

湿度制御雰囲気中におけるアルミニウム合金の 低ひずみ速度引張り変形特性

Slow Strain Rate Tensile Properties of Aluminum Alloys under Controlled Experimental Humidity

一谷 幸司
Koji Ichitani

小山 克己
Katsumi Koyama

概要 CO₂排出量削減のため水素エネルギーを利用する燃料電池自動車の開発が進められている。アルミニウム合金はこの自動車に搭載される高圧水素ガスタンク用ライナ材の有力な候補材料であり、今後は他の水素ガス用部材への用途拡大も期待されている。アルミニウム合金は概して鉄鋼材料に比較して耐水素脆性に優れることが知られているが、高圧水素ガス環境中での安全性を確保するための適切な合金の選択が必要である。本研究では、Al-Mn、Al-Cu、Al-Cu-MgおよびAl-Zn-Mg系合金に固有の水素脆化特性を基礎的に調査するために、各種の二元および三元合金を作製して、湿度制御雰囲気中での低ひずみ速度引張り試験に供して、各種合金の水素脆化感受性を定量的に評価した。

Abstract: Development of fuel-cell-powered cars is underway worldwide to reduce the emission of green house gases. Aluminum alloys are strong candidate materials for the liner of high pressure hydrogen gas tanks for fuel-cell-powered cars, and their application is expected to expand to other parts used in a hydrogen atmosphere. Although it is known that aluminum alloys generally have better hydrogen embrittlement (HE) resistance than steel materials, adoption of a proper aluminum alloy is necessary for its safe use under high-pressure hydrogen gas environments. In the present study, with a view to evaluating inherent HE characters of Al-Mn, Al-Cu, Al-Cu-Mg and Al-Zn-Mg alloy systems, several binary and ternary aluminum alloys were subjected to slow strain rate tensile tests under controlled experimental humidity to evaluate their hydrogen embrittlement sensitivity quantitatively.

1. はじめに

CO₂排出量の削減を目的として、従来の化石燃料に替えて水素エネルギーを利用する技術の開発が進められている。燃料電池自動車はこの代表的な例であり、既に公道を走行している。燃料電池自動車への水素エネルギーの搭載方式としては、高圧水素ガス、液体水素、水素吸蔵材料などが挙げられるが、取り扱いの容易さや軽量性などから高圧水素ガスが主に採用され、そのために車載用の高圧水素ガスタンクが開発されている。このタンクは、**図1**に模式的に示すように、水素ガスを気密保持するためのライナの周囲を炭素繊維強化樹脂で巻きつけて強化した構造となっており、アルミニウム合金は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、このライナの有力な候補材料となっている。また、これ以

外にもタンクに取り付けられるバルブや水素ガス配管など、アルミニウム合金の用途拡大が期待される。しかしながら、ほとんど全ての金属材料が水素によって脆化することが知られており、アルミニウム合金についてもその安全性の確認が必要である。

このためには、アルミニウム合金の水素脆化感受性を評価する必要があるが、簡便な試験方法として湿度制御雰囲気中での低ひずみ速度引張り(slow strain rate tensile: SSRT)試験がある^{1, 2)}。この試験によってアルミニウム合金表面に生じる反応を**図2**に模式的に示した。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中の水蒸気との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³⁾を簡便に模擬することが可能であると考えられる。最近、水素脆化感受性を高めた特殊なアルミニウム合金を供試

材として、高圧水素ガス環境と湿度制御雰囲気との相関が調査され⁴⁾、この簡便試験法の有効性の裏づけが進められている。またこの試験法では、液体の水分が全く関与しないため、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ることなく、材料固有の水素脆性を評価できるものと考えられる。

燃料電池自動車に搭載される高圧水素タンクのライナ素材として一般的に使用されている6000系(Al-Mg-Si系)合金の水素脆性については、この簡便な試験方法⁵⁾と実使用環境である高圧水素ガス中でのSSRT試験⁶⁾の両方で評価され、その安全性が確認されている。今後水素エネルギーの利用拡大に伴う用途の多様化に応じて使用される合金種の拡大が予想される。そこで本研究では7000系(Al-Zn-Mg系)合金、2000系(Al-Cu系およびAl-Cu-Mg系)合金、3000系(Al-Mn系)合金の使用を想定して、これらの合金系の基本的な構成元素のみからなる各種の二元および三元合金固有の水素脆化感受性を、湿度制御雰囲気中でのSSRT試験により評価し、各種の

用途に対する最適合金選択に必要な基礎的知見を得ることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 供試材

表1に示す化学成分の7種の合金を実験室レベルのDC鋳造により作製した。このうちAl-Cu系、Al-Cu-Mg系およびAl-Zn-Mg系合金については、比較的広い成分範囲で実用合金として使用されていることを考慮して、表1中に示したAA規格またはJIS規格合金の成分を参照して、合金成分の濃度が異なる2種の合金をそれぞれ作製した。例えばAl-Cu系合金の場合、Cu量が低い合金をLow-Cuまた高い合金をHigh-Cuとそれぞれの合金名とした。他の合金成分の含有量とその合金名についてもこれと同様に表示した。本研究では、各種の合金固有の水素脆化感受性を相互に比較する目的で、各合金の基本的な構成元素のみからなる二元および三元合金の作製を意図したが、作製した合金は表1に示すように、DC鋳塊の作製に使用した地金に由来する不純物のSiやFe、また微細化剤に由来するTiを微量に含有している。

これらのDC鋳塊を均質化処理後に面削して、熱間圧延(厚さ70 mm→4 mm)および冷間圧延(厚さ4 mm→1 mm)を行った。これらの合金板のうち時効硬化型合金であるAl-Cu系、Al-Cu-Mg系、Al-Zn-Mg系合金については、溶体化処理後にピーク強度が得られるまで時効処理を行った。またAl-Mn合金については高温短時間の焼鈍処理を行った。各合金について行った均質化処理、溶体化処理および時効処理(Al-Mnについては焼鈍処理)の条件を表2にまとめた。

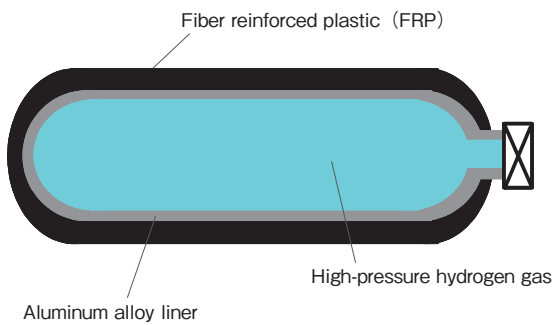


図1 高圧水素ガスタンクの模式図
Fig.1 Schematic illustration of a high-pressure hydrogen gas tank.

