高圧水素貯蔵用アルミニウム合金の研究動向

堀川 敬太郎*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 60, No. 11 (2010), pp. 542-547

Current research trends in aluminum alloys for a high-pressure hydrogen gas container

Keitaro HORIKAWA*

Keywords: high-pressure hydrogen, fuel cell vehicle, aluminum alloy, hydrogen embrittlement, slow strain rate test

1. はじめに

地球温暖化の抑制に直接繋がる、環境中への二酸化炭素排出量の削減を目的として、あるいは、将来の石油資源の枯渇の問題にも対応するために、従来の化石燃料の代替として、水素エネルギーを有効活用する技術の開発が国内外で精力的に進められている。自動車業界で進められている燃料電池自動車 (Fuel Cell Vehicle, FCV) の開発はその代表的なものであり、FCV 自体は、2010 年現在、日本国内ですでに官公庁や一般法人に限定したリース販売が行われており、公道を走行している実績を有する¹⁾。FCV は、(1) 走行時に有害ガスを排出しない、(2) エネルギー効率がガソリン車の 2 倍ほど高い、(3) ガソリン車並みに短時間での燃料充填が可能、など多くのメリットをもつ。しかしながら、FCV の車体製造コストの低減、車体の性能・安全確保、水素ステーション建設のインフラ整備問題など、燃料電池車の更なる汎用化の促進のためには、まだまだ解決すべき様々な課題を抱えているのが現状である。そのなかでも、燃料となる水素ガスの燃料電池車への搭載の問題が大きな壁の一つとなっている。ここでは、FCV 用の水素貯蔵容器の部材として開発が行われている 6000 系 (Al-Mg-Si 系) および 7000 系 (Al-Zn-Mg 系) を中心としたアルミニウム合金の研究の動向について紹介する。

2. FCV 用高圧水素ガス貯蔵容器

燃料電池自動車への水素の搭載方法としては、(1) 高圧水素ガス、(2) 液体水素、(3) 水素吸蔵合金、などが検討されているが、取扱いの容易さや軽量化の面から高圧水素ガスによる水素貯蔵が主に採用されており、そのための高圧水素ガスタンクが開発されている²⁾。現状の一般的なガソリン車では、一度のガソリン充填でおよそ 500 km 走行が可能であるが、燃料電池車がそれと同じ距離を走行するためには、約 5 kg の水素ガスが必要となるとされている。たとえば 35 MPa の高圧ガスタンクを用いて、5 kg の水素ガスを貯蔵するためには、水素の体積は約 200 リットルとなり、ガソリン車の燃料タンク (約 50 リットル) の 4 倍になり、自動車車内の居住空間を圧迫する。自動車メーカーによって異なるが、現在、

図1 高圧水素ガス容器 (VH3) の模式図

35 MPa (350 気圧)、あるいは 70 MPa (700 気圧) といった高圧タンクを用いて水素を貯蔵することが検討されている。タンクの耐圧を 35 MPa から 70 MPa に上げることができれば、単純計算により同重量の水素ガスを搭載できるタンク容量を半分にすることが可能となる。

現在実用化されている金属製ライナを用いる高圧水素ガス貯蔵容器³⁾ (VH3) は、図1の模式図に示すように、水素ガスを気密保持するためのライナ周囲を炭素繊維強化樹脂 (CFRP) で巻付けて強化した 2 層構造となっている。アルミニウム合金は、鉄系の材料と比べて、水素ガスに対する気密性や軽量性に優れていることから、この金属製ライナ材の有力な候補材料となっている。ライナ材以外にもタンクに取付けられるバルブや配管の材料としての用途拡大も期待されている。

3. 現行の高圧水素用アルミニウム合金

現行の圧力容器基準 JARI-S001⁴⁾ では、アルミニウム材料の中では 6061 合金 T6 材のみが、燃料電池車に搭載される金属製の高圧水素タンクライナ材として規定されている。近年の燃料電池自体の高効率化によって、35 MPa の高圧水素タンクでも、ガソリン車と同程度の航続距離をもつ燃料電池自動車が開発されつつあるが、さらなる軽量化、高効率化を目的として、70 MPa 以上の充填圧の超高圧水素ガスタンクの開発も進められている³⁾。70 MPa を超える高圧の水素環境でも耐え得る性能を現行の 6061 合金を用いて確保する場合、アウ

