アルミニウム合金 A6N01-T5 の腐食形態に 及ぼす組織の影響

正員 高 橋 千 織 正員 松 岡 一 祥 千 田 哲 也 柴 田 俊 明 古 谷 典 亍 矢 野 不二夫

Influence of Microstructure on the Corrosion Behavior of Aluminum Alloy A6N01-T5

by Chiori Takahashi, *Member* Tetsuya Senda, Noriyuki Kotani

Kazuyoshi Matsuoka, *Member* Toshiaki Shibata Fujio Yano

Summary

Corrosion behavior of the industrially manufactured materials of an Al-Mg-Si alloy A6N01 was investigated for a soak in synthetic seawater at 40°C for 20 days. Microstructural analyses were also carried out by electron probe microanalyzer (EPMA) and X-ray diffractometry (XRD). Although the chemical compositions and mechanical properties were within the limit prescribed in the standard (JIS), a wide variation of the microstructure was observed probably depending on manufacturing process including both mechanical and heat treatments. The materials were characterized by the detailed analyses of the precipitates in the aluminum matrix. In particular, distribution of magnesium and crystallography of the precipitates were indicative for this characterization. SEM (scanning electron microscope) observations of the surface of the materials after the soak revealed that the corrosion morphologies of these materials were categorized into three types including large micropitting with a slight intergranular corrosion, general corrosion and intergranular corrosion with connected small micropits. These morphologies correlate with microstructural features probably because the local-action cell formation depends on the distribution of additive elements in the aluminum matrix.

1. 緒 言

1.1 背景

JIS H 4100 による A6N01 合金は,構造用押出形材として応用範囲の広い中強度 Al-Mg-Si 合金であり,用途に応じて規格範囲内で化学成分等を調整して使用される。この合金の特長は押出性の良好さにあり,薄肉,幅広の形材を高速で押し出すことができる。陸上では,新幹線車両構体などに使用されている。

日本では、高速軽構造船を建造する場合、船殻用の板材であれば A5083P-O あるいは H32(1)を、形材であれば A5083S-H112を用い、上部構造の軽量化を考慮するに至って初めて A6N01 合金の使用を検討する。その背景とし

運輸省船舶技術研究所材料加工部

原稿受理 平成9年7月10日 秋季講演会において講演 平成9年11月14,15日 ては、A6061、A6N01 などの 6000 系アルミニウム(A1-Mg-Si) 合金の接水部への使用を制限する規準^{1,2)} の存在があげられる。しかし、国際的には、船体の板材は 5000 系(A1-Mg) 合金、形材は 6000 系合金を使用し、5、6 種の 6000 系アルミニウム合金の接水部への使用が認められている (LR^3)、 BV^4)、 DNV^5)。特に、A6N01 合金と成分組成の規格がほとんど重なり合う A6005A 合金は、 BV^4 と DNV^5 により接水部への使用が認められている (DNV では Cu 量を 0.15 %以下に制限している)。また、鋼を不純物元素 (0.1 %以下に制限)とする A6082-T6 合金の接水部への使用はほとんど制限されない。

幅広,薄肉の押出材の船殻への使用は,構造重量の低減,溶接および歪み取りの工数の削減の観点から求められている。そして,この目的に沿うアルミニウム合金としてはA6N01 合金が現状では最も有望である。しかし,A6N01 合金の規格成分範囲は広く,薄肉押出材の標準的なT5 調質処理条件もその規定は曖昧である。一方,A6N01 合金と類似なA6005A 合金については,材料製造者,造船所,運航

者そして船級協会が協力して品質管理を行うことでその性能が維持されるべきである⁶ と考えられている。そこで、A6N01-T5 合金についてもこれを船殻構造に用いるためには、その品質についての知識、検査方法および判定基準が求められる。また、第一に検討する必要のある品質としては耐海水性があげられる。

1.2 A6N01-T6, A6082-T6 および A5083 の耐海水性

著者らは A6N01-T6 合金の耐海水性を,A6061-T6,A6082-T6,A5083-O および A5083-H321 合金を対照材として検討してきた $^{7-9}$ 。 Table 1 にそれらの試料の化学成分を示すとともに,以下にその経緯を要約する。