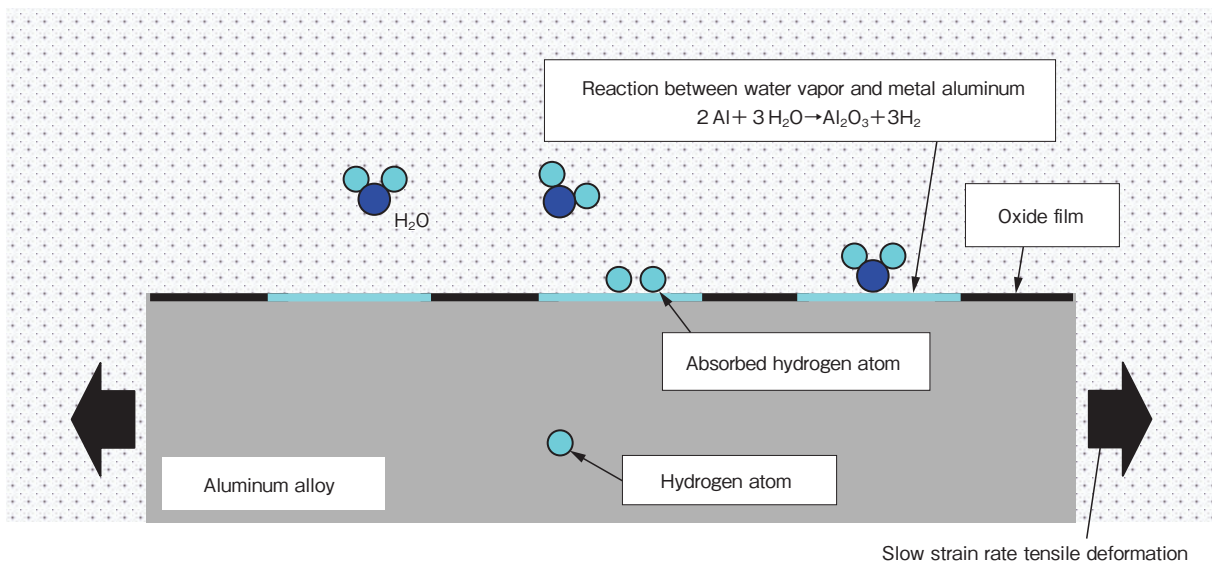


図2 湿度制御環境中でのSSRT試験時の試験片表面の模式図
Fig.2 Schematic diagram of a specimen surface during SSRT tests under controlled experimental humidity.

表1 供試材の化学成分 (mass%)
Table 1 Chemical composition (mass%) of the alloys.

Alloy ID	Alloy System	Mn	Cu	Zn	Mg	Fe	Si	Ti	Al	Standard alloy
Al-Mn	Al-Mn	1.20	0.00	0.00	0.00	0.06	0.03	0.01	bal	3003
Low-Cu	Al-Cu	0.00	2.46	0.00	0.00	0.06	0.03	0.01	bal	2090
High-Cu	Al-Cu	0.00	4.53	0.00	0.00	0.07	0.03	0.01	bal	2025
Low-Cu-Mg	Al-Cu-Mg	0.00	4.52	0.00	0.48	0.07	0.03	0.01	bal	2014
High-Cu-Mg	Al-Cu-Mg	0.00	4.50	0.00	1.48	0.06	0.03	0.01	bal	2024
Low-Zn-Mg	Al-Zn-Mg	0.00	0.00	4.19	1.46	0.06	0.02	0.01	bal	7N01
High-Zn-Mg	Al-Zn-Mg	0.00	0.00	5.57	2.48	0.06	0.02	0.01	bal	7075

表2 供試材の熱処理条件
Table 2 Heat treatment conditions for the alloys.

Alloy ID	Homogenization	Solution heat treatment	Aging
Al-Mn	550°C x 10 hour	500°C x 1 min ¹⁾	—
Low-Cu	480°C x 12 hour	500°C x 1 hour	190°C x 36 hour
High-Cu	480°C x 12 hour	500°C x 1 hour	190°C x 36 hour
Low-Cu-Mg	480°C x 12 hour	500°C x 5 min	175°C x 24 hour
High-Cu-Mg	480°C x 12 hour	495°C x 30 min	190°C x 8 hour
Low-Zn-Mg	450°C x 12 hour	480°C x 30 min	120°C x 48 hour
High-Zn-Mg	450°C x 12 hour	480°C x 5 min	120°C x 48 hour

1) An annealing treatment for Al-Mn.

