で規則的な間隔(約 $0.5\mu\text{m}$)をなしていた。この間隔内をさらに高倍率で観察すると**Fig. 9**のように、微細な縞模様(平均間隔 $0.06\mu\text{m}$)が認められ、**Fig. 5**と同様に、いわば粗/密二重のストライエーション構造をなすことがわかる。このときのき裂進展速度は $3.2 \times 10^{-8}\text{m/cycle}$ であることから、微細縞が本来の1サイクルに対応するストライエーションであり、この場合もまた、 $0.06\mu\text{m}$ ($=6 \times 10^{-8}\text{m/cycle}$)はマクロな $\Delta a/\Delta N$ を上回っていた。

$f=0.1\text{Hz}$ の台形波とし、き裂長さを2条件に変えた試験における $a-N$ 線図の勾配は正弦波の場合よりさらに緩やかになった(**Fig. 7**)。このときの平均速度 $\Delta a/\Delta N$ は $8.5 \times 10^{-9}\text{m/cycle}$ で、正弦波・ $f=10\text{Hz}$ の $1/6\sim 1/4$ に減少した。

Fig. 8 SEM micrographs showing the fracture surface under $\Delta K=13\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ for 6061-T6. **Fig. 9** A high-magnification SEM image showing the combination of rough- and fine- striation at $f=0.1\text{Hz}$ for 6061-T6.

4. 考 察

4.1 疲労き裂進展に及ぼす水素作用の影響

乾燥窒素ガス(DNG)を不活性基準環境として湿潤空気中の疲労寿命(応力振幅-破断繰返し数)特性を測定した高純

度 Al-Zn-Mg 合金ピーク時効材の研究⁹⁾では、水蒸気と表面酸化皮膜との反応によるきわめて高い逃散能の水素が材料内に侵入することで脆化が加速され、破断繰返し数および疲労限度の明確な低下が認められており、また、6061-T6 材の最近の研究¹²⁾でも疲労限度の低下が報告されている。しかし、本研究の $da/dN-\Delta K$ 特性に及ぼす DNG と RH90% 空気との差異は 6061-T6 および 7075-T6 の両材ともそれほど顕著に認められなかった。この一因としては、平滑試験片を用いた疲労寿命試験と予き裂試験片によるき裂進展試験では、前者がき裂の発生と伝播の全過程を含むのに対して、後者は伝播過程のみであるための違い、すなわち、高湿度空気が表面酸化皮膜の変質と破壊にかかわり疲労き裂の発生段階を主に促進した結果と考えられる。また、アルミニウム材料の疲労き裂進展速度に及ぼす水蒸気分圧の影響に関する研究^{10),11)}によれば、7000 系合金では高真空から ~ 5 Pa (~ 0.03 Torr) までのごく低圧域で大きな加速が生じ、以降、湿潤大気 (~ 3.8 kPa) までは付加的な増分のみであることが知られている。また、このことは水蒸気の輸送速度に支配される物質移動モデルにより説明できるとし¹⁰⁾、常に新生金属面の露出を伴うき裂先端では十分低い水蒸気分圧のとき臨界に達することを示している。この点に関し、本試験で使用した DNG 試験槽は外気とのシールや窒素ガスの流量が不十分で、完全な不活性環境を実現できていなかったものと思われる。槽内の相対湿度として RH=5~10% 程度が予想され、その水蒸気分圧 (25°C) 約 160~320 Pa は臨界圧 (~ 5 Pa) を超えているため顕著な差異が見られなかったものと推察される。

しかし、一方で破面様相には両環境による差異が認められた。6061-T6 の場合、低 ΔK 域 (約 $\Delta K=7.5$ MPa $\sqrt{m}$) の破面様相として DNG に比べて RH90% 空気のと看倍像での破面凹凸が減少し、より平坦になったが、高倍像では粒内破壊を示すより粗大なレジ状ファセットが見られた。また、高 ΔK 域 (約 $\Delta K=15$ MPa $\sqrt{m}$) においては DNG の延性ストライエーションに対して、RH90% ではストライエーションが平面的な脆性様相になるとともに間欠的なより粗大な溝状ストライエーションとの二重構造が見られた。この溝状ストライエーションは大きな塑性すべりの発生に対応したすべり帯き裂と見なされる。7075-T6 についても DNG と RH90% 空気中との差異は、低倍像において表面凹凸の粗い破面からき裂偏向の少ない平坦な破面へ、高倍像では延性ストライエーションからリップル状ファセットを伴うストライエーションに変化が認められた。すなわち、両材とも高湿度空気中ではき裂の巨視的な偏向は減少する半面、微視的にはより結晶学的なすべり変形様相が顕著となったが、これは露出した金属面と水蒸気との反応により生じた高逃散能水素が材料内に侵入し、局所すべりを助長することにより疲労破壊のプロセスゾーンがき裂先端領域に限定された効果に因ると考えられる。水素環境におけるすべり助長を支持する実験データは、本 6061-T6 切欠き試験片の SSRT 試験からも得られたが^{14),15)}、その機構は水素による転位易動度の増大と局所塑性助長説¹⁶⁾が適合するものと思われる。