* 大阪大学大学院基礎工学研究科 機能創成専攻 (〒560-8531 大阪府豊中市待兼山町1-3)。Graduate School of Engineering Science, Osaka University (1-3 Machikaneyama, Toyonaka-shi, Osaka, 560-8531).
 受付日：平成 22 年 4 月 19 日 受理日：平成 22 年 5 月 26 日

タ材に用いられる FRP 強化繊維を含めて、肉厚を大きくする必要が生じる。その結果、タンク単位重量あたりの水素充填量の増加分に対して、タンクのコスト上昇が顕著となり、経済的に不利になることも起こり得る。したがって、補強材の減量、低コスト化およびライナ材の薄肉軽量化のためにも、優れた耐水素脆化特性を持つ更なる高強度アルミニウム合金の開発が望まれている。

4. アルミニウム合金の水素脆化感受性試験

アルミニウム合金に限らず、金属材料のほとんどは水素によって脆化することが知られているため、水素環境での安全性の確認が必要である。高圧水素ガス環境を模擬したアルミニウム合金の水素脆化感受性の評価の簡便なスクリーニング試験として、湿度制御雰囲気での低ひずみ速度引張試験法⁵⁾ (Slow Strain Rate Test, SSRT) がある。SSRT によってアルミニウム合金の表面で生じる反応を図 2 の模式図に示す。低ひずみ速度で変形中に連続的に露出する新生アルミニウム合金表面と雰囲気に含まれる水蒸気との化学反応により発生する水素を利用することにより、高圧水素ガスに相当する環境を簡便に模擬することが可能であると考えられている⁶⁾。SSRT では、液体の水が関与しないため、水蒸気による表面の酸化以外の、アノード溶解のような腐食の影響を受けずに、材料固有の水素脆性を評価できるものと考えられる。熱力学的計算に基づく Young らの報告⁷⁾ によると、湿潤環境の SSRT において、アルミニウム新生面と水との反応で生じる水素圧 (フガシエティ) は 10^{67} Pa に達するとされており、アルミニウム合金に水素脆化を引起す外部環境として水または水蒸気の影響が強く、水素ガス自体の害は比較的低いと思われている⁸⁾。このことから、大気圧・湿潤環境での SSRT は、高圧水素環境での SSRT よりもより厳しい水素侵入環境での試験法という位置づけとなっている。しかしながら、高圧下での水素の作用についてはこれまで報告例が少ない状況にある。この状況に対して、実際の高圧ガス環境と湿度制御雰囲気の相関について現在調査が行われており、高圧水素環境試験のスクリーニングテストとしての位置づけの SSRT の有効性の裏付けが並行して進められている⁹⁾。

この SSRT では、引張特性のうち、とくに伸びに及ぼす水素の影響を合金間で評価するために、次の式 (1) で計算されるような水素脆化感受性指数がよく用いられる^{6),10)}。

$$I(\delta) = \frac{\delta_{RH90\%} - \delta_{DNG}}{\delta_{DNG}} \quad (1)$$

ここで、 δ_{DNG} は乾燥窒素ガス (Dry Nitrogen Gas, DNG) 中における伸び、 $\delta_{RH90\%}$ は、相対湿度 90% (RH90%) 大気中での伸びを示す。この指数は不活性な環境である DNG 中における伸びを基準としたときの、RH90% での水素脆化環境での伸びの低下割合を示すものであり、水素脆化が見られる場合には正の値をとり、水素脆性を示さない場合はゼロあるいはそれ以下の値をとる。水素の影響が小さい場合でも指数が数値に反映されやすく、脆化の有無の判定が容易であるという利点がある。