最終的な熱処理を行った供試合金板のL-ST面を鏡面研磨した後、バーカー氏液中にて30 V、2分間の条件で陽極酸化処理して光学顕微鏡により結晶粒組織を観察した。観察結果をもとにして、切断法で求めた平均切断長さ(mean-linear-intercept length)によって、供試合金板の結晶粒径を評価した。また、圧延直角方向が引張り方向となるように合金板よりJIS5号試験片を作製して、クロスヘッド速度5 mm/minで引張試験を行い、供試合金板の機械的性質を調べた。

2.2 低ひずみ速度引張 (SSRT) 試験

最終的な熱処理を行った合金板より図3に示す形状の引張試験片を引張り方向が圧延方向に対して直角方向となるように作製してSSRT試験に供した。試験雰囲気は脆化促進環境として相対湿度90% (RH90%)およびその比較のための基準としての不活性環境である乾燥窒素ガス(dry nitrogen gas: DNG)の2条件とした。いずれの試験も試験温度25°Cにて、初期ひずみ速度 $1.39 \times 10^{-6}/s$ にて2本ずつ行った。SSRT試験により応力変位曲線を採用して、これより引張強さ、0.2%耐力および伸びを求めた。また両試験雰囲気での破壊形態を比較するためにSSRT試験後の破断面を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。

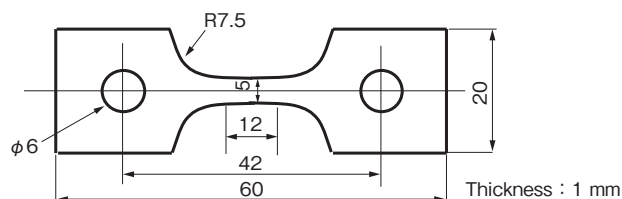


図3 SSRT試験片形状
Fig.3 Specimen for SSRT tests.

3. 結果と考察

3.1 供試材のミクロ組織と機械的性質

図4に供試材のミクロ組織観察の結果を示し、平均切断長さで評価した結晶粒サイズを表3に示した。供試材のうち、Al-Cu系とAl-Cu-Mg系合金はいずれも30 μm前後で同等レベルであった。これに対してAl-Zn-Mg系合金のLow-Zn-Mgは約1.3倍の39 μm、High-Zn-Mgは約2倍の62 μmの結晶粒サイズであった。またAl-Mnはこれらの合金に比較して結晶粒サイズが15 μmと微細であり、また結晶粒が圧延方向に伸長した形状であった。これは、この合金が結晶粒微細化元素であるMnを主成分として含有しているためと考えられ、ほかの合金はこのような微細化元素が添加されていない。水素脆化が粒界割れの形態で発現する場合、脆化感受性は結晶粒サイズに依存して増大することが考えられるが、Al-Mn以外の供試材の結晶粒サイズは最大最小比で約2のレンジに

取まっており、結晶粒サイズの影響を受けにくいものと考えられる。

また、JIS5号試験片の引張試験により評価した各合金の機械的性質を表3に示した。変形のひずみ速度がSSRT試験に比べて十分に大きいため、水素の影響を受けない機械的性質を示していると考えられる。析出硬化型合金でないAl-Mnの強度が最も低く、伸びは最も高かった。ほかの析出硬化型合金ではAl-Cu系に比較してAl-Cu-Mg系合金とAl-Zn-Mg系合金の強度レベルが高く、後者の2つの合金系では、それぞれの強度レベルが同程度であった。

3.2 SSRT 試験結果

図5に各供試合金について、それぞれの試験雰囲気にて2回ずつSSRT試験を行って得られた結果を示す。同じ合金系に属する供試材について得られた応力変位曲線は、同じグラフに合わせて示した。この図では、RH90%中で得られた結果は赤線で、DNG中で得られた結果は青線で示した。また、表4にはこれらの2つの試験雰囲気下での機械的性質をまとめた。これらの結果から明らかのように、試験雰囲気の違いによる影響は、SSRT試験で得られた機械的性質のうちで伸びにおいて最も顕著に現れている。この試験雰囲気による伸びの大小に着目

すると、これらの供試合金は大きく3つに分類される。つまり、第一にRH90%中の伸びがDNG中に比較して小さい場合、第二にRH90%中の伸びがDNGに比較して大きい場合、第三に両試験雰囲気下での伸びに有意な差が見出されない場合である。次にそれぞれの場合について順次述べる。

まず、RH90%中における伸びがDNG中よりも小さい場合であるが、この傾向はAl-Zn-Mg系合金で非常に明瞭に認められ、Low-Cu-Mg若若干認められる。このうち、Al-Zn-Mg系合金のSSRT試験後の破断面のSEM観察結果を図6と図7に示した。これらのうち、特に図6に示したLow-Zn-Mgの破面形態において試験雰囲気の影響が顕著に認められた。すなわち、この合金のDNG中での破面は、図6(a)に示すように、巨視的には局部伸びして絞れた形状を呈しており、また微視的にはこの破面中に指示した部分の拡大像(図6(c))のような粒内ディンプル破面を呈しており、ほぼ完全に延性的な破壊であったことが確認される。一方、図6(b)に示すRH90%中における破面形態はこれとは対照的であり、巨視的には局部伸びで絞れた形状は認められず、試験片の初期の断面形状をほぼそのまま呈している。またこの絞れていない破面を縁取るように環境と接する表層部でのみ、図

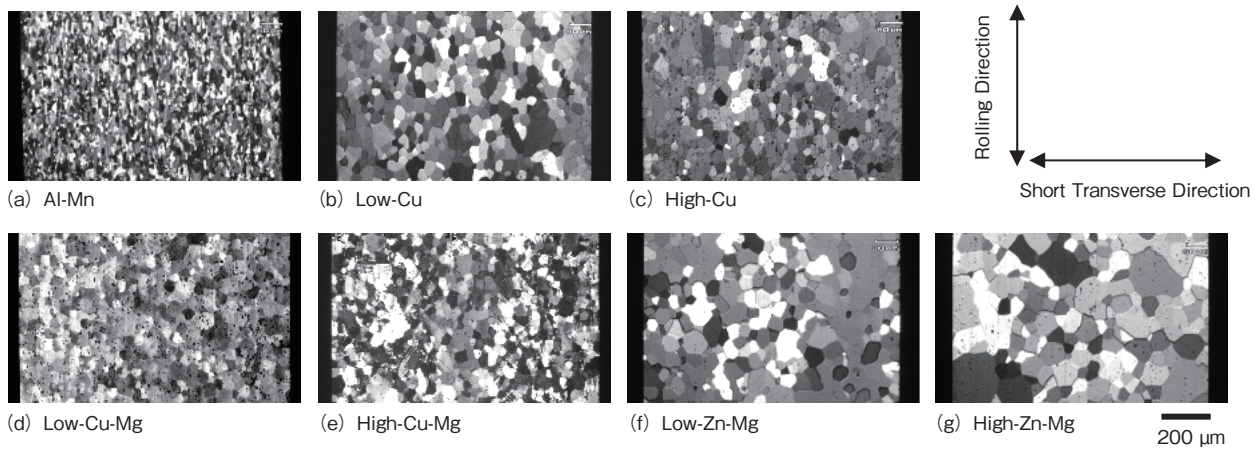


図4 供試材の結晶粒組織
Fig.4 Optical micrographs of the alloys.

