

析出強化型材料の耐食性に及ぼす 微細構造の影響に関する基礎的研究

高橋 千織*、松岡 一祥*、千田 哲也*、吉井 徳治*、
牛嶋 通雄*、岩田 知明*、北村 茂**、古谷 典予***、
矢野 不二夫***

The Influence of Microstructure on the Corrosion Behavior of Precipitation Hardening Materials

by

Chiori TAKAHASHI, Kazuyoshi MATSUOKA, Tetsuya SENDA,
Tokuharu YOSHII, Michio USHIJIMA, Toshiaki IWATA,
Shigeru KITAMURA, Noriyuki KOTANI and Fujio YANO.

Abstract

Aluminum alloys have many attractive characteristics for the ship applications. The materials used for ship constructions are particularly required to have good weldability and corrosion resistance to seawater. The mechanical and chemical properties of precipitation hardening aluminum alloys depend on their microstructure, which results from their chemical composition and heat treatment.

In this paper the strength and the corrosion behavior of the aluminum alloys, which were industrially manufactured for ship, has been studied.

- (1) Based on the tensile test results of butt-welded joints of 22 kinds of aluminum alloy 6N01-T5 extrusions, the effect of heat input, section thickness, gauge length and chemical composition on the 0.2 % offset strength was studied.
- (2) Corrosion behavior of 6000 series alloys was investigated for a soak in synthetic seawater at 25°C for one year. The relationship between the corrosion morphology, the microstructure and the strength degradation was determined.
- (3) From a practically used 6 m long boat of which hull was cast in Al-5 Si-0.1 Fe-0.4 Mg alloy, test material was cut out and tested. The samples were evaluated by tensile tests, impact tests and microstructural analyses.

* 材料加工部、** 元水海技術部、*** 重点研究支援協力員
原稿受付 平成 12 年 7 月 31 日
審査済 平成 13 年 5 月 23 日

目 次

1. 緒言
2. 船舶用アルミニウム合金
3. 6N01 合金の溶接継手強度に関する研究
 3. 1. 6N01 合金押出材の強度
 3. 2. 実験方法
 3. 2. 1. 材料
 3. 2. 2. 溶接試験片
 3. 2. 3. 試験方法
 3. 3. 実験結果
 3. 4. 考察
 3. 4. 1. 要因解析の方法と 0.2%耐力の推定式
 - (1) 要因解析の方法
 - (2) 因子
 - (3) 推定式の形式
 - (4) 0.2%耐力の推定式
 - (5) 推定誤差とその要因
 3. 4. 2. 各因子の 0.2%耐力に及ぼす影響
 - (1) 余盛
 - (2) 溶接速度
 - (3) 入熱量、板厚および標点間距離
 - (4) 合金成分の影響
 3. 4. 3. 継手耐力向上のための合金組成
 3. 4. 4. 継手耐力向上のための溶接条件
 - (1) 標準溶接条件
 - (2) 溶接条件の耐力に及ぼす影響
 - (3) 継手耐力向上の可能性
 3. 5. 結言
4. 6N01 合金の耐海水性
 4. 1. アルミニウム合金の耐食性
 4. 2. 実験方法
 4. 2. 1. 材料及び試験片形状
 4. 2. 2. 人工海水浸漬試験
 4. 2. 3. 引張試験
 4. 2. 4. 金属組織学的分析
 4. 3. 実験結果及び考察
 4. 3. 1. 浸漬試験結果
 - (1) 浸漬試験後外觀
 - (2) 腐食減量
 - (3) 腐食形態の観察
 4. 3. 2. 引張試験結果
 4. 3. 3. 供試材の金属組織学的検討
 - (1) X線回折分析
 - (2) EPMAによる分析

(3) TEMによる分析

4. 4. 結言
5. アルミニウム合金鋳物船に関する調査
 5. 1. アルミニウム合金鋳物船
 5. 2. 実態調査および試料採取
 5. 2. 1. 実態調査
 5. 2. 2. 採取試料の形状寸法等
 5. 3. 試験内容および結果
 5. 3. 1. 板厚計測
 - (1) 超音波板厚計測
 - (2) 切断線の直接計測
 5. 3. 2. 試験片採取計画
 5. 3. 3. 成分および組織
 - (1) 成分
 - (2) 組織
 5. 3. 4. 引張試験
 5. 3. 5. 衝撃試験
 5. 4. 結論
6. まとめ
- 参考文献

1. 緒言

析出強化型合金は熱処理型合金とも呼ばれ、材料に適切な加工と熱処理を加えることによって、母材中に微細な針状の第2相粒子を均一に分散析出させ、強化するものである。また、材料の微細構造に依存するのは強度だけでなく、腐食も材料中の晶出物や析出物、粒界等が母相との間で形成するミクロ電池に起因するため、組織の影響を受ける。すなわち、析出強化型合金では非熱処理型合金に比べて、材料が受けた熱処理はその材料の微細構造に大きな影響を及ぼすため、材料特性も熱履歴に大きく依存すると考えられる。