周波数が低速になった場合、6061-T6 の疲労き裂進展速度が加速されることなく、むしろ減少することは重要である。このときの破面には溝状ストライエーションの発生がさらに高頻度となったが、水素によるすべり助長がき裂先端の鈍化

に一層寄与し、台形波負荷の場合にはさらにこの効果が顕著で、き裂進展速度の減少を生じたと考えられる。

両材とも、き裂進展速度が 10^{-7} m/cycle を超える高速域の破面にはストライエーションを伴う広い領域と第 2 相介在物粒子を核にして生じたディンプル状の小領域とが混在した。ストライエーション間隔が示す速度と実測の da/dN との関係は、6061-T6 では前者が後者より大、つまり、ストライエーションがディンプル破面の生成より容易に進行することを意味し、他方、7075-T6 ではこの関係が逆転した。すなわち、6061-T6 における第 2 相粒子の存在は疲労き裂進展を抑制する効果があるのに対して、7075-T6 のそれは加速をもたらし、有害であると言える。ディンプル破面形成の核となる第 2 相化合物粒子は主として、6061 が Al-Si-Fe 系、7075 が Al-Fe-(Cu) 系と見なされるが、後者では粒子サイズもより粗大であった。第 2 相粒子界面にトラップされた水素はその位置でのすべり促進をもたらし¹⁵⁾、引張型のディンプル (ボイド) 形成が抑制されるものと思われる。

以上、破面形態から見た疲労き裂進展速度に及ぼす水素の影響としては次の 3 点にまとめられる。すなわち、(1) 巨視的なき裂面粗さの減少は増速の効果、(2) すべり促進によるき裂鈍化は減速効果、(3) 晶出物位置でのディンプル形成の抑制は 7075 では減速の効果として作用する。実測のき裂進展速度はこれらの重畳の結果として決まり、6061-T6 では (2) が有効に作用したと考察される。

4.2 高圧容器ライナの設計適用例

6061-T6 材について得られた $da/dN-\Delta K$ 特性を高圧容器ライナの設計に適用する一例を 7075-T6 材との比較において、以下に示す。容器技術基準 JARI S001¹⁷⁾によると、容器が破裂前漏洩 (LBB; Leak before burst) に至るまでの繰返し数 N_c は 750 回/年の充填を 15 年繰返すことを想定して 11,250 回以上と定められている。いま、ライナの肉厚を $t=3.2$ mm とし¹⁸⁾、 N_c に対応する平均き裂進展速度 $\Delta a/\Delta N$ は 2.8×10^{-7} m/cycle であるので、安全許容速度をさらにその 1/10 に仮定する。Fig. 3 および Fig. 4 にて $da/dN=2.8 \times 10^{-8}$ m/cycle に対する ΔK は 6061: 11.7 MPa $\sqrt{m}$ 、7075: 5 MPa $\sqrt{m}$ 、このときの K_{max} としてはそれぞれ 13 および 5.6 MPa $\sqrt{m}$ となる。いま、円周応力 σ を受けるライナの内壁に Fig. 10 のような表面き裂が存在するとき、応力拡大係数 K は例えば次式で与えられる¹⁹⁾。

$$K = 1.12\sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}}$$

$$Q = \Phi^2 - 0.212(\sigma/\sigma_{ys})^2 \quad (1)$$

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \left(\frac{c^2 - a^2}{c^2} \right) \sin^2 \theta \right]^{1/2} d\theta$$

ここで、 σ_{ys} は降伏応力、 Φ は第 2 種完全楕円積分で、き裂のアスペクト比 a/c により決定される。簡単のため、 $c \gg a$ を仮定すると、式 (2) は

$$K = 1.12\sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

となり、き裂深さの最大値を $a=t$ とし、 $K \leq K_{max}$ を設計基準として許容応力 σ を求めると、6061-T6 は 116 MPa、7075-T6 は 50 MPa となる。本計算は漏洩直前の最大き裂深さを想定したものであり、板厚全体にわたるき裂進展を加味した厳密

Fig. 10 A surface crack at the inside wall of container liner subjected to hoop tension.