表3 供試材の結晶粒径(平均切断長さで評価)と機械的性質

Table 3 Grain sizes evaluated as the mean-linear-intercept lengths of alloys after heat treatment and their mechanical properties.

Alloy ID	Grain Size, μm	Mechanical Properties		
		TS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)
Al-Mn	15	105	43	42
Low-Cu	32	213	118	14
High-Cu	31	307	203	13
Low-Cu-Mg	30	366	306	9.6
High-Cu-Mg	28	479	424	7.2
Low-Zn-Mg	39	362	312	15
High-Zn-Mg	62	479	444	11

6 (d)で示す拡大像のような結晶粒界割れ破面が形成されており、その内側に図6 (e)で示すような延性的な粒内ディンプル破面が形成されている。図6 (d)に示した結晶粒界割れの表面に着目すると、ここにはディンプルなどの延性的な痕跡は認められず、非常に脆性的な粒界割れであったのに対し、図6 (e)に示した試験片内側のディンプル破壊はDNG中で形成された破面(図6 (c))とほぼ同等の形状であった。このような表層部でのみ脆性粒界破壊が存在するような特徴的な破面は、湿度制御雰囲気中でのSSRT試験中に図2に模式的に示すように、引張変形中に試験片表面で発生した水素の一部が材料中に侵入した後に内部へ拡散していき、水素濃度が高い試験片

の表層近傍でのみ粒界割れが生じて、相対的に水素濃度が低い材料内部で、DNG中と同様にディンプルの形成を伴う延性破壊することにより形成されたものと解釈することができる。このことから、Low-Zn-MgのRH90%中での伸びの低下の原因については、同種のAl-Zn-Mg系の合金について行われた湿度制御雰囲気中でのSSRT試験についての既報⁷⁾の場合と同様に、水素脆化によるものと判断された。これと同様に、High-Zn-Mgは、RH90%中においては図7 (b)に示すように、破面のほぼ全面において、Low-Zn-Mg合金の表層部で観察されたものと同じような脆性粒界破壊が観察された。これは高組成合金のほうが低組成合金よりも水素脆化感受性が高

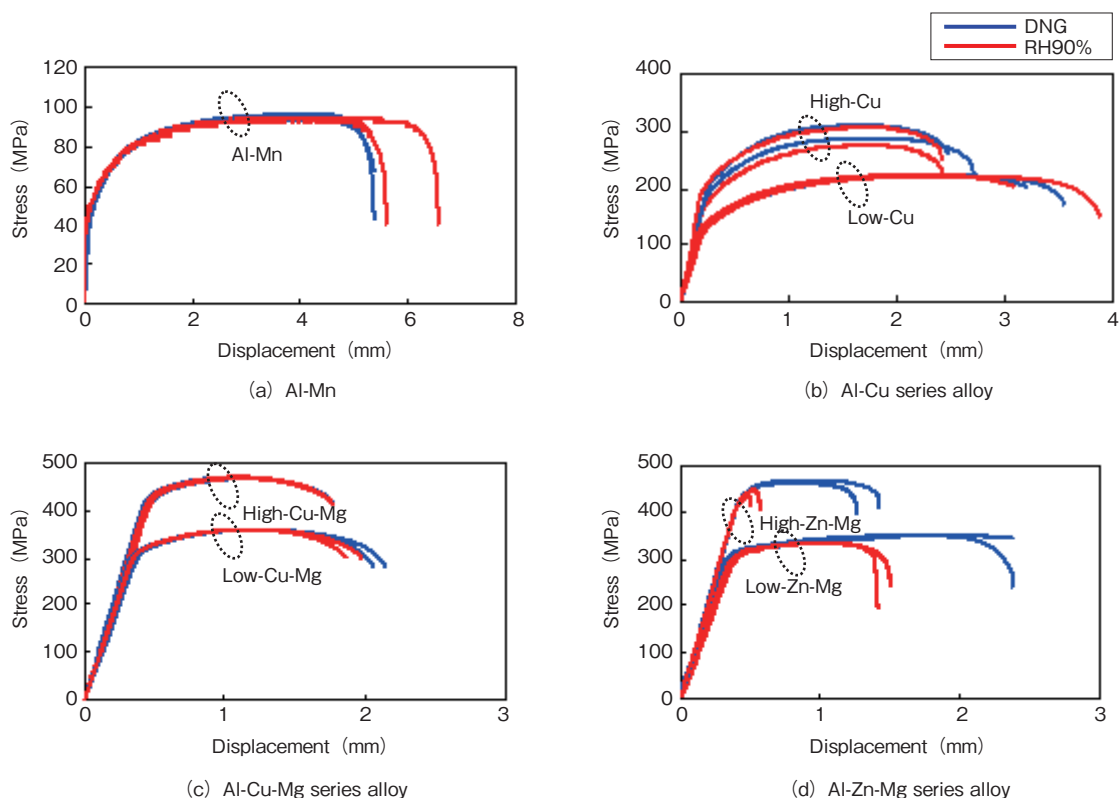


図5 湿度制御雰囲気中のSSRT試験によって得られた応力変位曲線図
Fig.5 Stress-displacement curves for SSRT tests of the alloys under controlled experimental humidity.

表4 SSRT試験から得られた各供試材の機械的性質およびHES指数(各条件について試験数2の平均値)
Table 4 Mechanical properties and HES parameters obtained from the SSRT tests. Each numerical value is an average of two SSRT test results under experimental condition.