(1) 腐食減量

人工海水 (ASTM-D 1141-52) への浸漬試験 (25°C, pH 8.2, 空気バブリング)による 6000 系合金の腐食減量を A5083-O の値で正規化して銅の含有量 (重量%) で整理すると Fig. 1 となった。図中の○と●は A6N01-T6, ■は A6082-T 6 および★は A6061-T6 である。

図を見ると、全般的に A6N01-T6 の腐食減量は A5083-

Oに比べて少なく、特に、銅含有量 0.2%未満でその傾向が著しい。6000 系合金の海水中腐食は、銅と Mg_2Si の局部電池により生じると考えられており、A6205 合金などの銅を含まない合金には十分な耐海水性があるとの報告 101 もあった。そこで、 DNV^{51} による銅含有量による制限は合理的であり、銅含有量を 0.1%以下にすれば A6N01 合金の耐海水性は保証されると判断した $^{7.81}$ 。しかし、さらに検討を進めると、後に示す理由により再検討の必要が生じた 91 。

(2) 腐食形態

耐海水アルミニウム合金として使用されている A5083-O 合金の人工海水中での腐食形態"を Photo 1 に示す。写真に見られるような腐食形態が,全面腐食であり,孔食,粒界腐食,剝離腐食などに比べて危険が少ないとされている。

A5083 合金の船舶への使用実績は多く,その間,腐食に起因する事故も生じている。Photo 2 は A5083 合金押出材を冷間で調厚,焼き鈍して A5083-O とし,その後 H321 に硬化,調質して人工海水中で腐食させたものである⁸⁾。粒界

					poortio.	01 00	p.co .		or cyrous test	DC11CB (11 C1/U/	
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	Alloy-Temper	Marks in Fig.1	Photo No.
0.06	0.1	Tr	0.65	4. 27	0.13	0.01	0.02	Bal.	5083-0		
0.53	0. 27	0. 35	Tr	0.98	0.07	Tr	0.02	Bal.	6061 - T6	*	
0.52	0. 1	Tr	0.04	0.71	0.04	Tr	0.02	Bai.	6NO1 - T6	•	
0.54	0.1	0.1	0.04	0.71	0.04	0.01	0.02	Bal.	6N01-T6	•	4
0.56	0.11	0. 21	0.04	0.75	0.04	Tr	0.02	Bal.	6NO1 · T6	•	
0. 57	0.11	0. 34	0.04	0.71	0.05	Tr	0.02	Bal.	6NO1 - T6	•	
0.55	0.08	0.023	Tr	0.7	Tr	0.01	0.01	Bal.	6N01 - T6	0	
0.56	0.07	0.03	Tr	0.72	Tr	Tr	0.01	Bal.	6N01 - T6	0	
0.56	0.07	0.05	Tr	0.71	Tr	0.01	0.02	Bal.	6NO1 - T6	0	
0.56	0.07	0.07	Tr	0.7	Tr	0.01	0.01	Bal.	6N01 - T6	0	5
1.05	0.08	0.1	0.72	0.83	0.01	0.02	0.01	Bal.	6082 - T6		3
0.06	0.1	Tr	0.65	4. 27	0. 13	0.01	0.02	Bal.	5083-0		1
0.06	0.1	Tr	0.65	4. 27	0. 13	0, 01	0.02	Bal.	5083-H321		2

Table 1 Chemical composition of samples in the previous test series (wt.%)

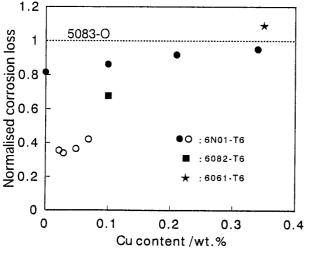


Fig. 1 Relation between normalised corrosion loss and Cu content of 6000 series aluminum alloys.