一方で、高圧水素ガス容器ライナ部材では、長期にわたる高圧水素環境での水素の充填、放出の繰返しによる疲労の問題も懸念されており、特にライナ材の使用状況を想定した、

図 2 湿度制御環境での低ひずみ速度試験 (SSRT) 時のアルミニウム表面状況の模式図

疲労き裂進展に対する特性の評価および水素脆化の関与を明らかにすることも重要課題の一つとなっている。例えば、車載用高圧水素容器に対して、1 日に 2 回の水素充填を 15 年間行った場合を想定すると、ライナ材への圧力変動は 1.1×10^4 回となる。このことから、压力容器基準 JARI-S001 においても常温圧力サイクル数は 11250 回と定められている⁴⁾。また、想定されている水素の充填による昇圧と水素の使用による減圧のサイクルはかなり低速 (1 充填あたりで数~10 分程度) となることから、高圧水素環境での疲労特性に及ぼす周波数の影響も調査されている。有限寿命設計を想定したライナ材の疲労特性として、1 Hz 以下の低い周波数での 10^4 サイクル程度までの低サイクル疲労特性を高めることが特に有効であると考えられている。

また水素充填、放出が繰返されることによって、仮にライナ材に疲労き裂が発生、進展した場合でも、破裂に先んじて水素が外部に漏れる LBB (Leak Before Burst) 特性を確保するために、靱性を無視したライナ材の高強度化は危険であることも指摘されている。金属材料の靱性は一般に平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} で評価されることが多いが、アルミニウム合金については、一部の高強度合金を除いて K_{IC} を求めることが困難であるため、平面ひずみ破壊靱性試験に変わるアルミニウム合金の靱性試験として、ASTM B871 による引裂試験法での評価が広く行われている¹⁰⁾。また、疲労き裂進展試験については、水素導入のために試験環境を調整することを除けば、CT 試験片を用いた一般的な ASTM 規格 E647 に準拠した評価が行われている¹⁰⁾。

5. 高圧水素用 6000 系アルミニウム合金の開発¹⁰⁾

前述のとおり、現在、高圧水素用压力容器ライナとして使用されているのは 6061 合金 T6 材のみであるが、耐水素脆化特性を維持しながら高強度を示す 6000 系合金の開発を目的として、JIS 規格範囲内において、6061 合金の水素脆化感受性に及ぼす合金成分の影響 (Mg, Si) が調査されている。図 3 に示すように JIS 規格で定められている 6061 合金の組成範囲には Mg, Si 量に幅がある。表 1 は、JIS 規格内での 6000 系合金の水素脆化感受性に及ぼす組成の影響をまとめたものである。V 添加組成や高 Mg, 高 Si 組成で脆化感受性指数がわずかに正の値 (それぞれ、0.09, 0.08) となっているが、その値自身も 0.1 未満と極めて小さいため、ほぼすべての 6061 合金組成において、水素脆化は生じないという判定がなされている。なお、一部合金においては、水素脆化感受性指数が負となっているが、その原因として、固溶水素が転位の移動度

図3 6000系合金の規格組成

表1 6061 アルミニウム合金の水素脆化感受性に及ぼす合金組成 (mass%) の影響¹⁰⁾

No.	Si	Fe	Mg	備考	$I(\delta)$
A	0.65	0.30	1.03	低 Si	-0.05
B	0.8	0.29	1.01	過剰 Si	-0.05
C	0.66	0.29	1.01	低 Si (+0.14V)	0.09
D	0.64	0.05	1.04	低 Fe	-0.05
E	0.69	0.29	1.22	高 Mg_2Si	0.02
F	0.66	0.71	1.05	高 Fe	-0.02
G	0.67	0.29	1	高 Zn (+0.24Zn)	0.02
H	1.26	0.27	0.38	高 Si 低 Mg	0
I	1.26	0.28	1.21	高 Si 高 Mg	0.08

0.32Cu, 0.17Cr, 0.05Mn は共通

を促進することに起因する水素助長局所塑性 (Hydrogen Enhanced Localized Plasticity, HELP) 機構^{11)~13)}が関与している可能性も指摘されている。

一方、車載高压容器の想定される使用温度範囲は最大 85°C 程度までとされているため、水素脆化感受性に対する温度の影響についても調査が行われている。アルミニウム合金の応力腐食割れ (SCC) き裂成長速度は室温以上の高温で促進されることが多く報告¹⁴⁾されているため、室温以上での脆化感受性の評価が特に重要となっている。各試験温度での RH65% 大気環境での SSRT の結果によると、6061 合金 T6 材では 80°C まで水素脆化を生じないのに対して、7075 合金 T6 材では温度上昇に伴い水素脆化感受性が高まることが明らかにされている。