Alloy ID	Mechanical Properties						HES Parameter
	TS (MPa)		YS (MPa)		EL (%)		
	DNG	RH90%	DNG	RH90%	DNG	RH90%	
Al-Mn	95	94	44	61	44.1	49.8	-0.13
Low-Cu	222	221	127	131	25.4	27.1	-0.06
High-Cu	298	290	200	190	18.9	17.8	0.06
Low-Cu-Mg	359	359	310	309	14.5	12.9	0.11
High-Cu-Mg	468	468	423	426	10.8	10.6	0.02
Low-Zn-Mg	350	335	308	306	19.4	9.0	0.54
High-Zn-Mg	465	441	434	420	8.0	1.2	0.85

く、脆性粒界破壊を引き起こすために必要な水素濃度が低いため、水素の侵入量が比較的少ない材料内部でも脆性破壊を示したものと考えられる。これに対してDNG中では、図7(a)で示すように、延性的な粒内ディンプル破壊部が占める割合が増大している。また観察結果の表示は省略したが、粒界破壊部に関しても、粒界破壊面の表面にはある程度変形した後に破壊したことを示す延性的な痕跡が認められ、全体的にRH90%中に比較して延性的な破壊形態を示していた。

ちなみに、RH90%中において形成されたLow-Zn-Mgの破面においては、図8に示すように水素脆化により形成された表層部の粒界割れと内部のディンプル破面の間には遷移領域が形成されている。この遷移領域における

特徴的な破面形態は擬へき開状粒内割れであると考えられ、このような破面は粒界破壊を引き起こすには不十分な中間的な水素濃度の領域において、水素がすべりを助長することによって形成されたものと考えられる。このような破壊形態の連続的な変化は、前述した試験片表層から内部での水素濃度分布の存在の1つの裏づけといえる。

これらのAl-Zn-Mg系合金と同様にLow-Cu-MgはDNG中に比較してRH90%中において、若干ではあるが伸びの低下が認められている。これがAl-Zn-Mg系合金の場合と同様に水素脆性によるものであるかどうかを調べるために行った破面観察の結果を図9に示す。DNGおよびRH90%中での破面ともに巨視的には、図9

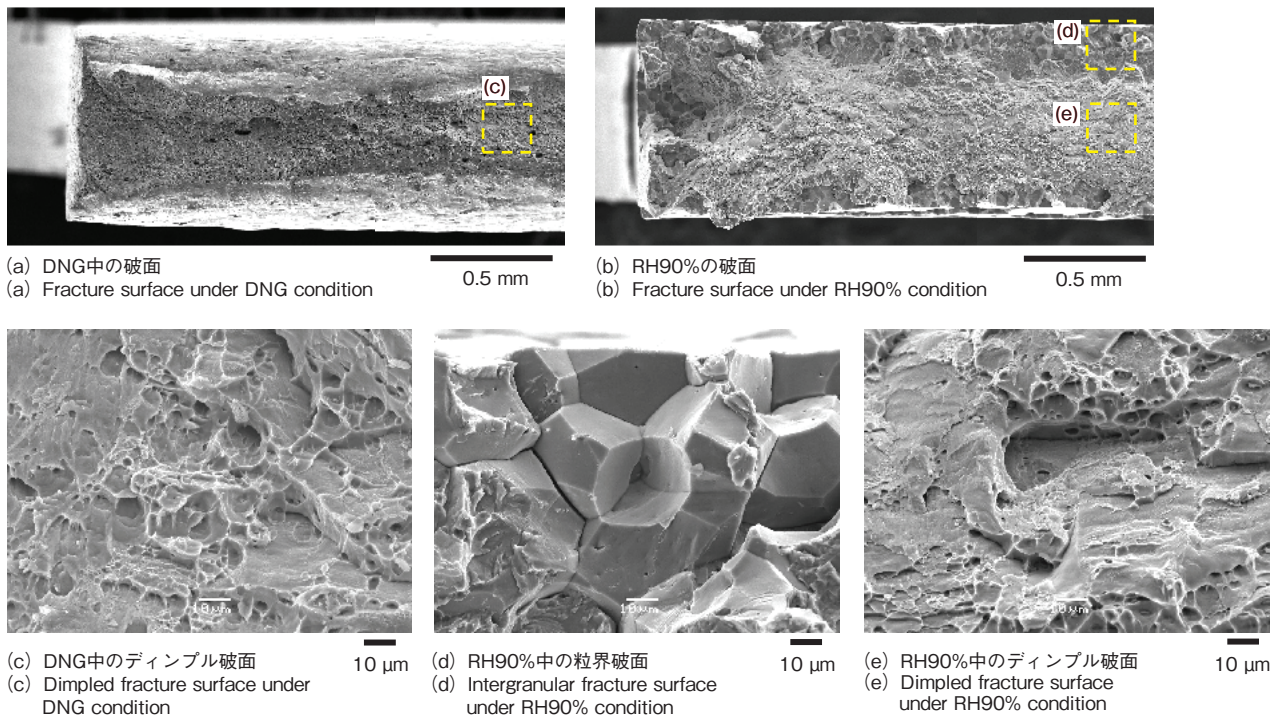


図6 Low-Zn-MgのSSRT試験後の破面. サンプル半面の低倍像((a)および(b)), およびこれらの図(a), (b)中に示した位置の拡大像((c), (d)および(e))

Fig.6 Fracture surfaces of Low-Zn-Mg after the SSRT tests. Low magnification images of the half planes ((a) and (b)), and enlarged images of the areas indicated in the whole images ((c), (d) and (e)).