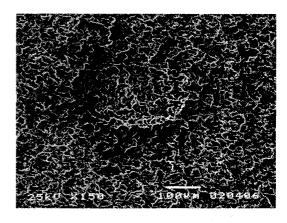


Photo 1 Surface observation of A5083-O alloy after a soak in synthetic seawater at room temperature for 6 months.

腐食が進行し、結晶粒が剝離している。この試料は実験室的に作られたものであり、実用材でこのような腐食が生じることはきわめてまれである。しかし、健全な A5083 合金であっても取り扱いによっては、このような危険な腐食の可能性を含んでいる。

ヨーロッパを中心に船舶に多用されている A6082-T6 合金の人工海水中腐食の形態 8) を Photo 3 に示す。 Photo 1 の A5083-O と同様の全面腐食である。

銅の含有量があまり異ならない 0.10 %と 0.07 %でも腐食形態に明白な差が生た原因としては,加工熱処理条件による結晶粒径,晶出物,析出物の分布の違い^{11,12)} が考えら

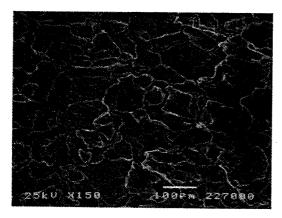


Photo 2 Surface observation of A5083-H321 alloy after a soak in synthetic seawater at room temperature for 6 months.

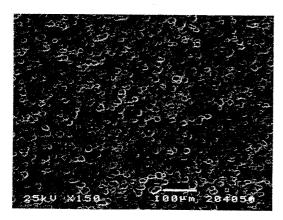


Photo 3 Surface observation of A6082-T6 alloy after a soak in synthetic seawater at room temperature for 6 months.

れた。そこで、試料の製造方法について調査するとともに、 金属組織学的検討を行った⁹⁾。

(3) 製造方法と金属組織

Fig. 1の○および●印の試料はともに調質条件は T6 であり,525から535℃で溶体化処理,水冷後,170から180℃で8時間程度の時効硬化処理を行っている。しかし,溶体化処理以前の取り扱いが異なる。●印の試料は押出後,溶体化処理を行っていたのに対し,○印では押出後,冷間で調厚(4 mm から 3 mm に減厚)してから溶体化処理を行っていた。

以上から、(2)に述べた腐食形態の差は溶体化処理以前

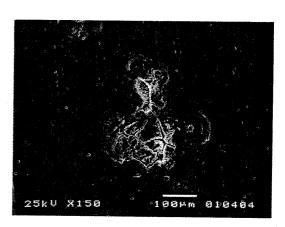


Photo 4 Surface observation of A6N01-T6 (0.1%Cu) alloy after a soak in synthetic seawater at room temperature for 6 months.

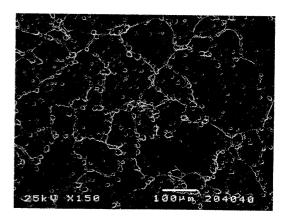


Photo 5 Surface observation of A6N01-T6 (0.07%Cu) alloy after a soak in synthetic seawater at room temperature for 6 months.

の冷間加工の有無による金属組織の差に起因すると推察された⁹⁾。すなわち,押出後すぐに溶体化処理した場合 (Fig. 1 中●印) には,Mg₂Si を含む晶出物が起点となって孔食が生じるのに対し,冷間加工後に溶体化処理した場合 (Fig. 1 中○印) では,粒界に析出した微細な Mg₂Si が選択的に溶解することにより粒界腐食となると考えられる。

1.3 本論文の目的

薄肉押出材を製造する場合,押出後 525°C以上に加熱し水冷する T6 処理は押出材の変形が避けられないためほとんど不可能である。そこで,押出,冷却後に 8 時間程度 170 から 180°Cで時効硬化を行う T5 処理とならざるを得ない。この T5 処理は,押出後の冷却速度が明確に規定されているわけではない。