な設計を行えばさら高い応力が許容される。金属ライナは外側をFRP層により補強され、自緊処理²⁰⁾が施されるために最高充填圧力が作用してもライナ応力は耐力以下に保持されるが、このときの許容応力が高いほど軽量化に有利であるので、6061-T6の優位性は明白である。

5. 結 言

6061-T6および比較材として7075-T6の各圧延板について疲労き裂進展特性を湿潤（相対湿度RH=90%）空気および乾燥窒素ガス（DNG）中にて調べ、破面形態観察と併せて疲労き裂進展過程における水素作用の影響について検討した。さらに、得られたき裂進展速度特性を容器ライナの設計に適用する場合の一例を示した。得られた結果を以下に要約する。

（1）6061-T6、7075-T6材ともに湿潤空気とDNGの環境による疲労き裂進展特性の差異は顕著でなかった。しかし、破面様相には違いが認められた。すなわち、湿潤空気中では巨視的な破面粗さの減少と、微視的には結晶学的なすべり変形様相が顕著となった。これはき裂先端の露出金属面と水蒸気との反応により生じた高逸散能水素が材料内に侵入し、局所すべりを助長する効果に関係すると考えられた。

（2）6061-T6は7075-T6より優れた疲労き裂進展抵抗を有

した。周波数 $f=10\text{Hz}$ から 0.1Hz に低下した場合、および $f=0.1\text{Hz}$ のサイクル波形を正弦波から台形波に変化した場合のいずれも、疲労き裂進展速度の増加はなく、有害な影響は認められなかった。

（3）本試験で得られた疲労き裂進展特性を容器技術基準JARI S001に従い压力容器ライナの設計に適用する一例を示した。それによると6061-T6は7075-T6より高い許容応力の設定が可能であった。

本研究は(独)新エネルギー・産業技術開発機構（NEDO）「水素社会構築共通基盤整備事業」の一環である「水素用アルミ材料の基礎研究」として行われたものであり、関係各位に御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 大崎修平, 池田 淳, 木下勝之, 佐々木侑樹: 軽金属, **56** (2006), 721-727.
- 2) NEDO 燃料電池・水素技術開発成果報告会要旨集（平成15年度成果）, 新エネルギー・産業技術総合開発機構, (2004), 33-45.
- 3) M. O. Speidel: Stress corrosion research, edited H. Arup and R. N. Parkins, Sijthoff & Noordhoff, (1979), 117-176.
- 4) F. J. Bradshaw and C. Wheeler: Inter. J. Fracture Mechanics, **5** (1969), 255-268.
- 5) 駒井憲治郎, 山地謙二, 遠藤吉郎: 材料, **29** (1980), 162-167.
- 6) R. P. Wei and W. Simmons: Inter. J. Frac., **17** (1981), 235-247.
- 7) K. J. Nix and H. M. Flower: Acta Metall., **30** (1982), 1549-1559.
- 8) J. Lankford and D. L. Davidson: Acta Metall., **31** (1983), 1273-1284.
- 9) R. E. Ricker and D. J. Duquette: Metall., and Mater. Trans., **19A** (1988), 1775-1783.
- 10) M. Gao, P. S. Pao, and R. P. Wei: Metall. Trans., **19A** (1988), 1739-1750.
- 11) J. Ruiz and M. Elises: Corrosion Sci., **38** (1996), 1815-1837.
- 12) 一谷幸司, 小山克己: Furukawa-Sky Review, 第2号 (2006), 29-34.
- 13) 萩原聡佳, 尾田安司, 野口博司: 日本機械学会 [No.05-9] M&M2005 材料力学カンファレンス講演論文集, 577-578.
- 14) 大崎修平, 池田 淳, 木下勝之, 一谷幸司, 竹島義雄, 佐々木侑樹: 軽金属, **57** (2007), 74-79.
- 15) 大崎修平, 原野 徹, 池田 淳, 一谷幸司, 趙丕植, 竹島義雄: 軽金属, **58** (2008), 139-145.
- 16) H. K. Birnbaum and P. Sofronis: Mat. Sci. Eng., A176 (1994), 191-202.
- 17) 圧縮水素自動車燃料装置用容器の技術基準 JARI S001 (2004).
- 18) 飯島孝文, 大居利彦, 富岡純一, 押野幸一, 三石洋之, 渡辺正吾: 自動車研究, **28** (2006), 313-316.
- 19) D. Broek: Elementary engineering fracture mechanics, Sijthoff & Noordhoff, (1978), 76.
- 20) 竹花立美, 川原正言: 塑性と加工, **42** (2001), 1110-1105.