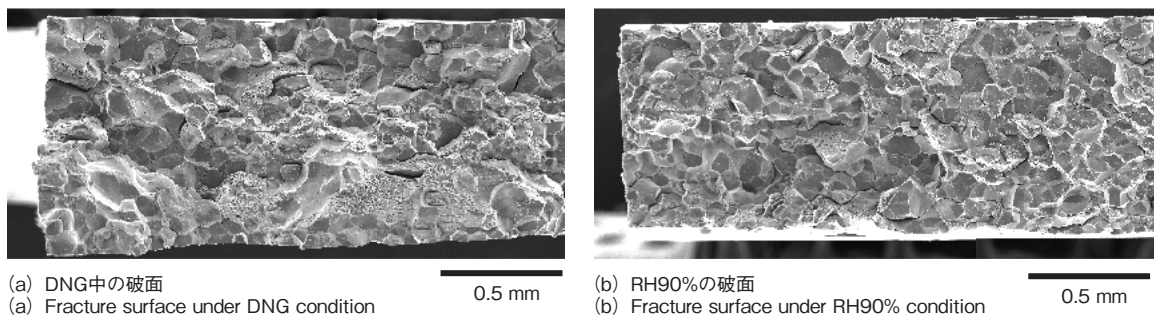


図7 High-Zn-MgのSSRT試験後の破面SEM像

Fig.7 Fracture surface of High-Zn-Mg after the SSRT tests.

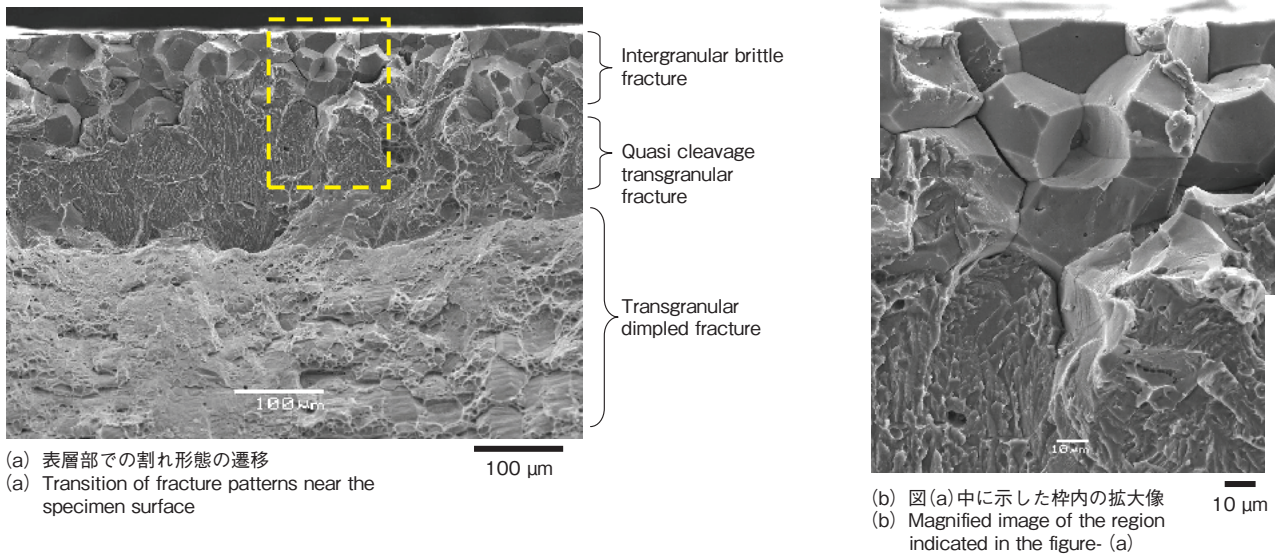


図8 Low-Zn-MgのRH90%中SSRT試験後の破面のSEM像
Fig.8 Fracture surfaces of Low-Zn-Mg after the SSRT tests under RH90% condition.

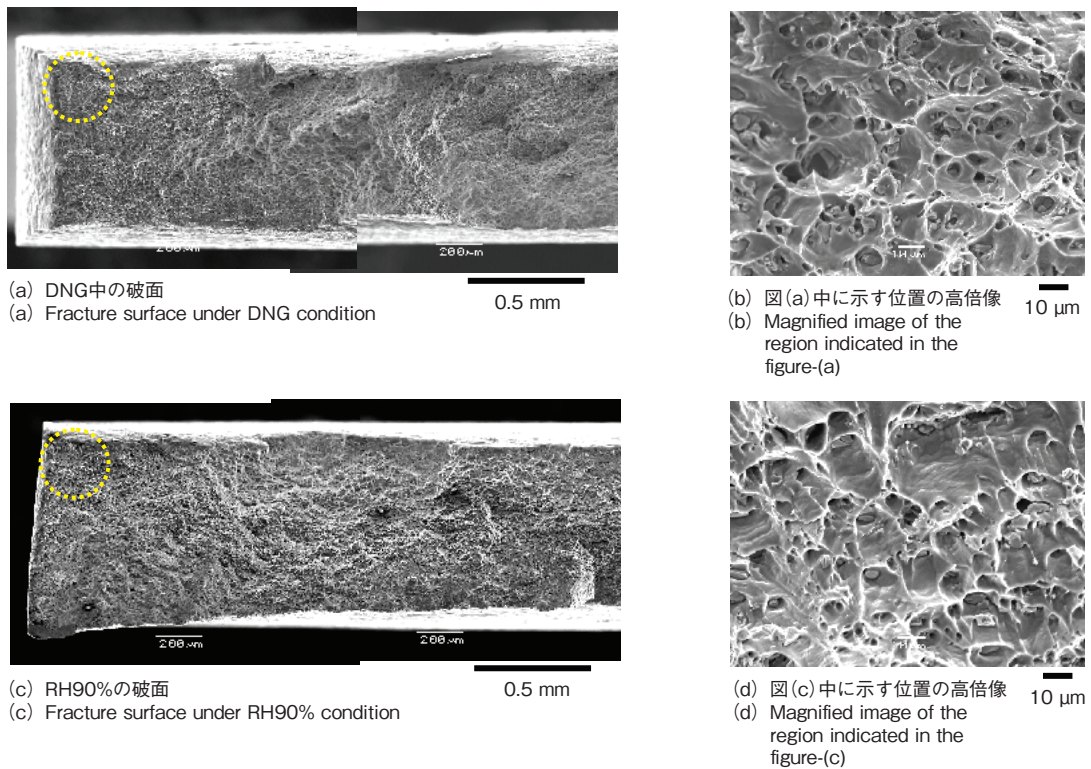


図9 Low-Cu-MgのSSRT試験後の破面SEM像
Fig.9 Fracture surfaces of Low-Cu-Mg after the SSRT tests.