船舶は大型の溶接構造物であり、常に厳しい腐食環境下に置かれる。このことから、船舶用材料に対して要求される特性には、一般的な工業製品用材料に要求される母材の機械的性質、加工性、経済性等のほかに、特に溶接性、海水に対する耐食性が重要である。建造時の溶接工程による部材への加熱は避けられず、溶接による熱影響部では材料特性に変化を及ぼすような組織変化を起こす可能性が考えられる。また、溶接部の冷却速度を制御したり、再び適切な熱処理を加えたりすることはその大きさからほぼ不可能である。よって、船舶用材料として適正であるかを評価するには、特に母材及び溶接部材の強度と耐海水性の検討が必須であると考えられる。

近年、自動車、車両、航空機等の輸送機器の分野において、高速化・省エネ化を目的とした軽量化が

進んでおり、この分野におけるアルミニウム合金の需要が拡大している。アルミニウム合金は一般に比強度が高いことから軽量化に有効であるのに加え、加工性が良好で溶接も比較的容易であること、保護特性に優れた酸化皮膜を形成するため耐食性も良く、リサイクル性に優れるなど、非常に魅力的な特性を数多く有している。船舶分野においても最近の船舶の軽量化や経済性の観点からアルミニウム合金の利用が増えているが、より一層の軽量化を目指して析出強化型の 6000 系アルミニウム合金 (Al-Mg-Si 合金) の利用拡大が期待されている。

本研究では従来、船体上部構造用として用いられてきた Al-Mg-Si 合金実用材について、海水に接する船体主構造への適用性を検討する目的で材料の溶接継手部の強度と耐海水性をその微細構造の観点から評価するとともに、アルミニウム合金鋳物の材料特性評価についての調査を行った。

本研究は平成 10 年度重点基礎研究課題「析出強化型材料の耐食性に及ぼす微細構造の影響に関する基礎的研究」において得られた成果のうち、析出強化型の船舶用アルミニウム合金について検討した結果をまとめたものである。

2. 船舶用アルミニウム合金

船舶用アルミニウム合金としては現在、5000 系の Al-Mg 合金と 6000 系の Al-Mg-Si 合金の使用が各国船級協会などにより認められており、最も一般的に使用されているのは 5083 合金を代表とする非熱処理型の 5000 系アルミニウム合金である。船舶用材料として十分な強度と軽さを有するばかりでなく、優れた耐海水性と溶接性を備え、低温脆性の恐れもないため、板材や形材の形で船体構造部材として利用されている。

これに対し、6000 系合金は熱処理型のアルミニウム合金であり、5000 系合金に比べて耐海水性と溶接継手効率が若干劣るものの、非常に良好な加工特性を示す。近年、テクノスーパライナーに代表されるような新しいコンセプトの高速艇においては、より一層の軽量化に加え、溶接、歪み取り等の工数削減が期待されており、船体主構造に薄肉幅広の中空押出形材等を採用することが試みられている¹⁾。これには押出特性の良好な 6000 系合金が適しており、日本では 6000 系合金の中でも、中強度の押出用合金 6N01 合金が押出性、溶接性、耐食性の観点から最も有望であると考えられてきた。

我が国では従来、船舶用構造材料として 5000 系合金では 5052、5083、5086、5456 合金の、また 6000 系合金では 6061、6N01 合金の使用が認められてきた。このうち、6000 系合金は耐海水性が十分

実証されていないため、上部構造への利用に限定されている^{2),3)}。しかしながら、一昨年 IACS (International Association of Classification Societies) において国際統一規則 UR-W25⁴⁾ が制定されたことを受け、日本海事協会 (NK) では国際規格との整合性を図るため、使用実績及び JIS の規定を参考に決められていた今までの規定を見直し、改正を行った⁵⁾。この改正で、今まで利用されてきた 6N01 合金は日本で開発された合金であり、国際的規格として普及していないことから、これを外して 6005A 及び 6082 合金を追加している。6005A 合金は 6N01 合金に非常に類似な合金であることから、今回の NK 規則の改定により、実質的には今までの 6N01 合金の成分及び強度の規格値を若干修正し、6005A 合金の規格に合わせる形で使われることになると考えられる。また、NK 規則では接水部への利用については特に明記はされていないものの、IACS では 6082 合金は無条件で、6005A と 6061 合金は電気防食および防食塗装のいずれかまたは併用によって接水部に使用できるとしていることから、NK における使用制限もこれに準ずるものと考えられる。以上より、規則改正による合金規格の変更と接水部への利用が可能になったのに伴い、6000 系合金の溶接性と耐海水性の再検討が必要であると考えられる。

3. 6N01 合金の溶接継手強度に関する研究

3. 1. 6N01 合金押出材の強度

析出強化型材料は熱処理によって母材中に微細な第 2 相粒子を均一に分散析出させ、強化するものであり、6000 系の Al-Mg-Si 合金では、主に Mg_2Si の微細な針状析出物によって強度を得る。