高压水素ガス容器では、ライナの製造行程において容器口全部は温間成形されるため、溶体化処理後の結晶粒組織が粗大化し、それによる強度低下、靱性 (延性) 低下、耐水素脆性特性の低下が懸念されている。そのため、容器の組織状況を想定した、6061-T6 合金の水素脆化感受性に対する結晶粒サイズ、材料の肉厚、表面欠陥 (切欠き) といった影響の調査も行われている。通常レベルの粒径 20 μm を基準にすると、

図4 6061 上限成分合金の S-N 曲線に及ぼす環境湿度の影響¹⁰⁾

その約 20 倍の大きさの粗大結晶粒 ($d=400 \mu m$) としたときに、脆化感受性指数が 0.21 となり、水素脆化傾向が認められることが示されている。すなわち、結晶粒の粗大化は 6061 合金の水素脆化を促進する要因となり得ると考えられている。一方、肉厚の影響については、7075 合金 T6 材では、板厚を 5mm から 1mm に薄肉にすることによる脆化感受性の高まりが示されているが、6061 合金 T6 材ではそのような板厚の違い (1mm と 5mm) による水素脆化感受性の違いは見られないことも確認されている。なお、7075 合金 T6 材の薄肉化によって脆化感受性が高まる理由としては、破面全体に占める粒界割れ領域の割合の増加が関係しているためとされている。また、切欠きを有する 6061 合金 T6 材では、高湿度環境における SSRT で水素脆化は生じないことも確認されている。

6061 合金の疲労変形特性に対する水素の影響についても評価が行われている。図 4 に示す疲労試験結果は一定応力振幅、周波数 70Hz、応力比 0.1 で求められた 6061 合金の上限成分合金の S-N 曲線である。SSRT の場合と同じく、水素の影響は試験環境の相対湿度の大きさに調整されている。上限成分組成の 6061 合金では、環境中の相対湿度の増加により、 10^4 回までの低サイクル疲労での影響はほとんど見られないものの、高サイクル疲労において疲労強度 (10^7 回での応力振幅値) の低下が生じることが示されている。しかしながら、車載用高压水素容器の実使用環境で問題となるのは 10^4 回程度までの低サイクル疲労であるため、図 4 にみられる高サイクル側 (10^7 回) での疲労強度の低下は問題とはならないとされている。なお、この 6061 合金の上限組成材は中心組成材と比べて、疲労における水素脆化感受性 (相対湿度変化に伴う疲労強度の変化率) が 2.5 倍程度、増大することも報告されている。

以上までの一連の高湿度大気中の SSRT により、6061 合金 T6 材は水素脆化感受性が低いと判断されている。そこで確認のために 6061 合金 T6 材、および比較材の 7075 合金 T6 材について、高压水素ガス環境 (85MPa) での SSRT と高湿度大気中の SSRT とで脆化感受性の比較が行われている。図 5 は種々の環境で低ひずみ速度での SSRT により求めた伸びの脆化感受性 $I(\delta)$ を整理したものである。環境は 30°C, RH40%~90% 大気、純水 (Pure Water, PW) および高压 85MPa 水素ガスである。高压水素ガス中での SSRT では、基

図5 異なる環境における SSRT で求められた水素脆化感受性指数¹⁰⁾

準環境は高圧 (85 MPa) の窒素ガスとしている。その結果, 7075 合金 T6 材では RH90% の大気中の SSRT で最も高い脆化感受性 $I(\delta)=0.49$ を示したのに対して, 85 MPa 水素ガス中では, $I(\delta)=0.06$ と低く, 水素脆化は観察されていない。一方, 6061-T6 合金では, いずれの環境 (高湿度大気, 85 MPa 高圧水素ガス) の SSRT においても, 脆化は生じないことが確認されている (高圧水素中で, $I(\delta)=-0.06$)。6061-T6 および 7075-T6 両合金いずれも脆化をもたらす水素供給環境として, 高圧水素ガスは, 高湿度大気に比べて, その有害性は極めて小さいことが確認されている。また, 6061 中心組成の Mg 量をベースにして, 規格組成範囲内で最大の Si 量を含有する高強度合金 (6061HS と呼ぶ) においても, 90 MPa 高圧水素ガス中での SSRT, 疲労試験, 疲労き裂進展試験が実施されているが, そのいずれの場合でも水素脆化は生じず, 疲労特性にも影響が見られないことが確認されている。