(a), (c)に示すように局部変形をともなって絞れた破断形状を示している。また、微視的にも図9 (b)および図9 (d)に示すように破面の全面において両試験雰囲気ではほぼ同形態のディンプル破面を呈しており、RH90%中のAl-Zn-Mg系合金で確認されたような脆性粒界破壊は全く認められなかった。またこれ以外に水素に起因して伸びの低下が生じたことを示す破壊形態上の差異も認められなかったことから、RH90%中での若干の伸びの減少

は、水素脆化によるものではなく、供試材そのものの機械的性質のばらつきによるものである可能性も考えられる。

一方、Al-MnはRH90%中における伸びがDNG中よりも大きいという傾向を示している。このAl-MnのSSRT試験後の破面を図10に示すが、このうちRH90%中の破面は、図5 (a)に示した本合金の応力変位曲線のうち高い伸びを示した試験片について観察したものである。こ

の合金は供試合金のなかで最も高い延性を示しており、RH90%中とDNG中の両方の破面ともに局部伸びによって大きく絞れて、ほかの合金に比べてかなり小さい破断面となっている。両試験雰囲気での破面形態の違いとして、破断面の上下端部のラインが、DNG中では直線状で連続している(図10(a))のに対し、RH90%中ではこのラインが部分的に途切れており(図10(c))、この途切れた部分でさらに局部的に絞れた形状を呈している。図5(a)で示した応力変位曲線より、この試験片は最大荷重点に達した後の局部伸びがほかの試験片の場合に比較して大きいことが分かり、破断直前における局部変形に対し水素が影響を及ぼす可能性を示唆している。ちなみに、図10(b)および図10(d)には高倍率で観察したディンプル破面を示したが、両試験雰囲気でのディンプルの形態に大きな差異は認められなかった。以上の結果より、水素が合金の種類に応じて、Al-Zn-Mg合金の場合のように脆性粒界破壊を誘起して延性を低下させる脆性の効果と、それとは反対に塑性変形挙動に何らかの影響を与えて延性を助長する効果の両方を示す可能性がある⁷⁾ことが窺われる。しかし、RH90%中での伸びのばらつきが大きく、平均値としての伸びのDNG中に対する増大幅は小さく、この場合も供試材そのものの機械的性質のばらつきに起因する可能性を否むことはできない。

最後に、Al-Cu系合金およびHigh-Cu-Mg合金につい

てであるが、RH90%中とDNG中で伸びにほとんど差異が認められず、これらの合金が水素によって脆性も延性の助長も明確には示さないものと考えられる。High-Cu合金の応力変位曲線はほかの合金に比較してばらつきが大きい傾向にあるが、これについては試験雰囲気による影響ではなく、材料の機械的性質におけるばらつきに起因するものと解釈される。またこれらの合金のSSRT試験後の破面についてもSEM観察を行ったが、いずれの場合も破面全体が粒内ディンプル破壊の形態を示しており、試験雰囲気によってそのディンプルの形態に明確な差異は認められなかったため観察結果については省略する。

3.3 水素脆化感受性の比較

各合金の伸びに及ぼす水素の影響を定量的に評価して合金間で相互に比較するために、次の式(1)で計算される水素脆化感受性(hydrogen embrittlement sensitivity: HES)指数を求めた。

$$\text{HES 指数} = (\delta_{\text{DNG}} - \delta_{\text{RH90\%}}) / \delta_{\text{DNG}} \quad (1)$$

ここで、 δ_{DNG} はDNG中における伸び、 $\delta_{\text{RH90\%}}$ はRH90%中における伸びを示す。この指数は不活性な基準環境であるDNG中における伸びに対する脆化促進環境であるRH90%中での伸びの低下割合を示すものであり、RH90%中で伸びがゼロの場合に最大値1を示す。また、DNG中に比較してRH90%中において大きな伸び