溶体化処理を行うことで比較的安定していると考えられている T6 材であっても、上述のように金属組織の差異が生じ、それにより腐食形態が異なる可能性がある。すると、T6 処理よりも規定が曖昧な A6N01-T5 合金を船殻材料として使用するためには、その金属組織、そして、腐食形態を把握し、使用できる範囲を明確にしておく必要がある。

本論文は、A6N01-T5 合金実用材の実態を金属組織学的に把握し、さらにその組織の差異が人工海水中腐食形態に及ぼす影響について検討したものである。

2. 材 料

出荷前の A6N01S-T5 製品から試料を採取した。製造機 関は複数である。試料の化学成分を Table 2 に,機械的性 質を Table 3 に示した。

A6N01 合金の規格成分範囲は広いにもかかわらず、成分のばらつきは少ない。 Cu 量は 0.01 から 0.11 %である。

機械的性質については, 試料番号 4,5 の 0.2 %耐力が少し小さいこと, および, 試料番号 2 の伸びが小さいことを除けば, 明白な差はない。

3. 組 織

Table 2 および 3 に示した 7 試料の金属組織学的検討を行った。

電子プローブマイクロアナライザ (EPMA) および X 線

回折分析の結果を Table 4 に示した。表には、人工海水中 腐食形態もあわせて示している。

金属組織の代表的なものについて元素分布分析結果をFig. 2 に示した。表示は Mg, Si および Fe の元素各々の相対的な濃度分布で、明るいほど元素が高濃度であることを示している。図には、人工海水中腐食後の表面の走査電子顕微鏡写真もあわせて示している。

3.1 EPMA の結果

EPMA による元素濃度の分布は、Mg などに注目すると以下の 5 つのパターンに分類できる(Fig. 2 および Table 4 参照)。

1) Mg がほとんど晶出物となっており、マトリックス 中の Mg 濃度が低い。

試料番号1がこれにあたる。元素分布を見る限りは、 Fig. 1の●印の組織に近い。

2) 上記に近いが、Mgの分布は少し広がり、Siがより 細かく均一に分散している。

試料番号2がこれにあたる。

3) 粒界の一部で Mg の欠乏が見られ, 粒内の Mg を含む晶出物が大きい。

試料番号3がこれにあたる。

4) 粒界で Mg が欠乏しているが、粒界上の所々に Mg を含む晶出物がある。

試料番号4および5がこれにあたる。

5) Mg はほぼ均一に分布し、Mg を含む析出物と含まないものがある。

試料番号6および7がこれにあたる。元素分布を見る限りは、Fig.1の○印の組織に近い。

3.2 X線回折分析の結果

X 線回折分析では総ての試料から Mg_2Si が検出された。 Mg_2Si 以外には、AlFeSi の β 、 γ 相および Al_6Mn が検出された (Table 4 参照)。 試料はこれらの化合物により以下の 4 つのグループに分けられる。

- Mg₂Si 以外に AlFeSi の β および γ 相が存在する。 試料番号 1, すなわち EPMA で 1)のパターン。
- 2) Mg₂Si 以外に AlFeSi の γ 相および Al₆Mn が存在

Table 2 Chemical composition of samples (wt.%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Τi	A1
JIS-H4100	0.40 ~ 0.9	≦ 0.35	≤ 0.35	≤ 0.50	0.40 ~0.8	≤ 0.30	≤ 0. 25	≤ 0.10	_
1	0.52	0.20	0.01	0.07	0.71	0.04	0.01	0.02	Bal.
2	0.6	0.20	0.09	0.04	0.7	0.04	0.03	0.02	Bal.
3	0.55	0.20	0.08	0.06	0.70	0.04	0.01	0.02	Bal.
4	0.53	0.24	0.11	0.07	0.68	0.04	0.02	0.02	Bal.
5	0.5	0.18	0.09	0.03	0.7	0.04	0.01	0.02	Bal.
6	0.6	0.19	0.10	0.03	0.7	0.03	0.02	0.02	Bal.
7	0.54	0.20	0.01	0.07	0.74	0.04	0.01	0.03	Bal.