一方, 6061 合金以外の高強度化 6000 系合金の適用可能性を調査するために, 高合金組成で Cu, Mn が添加された 6066 合金, および高 Cu 添加組成の 6069 合金の水素脆化感受性についても調査が行われている。これら合金では, 伸びの脆化感受性でみると, $6061-T6 \approx 6066-T6 \approx 6069-T6 \ll 7075-T6$ の順となることが示されている。したがって, T6 材同士で比較すると 6066 合金および 6069 合金の脆化感受性は 6061 合金と匹敵するほど低いことがわかる。また, 6066 および 6069 合金の高湿度環境下での疲労特性は 6061 合金と同等あるいはそれ以上という判定もなされている。しかしながら, 図 6 に示すように 6066 合金では不純物 Fe 量が 0.2% 以上になると脆化感受性が高くなり, 0.44% 含む 6066-T6 では, 7075-T6 と同程度まで高い脆化感受性を示すため注意が必要となる。この原因としては, Fe 系晶出物と母相の界面が水素侵入経路^{15),16)} となって, 水素侵入量の増加に繋がっていることが関係していると推測されている。また, 不純物 Fe 量が増加すると, 引裂試験で求められる破壊靱性の低下が生じることも報告されている。したがって, 高圧水素貯蔵ライナに 6066 合金を選択する際には, 合金中の Fe 量を低く抑えることも重要であると考えられている。なお, 図 7 に示す RH90% で行われた 6000 系合金 (いずれも T6 材) の疲労き裂進展試験 (周波数 10 Hz) の結果では, 疲労き裂進展速度は, $7075 \gg 6066 > 6069 > 6061$ の順となり, 6000 系合金はすべて 7075 合金

図6 6066 合金の水素脆化感受性と不純物 Fe の関係¹⁰⁾

図7 室温 RH90% 環境における疲労き裂伝播特性¹⁰⁾
(図中の L: 低 Si, M: 改良型, F: 提供材)

より疲労き裂は低速で進展することも示されている。

6. 高圧水素用 7000 系アルミニウム合金の開発¹⁰⁾

FCV 車両のさらなる軽量化を図る観点から, 高圧水素容器の口金, バルブ等への高強度アルミニウム合金の適用も望まれており, 代表的な高力アルミニウム合金の一つである 7000 系合金がその候補材料となり得る。しかしながら, 高強度の 7000 系合金は, 水分を含む湿潤環境において SCC に敏感であることが古くから認識されており, その主因は, アノード溶解ではなく水素脆化が大きく関与していると云われている^{15),17)}。したがって, 7000 系合金においても水素脆化に対する安全性の確認が重要となる。これまで, 7000 系合金のなかでは, 最も強度の高い合金の一つである 7075 合金, および, 強度は 7075 合金に劣るものの溶接性と押出性に優れ, 耐食性のバランスも良好な 7003 および 7N01 合金のそれぞれの組

図8 7000系合金の水素脆化感受性と耐力の関係¹⁰⁾

成規格内の材料について、組織と水素脆化感受性に関する基礎的な調査が行われている。その結果、規格中心組成の T6 処理材では、伸びの脆化感受性 $I(\delta)$ を合金間で比較すると、7N01 (-0.08) < 7003 (0.41) $\approx$ 7075 (0.49) となり、特に 7N01 中心組成材は、優れた耐水素脆性を示すことが示されている。調質の影響としては、T6 を T5 あるいは T7 処理に変更することによっても脆化抵抗の改善効果があることが、7003 および 7N01 合金とともに示されている。なお、RH90% 雰囲気で行われた 7003, 7N01 合金 (いずれも T6 材) の疲労き裂進展試験 (周波数 10 Hz) の結果では、疲労き裂進展速度は、7075 > 7003 > 7N01 >> 6061 の順となることも示されている。すなわち、疲労き裂進展抵抗についても 7N01 合金が 7003 合金よりも優位にあるとされている。