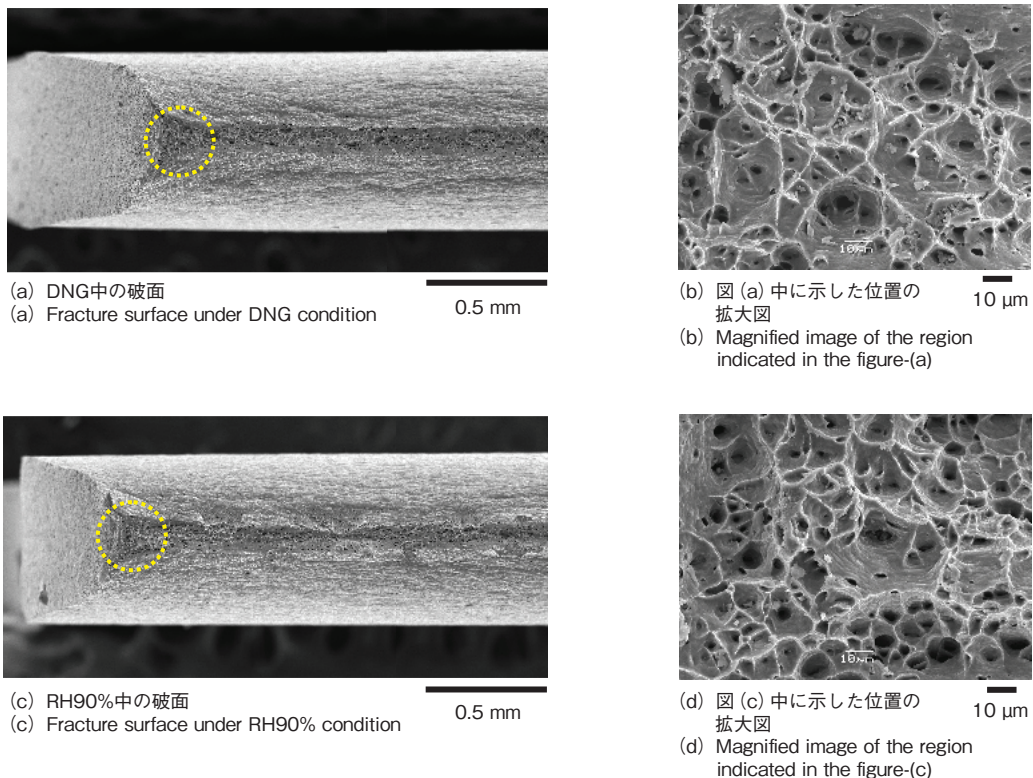


図10 Al-MnのSSRT試験後の破面SEM像
Fig.10 Fracture surfaces of Al-Mn after the SSRT tests.

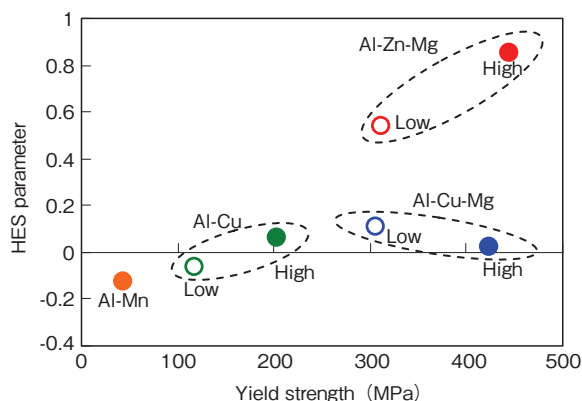


図 11 各試材の HES 指数と耐力の関係
Fig. 11 HES parameters of the alloys plotted as a function of yield strength.

が得られた場合に、HES 指数は負の値を示す。SSRT 試験の結果より計算した各合金の HES 指数を表 4 に示した。また、図 11 には各合金の HES 指数を縦軸に、通常の引張試験で測定した耐力値を横軸にプロットして示した。本研究での供試材の HES 指数は Al-Mn の -0.13 から High-Zn-Mg の 0.85 に及ぶまで非常に広い範囲にわたる値を示し、合金種によって水素脆化感受性が大きく異なることが特徴的である。また、Al-Zn-Mg 系合金の強度は Al-Cu-Mg 系合金と同等レベルであるが、Al-Zn-Mg 系合金の HES 指数は Al-Cu-Mg 系合金に比べて非常に大きいことから、これらのアルミニウム合金の HES 指数が合金の強度に依存するのではなく、合金種に大きく依存していることが特徴的であるといえる。この傾向は、一般的に材料の強度が高くなるにつれて水素脆化しやすくなるという傾向が認められている鉄鋼材料⁹⁾とは大きく異なるものである。なぜ Al-Zn-Mg 系合金が明確な水素脆化を示すのに対して、同じ強度レベルの Al-Cu-Mg 系合金が水素脆性を示さないのかの理由については、本研究の範囲で明らかにすることはできなかったが、この傾向はこれら 2 つの合金系で実用上問題となる応力腐食割れ(stress corrosion cracking)でのき裂進展機構が Al-Zn-Mg 系合金の場合に水素脆化により、Al-Cu-Mg 系合金の場合には優先的な粒界の溶解によると区別されている¹⁰⁾ことにも関連があるものと考えられる。

4. おわりに

高圧水素ガス中における 3000 系、2000 系および 7000 系合金の将来的な使用を想定して、これらの合金の本来的な水素脆化感受性を比較し、高圧水素ガス中での使用に適する合金系を見出すことを目的として、各種の二元および三元合金を試作して、湿度制御雰囲気中での SSRT 試験に供して次の知見を得た。

- (1) 試験に供したアルミニウム合金の水素脆化感受性 (HES) 指数は -0.13 から 0.85 の広い範囲にわたった。
- (2) Al-Zn-Mg 系合金は 0.54~0.85 の比較的高い HES 指数を示すが、同等の強度レベルにある Al-Cu-Mg 系合金の HES は 0.11 以下であり、これに比べて非常に小さかった。これよりアルミニウム合金の水素脆化感受性は材料強度よりも合金組成に強く依存するものと考えられる。
- (3) 低い HES 指数を示した Al-Mn、Al-Cu および Al-Cu-Mg 系合金は、水素脆性の観点より、高圧水素環境下で使用される部材として適するものと考えられる。

なお、本研究は新エネルギー・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」の一環として、(株)日本アルミニウム協会の協力のもとに実施した研究成果の一部であり、関係各位のご指導とご協力に感謝いたします。

参考文献

- 1) 倉本繁, 謝明君, 菅野幹宏: 軽金属, **52** (2002), 250.
- 2) 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 18 年度のうち平成 17 年度中間年報 (2005).
- 3) G. A. Young Jr., J. R. Scully: Metal. and Mater. Trans. A, **33A** (2002), 101.
- 4) 一谷幸司, 小山克己, 伊藤吾朗, 大崎修平, 藪田均: 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要 (2008), 315.
- 5) 大崎修平, 池田淳, 木下勝之, 佐々木侑髓: 軽金属, **56** (2006), 721.
- 6) 田村元紀, 柴田浩司: 日本金属学会誌, **69** (2005), 1039.
- 7) 安藤誠, 妹尾政臣, 菅野幹宏: 軽金属, **57** (2007), 19.
- 8) 大崎修平, 池田淳, 木下勝之, 一谷幸司, 竹島義雄, 佐々木侑髓: 軽金属, **57** (2007), 74.
- 9) 松山晋作: 遅れ破壊, 日刊工業新聞社.
- 10) T. D. Burleigh: Corrosion, **47** (1991), 89.



一谷 幸司 (Koji Ichitani)
技術研究所



小山 克己 (Katsumi Koyama)
技術研究所