Table 3 Mechanical properties of samples

	Tensile strength (MPa)	0.2% offset strength (MPa)	Elongation (%)
JIS-H4100	≥245	≥205	≧8
1	269	237	12. 4
2	284	255	8.0
3	279	257	12.9
4	260	217	14.0
5	255	218	14.0
6	290	251	14.0
7	277	238	10.8

する。

試料番号 2, すなわち EPMA で 2)のパターン。

3) Mg₂Si 以外に AlFeSi の β 相および Al₆Mn が存在 する。

試料番号 3, 4 および 5 がこれにあたる。すなわち EPMA で 3 および 4) の 2 つのパターンである。

4) Mg₂Si 以外に AlFeSi の β 相が存在する。 γ 相と Al₆Mn は見られない。

試料番号 6 および 7,すなわち EPMA で 5)のパタ ーン。

3.3 組織のばらつきと機械的性質

3.1 および3.2 節に示した金属組織の違いは、Table 2 の成分組成と関連づけることはできない。この違いは、押出以前の鋳造物の熱処理、押出条件、押出後の冷却速度などに起因するものと考えられる。

Table 4 と Table 3 を比べると,以下の点では機械的性質が金属組織の影響を受けていると考えられる。

- ・試料番号2だけには化合物としてAlFeSiの γ 相と Al_6 Mnがともに存在するが、この試料のみ伸びが小さい。
- ・試料番号4および5は、Mgが粒内に比較的均一に分布し、粒界では欠乏しているが、この2つの試料だけが0.2 %耐力が明らかに低い。

以上の組織と機械的性質の関係が見られるものの、総ての

試料は規格範囲内である。

4. 腐食試験

4.1 試験方法

Table 2から4に示した7つの試料をアセトンで脱脂後,pH8.2に調製した人工海水(ASTM-D1141-52)中に20日間浸漬した。試験水槽は蓋付き二重構造のガラス製容器で,水槽内に1リットルの人工海水と試験片を入れ,海水は循環させず,エアポンプで給気を行った。初期の腐食形態を短期間で確認するために,容器の外殻側には41°Cの湯を循環させて人工海水の温度を40°Cに保持した。試験片は各種製品から切り出したため,寸法は一定でなかった(外寸(25~50)×50×(2~5)mm)。試験終了後,濃硝酸で腐食生成物を除去し,腐食状態を観察した。

4.2 腐食形態

6N01-T5 実用材の総ての試料について、Photo 4 に見られるような孔食は観察されない。観察される孔食は、晶出物が優先溶解したと思われる微細なもので、以後これを微細孔食とする。腐食形態は概ね以下の3つのパターンに分類できる(Fig. 2 参照)。

1) 比較的大きな微細孔食

全面腐食と分類も可能であるが、比較的大きな微細孔 食が、粒界および粒内に見られ、粒界の微細孔食は繋 がって粒界腐食の様相となる。試料番号1から3で、

Table 4 Summary of microstructural analyses on as-received samples by EPMA and XRD, and the corrosion morphology after a soak in synthetic seawater at 40°C for 20 days.

	EPMA		XRI)		Corrosion morphology	
	·	Mg ₂ Si	β-AlFeSi	γ-AlFeSi	Al ₆ Mn		
1	Most of Mg precipitates in the coarse Mg-compound form.	0	0			Large Micropitting with slight intergrannular corrosion	
2	Similar to No.1 sample. Small, unifomly distributed precipitates	0		0	0	Preferential dissolution of the larger precipitates and the grain boundaries	
3	Mg is slightly poor along the grain boundaries. Large Mg-precipitates are located within the grains.	0	0		0	Uniform distribution of the dissoluted precipitates in the grains	
4	Mg is poor along the grain boundaries.	0	0		0	General corrosion	
5	Large Mg ₂ Si compounds on the grain boundaries.	\bigcirc	0				
6	Most of Mg distributes uniformly in the Al	0	0			Intergranular corrosion due to micropitting Intergranular corrosion due to preferential dissolution of the smaller	
7	matrix.	0	0			precipitates at the grain boundaries. Few dissoluted precipitates in the grains.	