一方、航空機、鉄道車両等の分野で構造材料としての実績のある 7175 および 7050 アルミニウム合金についても水素脆化感受性が調査されている。図 8 に示すように伸びの脆化感受性 $I(\delta)$ を 7175 および 7050 合金間で比較すると、6061-T6 $\approx$ 7175-T74 < 7075-T73 < 7050-T74 << 7075-T6 の順となることが示されている。特に 7175 合金 T74 材は 6061 合金 T6 材よりも耐力が約 100 MPa ほど高いにもかかわらず 6061 合金 T6 材に匹敵するほどの耐水素脆性特性を有することが示されている。この 7175 合金の高い特性は、不純物元素である Fe, Si の低減規制によって晶出物量が低く抑えられていることに起因して外部環境からの水素侵入が抑制されること、合金内部で Cr に関係する分散粒子 E 相 ($\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$) が水素のトラップサイトとして作用すること、などの要因で得られているものと推測されている。

以上より、調査された 7000 系合金の中では、最高強度の 7075 合金 T6 材が水素脆化に対して最も敏感な合金であることが明らかである。そこで、高湿度大気中での SSRT による材料評価の精度を高めることを目的として、7075 合金 T6 板材 (板厚: 1 mm) を用いて、湿度が制御された大気中 (RH40%, RH60%, RH90%) と 70 MPa 高圧水素ガス中で行われた SSRT 試験により、伸びを指標として両試験雰囲気の相関が調査されている⁹⁾。なお、高圧ガス中の SSRT については比較のために高圧窒素ガス中 (70 MPa) での試験も行われている。湿度制御大気中および高圧ガス中の SSRT 結果を図 9 に示す。湿度制御大気中では試験湿度の増大につれて破断

図9 7075 合金 T6 材の SSRT 特性, (a) 湿潤大気環境, (b) 70 MPa 高圧水素環境¹⁰⁾

(a) 70 MPa 窒素ガス

(b) 70 MPa 水素ガス

(c) RH40%

図10 7075 合金の SSRT 破断組織¹⁰⁾

(a) 70 MPa 窒素ガス中, (b) 70 MPa 水素ガス中, (c) RH40% 大気中

伸びの低下が見られる。一方、高圧ガス中については、比較材の 70 MPa 窒素ガス中の SSRT では、RH5% 雰囲気と同程度の破断伸びを示している。これに対して、70 MPa 水素ガス中では、70 MPa 窒素ガス中と比べて、破断伸びの低下が認められており、高圧水素ガスによって脆化が生じていることが確認されている。雰囲気ガスが破壊組織へ及ぼす影響を図 10 に示す。70 MPa 窒素ガス中での破面は粒内ディンプル破面に加えて粒界割れが一部混在した様相であり、表面部を拡大し

図 11 Al-Mn および Al-Cu(-Mg) 合金の水素脆化感受性指数と耐力の関係¹⁸⁾

た粒界破面においては、大きな変形が作用した延性的な痕跡が認められる。これに対して 70MPa 水素ガス中で破断させた 7075 合金の破面は粒界割れが支配的となり、とくに試験片表面において脆性的な粒界割れが高頻度で観察されている。明瞭な水素脆化がみられる RH40% の湿度大気中でも同様の脆性的な粒界割れが表面部に観察されていることから、7075 合金での高圧水素ガス中の脆化現象は高湿度大気中で見られる機構と同じであると考えられている。また、7075 合金の破断伸びを指標とすると、70MPa 水素ガス雰囲気と湿潤大気中の相対湿度との相対関係では、70MPa の水素ガス環境は、およそ RH25% の大気環境に相当すると推定されている。