780

EPMA では1から3)のパターンにあたる。

2) 全面腐食

A6082-T6 (Photo 3 参照) と類似の腐食形態。試料番号 4 および 5 で, EPMA では 4) のパターンにあたる。

3) 微細孔食による粒界腐食

粒界に存在する小さな微細孔食がつながって粒界腐食の様相を呈している。試料番号 6 および 7 で, EPMAでは 5)のパターンにあたる。

腐食形態 1) のパターンとの違いは、粒界の微細孔食が小さいことと粒内の微細孔食が少ないことである。また、こ

の腐食パターンは A6N01-T6 の粒界腐食 (Photo 5 参照) とも異なる。T6 材の場合には、粒界に微細孔食の偏在は見られない。

あえて以上の3つのパターンに分類したが、Photo 1から5に見られるような際だった特徴はなく、総て微細孔食をともなう全面腐食と分類することもできる。

5. 腐食形態と組織の関係

4章の腐食形態と3章の組織についての検討結果を関連付けるとA6N01-T5合金の腐食形態と金属組織の関係に

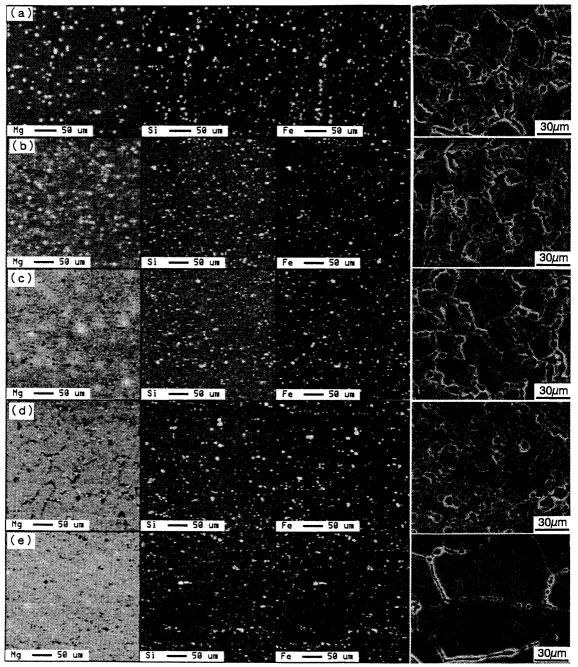


Fig. 2 Results of microstructural analyses on as - received specimens by EPMA, and surface observation after a soak in synthetic seawater at 40°C for 20 days. (a)No. 1, (b)No. 2, (c) No. 3, (d)No. 5 and (e)No. 6.

ついて以下が言える。

1) 比較的大きな微細孔食

Mg を含む晶出物が大きく多数存在する場合には、比較的大きな微細孔食が生じ、粒界の微細孔食がつながって粒界腐食の様相を呈する。試料番号3を除けば、これを特徴付ける化合物は AlFeSi の γ 相である。

2) 全面腐食

粒内に Mg が比較的均一に分布し、粒界で Mg が欠乏している場合には全面腐食となる。試料番号 3 を除けば、これを特徴付ける化合物は Al_8Mn である。

3) 微細孔食による粒界腐食

Mg が粒界, 粒内を問わず均一に分布していると微細 孔食による粒界腐食となる。この場合, AlFeSi の γ 相 および Al_6 Mn は見られない。

以上のように、ここで取り扱った範囲では、EPMA および X 線回折分析結果から腐食形態を予測することはある程度可能である。しかし、ミルシートなどから簡単に腐食形態を予測することは困難である。唯一、可能性のある方法として以下が考えられる。

船体接水部に使用実績のある A5083-O および A6082-T5 合金と同様の全面腐食する A6N01-T5 合金による製品を選定したい場合, 0.2 %耐力 220 MPa 程度, 引張強さ260 MPa 程度, 伸び 14 %程度で要求を満たす可能性が高い。なお,強度の数値については Cu 量 0.1 %程度の場合であって, 銅含有量がこれよりも少ない場合には, 強度を低く設定すべきであろう (Table 2, 3 参照)。この推察は,全面腐食した試料番号 4 および 5 が製造機関が異なるにもかかわらず, それ以外の試料とは際だって異なる機械的性質であったことに基づいている。しかし,本研究に用いた実用材の数は十分でなく,さらに検討を重ねる必要がある。