7. その他アルミニウム合金の水素脆化感受性評価^{10),18)}

前述まで内容の通り、高圧水素容器ライナ材については 6000 系を中心とした合金開発が進められているが、将来的な水素利用の拡大を想定すると用途の多様化に対応して使用されるアルミニウム合金種の拡大することも予想される。そこで、6000 系、7000 系以外の合金系として 2000 系 (Al-Cu 系および Al-Cu-Mg 系)、3000 系 (Al-Mn 系) についても、SSRT で水素脆化感受性が調査されている。図 11 は伸びの水素脆化感受性指数 (HES) と耐力の関係を合金ごとにまとめたものである。なお、図 11 中の縦軸に示されている HES 指数は本文の式 (1) で示した指数 $I(\delta)$ とまったく同義の表現である。図より、合金種によって脆化感受性が大きく変化すること、Al-Cu-Mg 合金の脆化感受性は同程度の耐力をもつ Al-Zn-Mg 合金よりも非常に小さいこと、などが示されている。この原因については明らかにされていないが、合金種間の粒界き裂の進展の違いと関係している可能性がある指摘されている。また耐力レベルは低いものの、Al-Mn 系合金の水素脆化感受性は小さい ($I(\delta) = -0.13$) ことも示されている。このことから、2000 系、3000 系合金についても、高圧水素環境で使用される部材としての適性を有しているものと考え

えられている。

8. おわりに

燃料電池自動車の車載用高圧水素ガス容器のライナ候補材料として開発が進められているアルミニウム合金の研究状況について、本稿で紹介させて頂いた。現在、高圧水素用压力容器ライナとして使用されているのは 6061 合金 T6 材のみとなっているが、実用化の推進のためには、現状の 6061 合金よりも機械的特性および耐水素脆化特性のバランスに優れたアルミニウム合金を開発することで、ライナ候補材として使用可能な合金種を増やすことが今後の課題となっている。また低コスト化に繋がるような材料技術の開発も同時に求められている。

なお、ここで紹介した内容は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の開発項目「水素社会構築共通基盤整備事業／水素インフラ等に係る規制再点検及び標準化のための研究開発／水素用アルミ材料の基礎研究」(平成 17 年度～平成 21 年度、委員長：伊藤吾朗教授 (茨城大学)) の下、社団法人日本アルミニウム協会のご協力のもとに実施した研究成果の一部を抜粋して紹介したものであり、データ等の詳細内容については本年度発刊の報告書¹⁰⁾にて公開されている。興味を持たれる方は、そちらを参照されたい。

参考文献

- 1) 太田健一郎, 佐藤 登監修: 燃料電池自動車の材料技術, シーエムシー出版, (2007).
- 2) 高野俊夫: 水素利用技術集成 製造・貯蔵エネルギー利用, エヌティーエス, (2003), 260-274.
- 3) 稲田貴臣, 張惟敦, 江口晴樹: 石川島播磨技報, **45** (2005), 125-129.
- 4) 圧縮水素自動車燃料装置用容器の技術基準: JARI S001, (2004).
- 5) 倉本 繁, 謝 明君, 菅野幹宏: 軽金属, **52** (2002), 250-255.
- 6) 大崎修平, 池田 淳, 木下勝之, 佐々木侑造: 軽金属, **56** (2006), 721-727.
- 7) G. A. Young Jr. and J. R. Scully: Metall. Mater. Trans. A, **33** (2002), 101-115.
- 8) 大崎修平, 前田悦宏, 木下勝之, 一谷幸司, 伊藤吾朗, 薮田均: 日本機械学会論文集 (A 編), **75** (2009), 366-372.
- 9) 一谷幸司, 小山克己, 伊藤吾朗, 大崎修平, 薮田 均: 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要, (2008), 315-316.
- 10) NEDO 成果報告「水素社会構築共通基盤整備事業—水素インフラ等に係る規制再点検および標準化のための研究開発—水素用アルミ材料の基礎研究」平成 17～平成 21 年度, 最終報告書 (2010).
- 11) H. K. Birnbaum and P. Sofronis: Mater. Sci. Eng., A176 (1994), 191-202.
- 12) H. K. Birnbaum: Scr. Metall., **31** (1994), 149-153.
- 13) P. J. Ferreira, I. M. Robertson and H. K. Birnbaum: Acta Mater., **46** (1998), 1749-1757.
- 14) H. Vogt and M. O. Spiedel: Corros. Sci., **40** (1998), 251-270.
- 15) 大崎修平, 池田 淳, 木下勝之, 佐々木侑造: 軽金属, **56** (2006), 721-727.
- 16) 伊藤吾朗, 泉 孝裕, 遠山拓史: 軽金属, **58** (2008), 15-21.
- 17) A. Turnbull: Corros. Sci., **34** (1993), 921-960.
- 18) 一谷幸司, 小山克己: Furukawa-Sky Review, **5** (2009), 20-28.