6. 結 言

A6N01-T5 実用材を収集し、金属組織と人工海水中腐食 形態の関係について検討した。得られた主な結論を以下に 述べる。

- (1) A6N01-T5 合金は金属組織学的には、Mg の晶出物、結晶粒内、粒界での分布および Al_6Mn 、AlFeSi の β と γ 相の有無で分類できる。
- (2) A6N01-T5 合金の人工海水中腐食形態は, 概ね微細 孔食をともなう全面腐食であるが, 細かくは, (i)比 較的大きな微細孔食, (ii)全面腐食, (iii)微細孔食に よる粒界腐食に分類される。
- (3) 上記(2)の腐食形態は,(1)の金属組織学的分類と 対応している。
- (4) 金属組織学的検討によらず腐食形態を予測すること は困難であるが、全面腐食については機械的性質から 推定できる可能性がある。

現状では、どの腐食形態が最善かは判断はできない。使用実績に従って、A5083-O あるいは A6082-T6 のように全面腐食する材料が要求されるなら、粒内に Mg が比較的均一に分布し、粒界で Mg が欠乏しているものを選択することとなる。このような金属組織はミルシートから予測できる可能性がある。しかし、そのような材料は 0.2 %耐力が若干低くなる可能性がある(Table 3 の試料番号 4、5 参照)。また、全面腐食と分類されなかったその他の腐食形態が致命的になるとする根拠もない。今後、長期間の試験、試用によって経験を蓄積して行くことが必要である。また、船舶用として、新たな 6000 系合金を開発して行くことも望まれる。

最後に、本研究は(社)軽金属溶接構造協会「アルミニウム合金船構造の軽量化委員会」(冨田康光委員長)の調査研究の一部として実施したものであり、関係各位のご協力に感謝いたします。特に、使用した A6N01-T5 実用材の提供を願った各機関(神戸製鋼所、昭和アルミニウム、住友軽金属、日本軽金属、古河電気工業、三菱アルミニウム)に対し、心からの謝意を表します。

参考文献

- 1) 運輸省:高速船構造基準, 海検第81号, 1996.
- 2) 日本海事協会:鋼船規則, K 編 材料, 8章 アルミニウム合金, 1995.
- 3) Lloyd's Register of Shipping: Rules and Regulations for the Classification of Ships, Part 2 Manufacture, Testing and Certification of Materials, Chapter 8 Aluminium Alloys, 1996.
- 4) Bureai Veritas: Rules for the Construction and Classification of High Speed Craft, 1995.
- 5) Det Norske Veritas: Rules for Classification of Ships Newbuildings, Materials and Welding, Part 2, Chapter 2 Metallic Materials, 1996.
- 6) Raynaud, G.M.: New Aluminium Products for High Speed Light Crafts, 2 nd Int. Forum on Aluminium Ships, 1995.
- 7) 千秋, 松岡:アルミ合金 6 N 01 の耐海水性, 第 63 回 船研講演会講演集, 1994.
- 8) アルミニウム合金船構造の軽量化委員会平成7年度 報告書,軽金属溶接構造協会,1996.
- 9) 高橋 他: Al-Mg 及び Al-Mg-Si 合金の耐海水性 に及ぼす組織の影響, 軽金属溶接構造協会第 27 回 研究発表会講演概要, 1997.
- 10) DiRusso, E.: Aluminum alloys of 6000 series valuable in high-speed craft constructions, High Speed Surface Craft Conf., 1980.
- 11) アルミニウム材料の基礎と工業技術, 軽金属協会.
- 12) 山口, 当摩:Al-Mg-Si 系合金の粒界腐食感受性に 及ぼす Cu の影響, 軽金属学会第 90 回春季大会講演 概要, 1996.