押出加工製品の製造工程では始めに、成分調整をして鋳造したビレットを加熱し、均質化処理 (例えば 550℃、5 時間程度) を行う。これは凝固組織に大きな晶出物が残存して偏析が生じることをないようにするための処理である。次に再び昇温して保持し (約 520℃前後)、各合金成分を Al マトリックス中に均一に固溶させた状態で、熱間押出を行い製品形状とする。この押出加工時に押出し出口側で強制空冷やシャワー水冷などを用いて強制冷却 (急冷) を行い、室温まで過飽和固溶体組織を保持する処理 (プレス焼入れ⁶⁾) を行うが、このとき、冷却速度が十分高くなかった場合には、粗大な第 2 相粒子が析出して、その後に時効処理を行っても強度に寄与しなくなるため、改めて溶体化処理が必要である。プレス焼入れまたは溶体化処理後には 170~180℃で 8 時間前後の人工時効を行って、微細な第 2 相粒子を均一に分散析出させて強度を得る (押出しと同時にプレス焼入れし、人工時効を行う処理を T5 処

理、押出後溶体化処理と人工時効を順次行うことを T6 処理という)。この製造工程の中で、時効処理の前の冷却速度は固溶 Mg および Si 量に、また時効処理条件は析出状態にそれぞれ影響を与えるため、強度に及ぼす影響が大きい。

一方、十分な管理を行って製造された材料でも、溶接などにより 320℃ 以上に加熱されると微細な Mg_2Si 析出物の一部が粗大化するため、強度は低下する。一部再固溶した Mg および Si が析出するため、時間と共に自然時効により強度は若干回復していくものの、溶体化処理を含む人工時効によらなければ母材なみの強度は得られない。

大型の溶接構造物である船舶では、人工時効を行うことは不可能であるため、溶接したままの継手耐力が設計上重要である。Table 3.1 の下欄に 6N01-T5 と 6005A-T5 の規格を示したが (6N01-T5 は JIS、6005A-T5 は AA: Aluminium Association の規格値である)、先に述べたように、NK 規則の改定に伴い、今までの 6N01-T5 合金を 6005A-T5 として使用するには、表中に見られるように、母材強度の保証値を増大させる必要がある。また、この改訂が国際的な基準との整合性をにらんだものであることから、溶接継手の耐力の保証値 (一般的には 0.2% 耐力を用いる) も、ノールウェイ船級協会 (以後 DNV と略す) 規則⁷⁾等を参考にすると、115 MPa と設定されるものと考えられる。この継手耐力の保証値は、6N01-T5 溶接継手の実績標準値にほぼ等しい値であり、これを保証値とすることは現状では困難であると考えられる。

本項目の目的は、6N01-T5 (および 6005A-T5 合金) の規格範囲内で、溶接継手の耐力を向上させる方法について検討するものである。まず、6N01-T5 合金溶接継手の 0.2 % 耐力の推定式を定め、推定誤差等を評価する。次に、望ましい合金組成を提案する。最後に、溶接条件による影響について検討し、平均から 3 標準偏差下回っても 115 MPa が保証できる合金と溶接条件の組み合わせを提案する。

3. 2. 実験方法

3. 2. 1. 材料

Table 3.1 に取り扱った 6N01 合金の母材の成分と機械的性質および試験対象とした部分の試験片厚さ T を示した。また、本合金系は擬 $Al-Mg_2Si$ 二元系合金とも呼ばれ、その強度は Mg_2Si および過剰 Si の析出による時効硬化により大きく影響される。よって、表には合金中の Mg がすべて Mg_2Si の形で存在すると仮定し、 Mg_2Si のバランス組成比 ($Mg:Si=1.73:1$) から Mg_2Si 量および過剰 Si 量 (+Si で表す) を算出して併せて示した。熱処理条件は総て T5 である。T5 処理の押出後の冷却方法は明確に規

定されておらず、強制空冷程度が現実的である。表からわかるように母材の 0.2 % 耐力は規格値を若干下回る 199MPa から最高で 274MPa までと強度にばらつきがあるものの (6N01、6005A とともに規格では下限値しか規定されていない)、0.2 % 耐力と合金組成の間には有意な関係は見出されない。このことより、これら合金の強度は、合金組成よりも押出時の熱処理による影響の方が大きいものと考えられる。

3. 2. 2. 溶接試験片

溶接材料は総て 5356 (Al-5Mg) 合金であり、成分のばらつきはほとんどなかった。試験片の溶接条件の詳細は煩雑となるため、Table 3.2 には溶接速度 v 、入熱量 Q 、溶接法の種類とパスの回数のみを示した。また、試験片形状に関し、溶接ビードの処理とゲージ長さも併記した。余盛りをそのままとしたものを AW、研削して取り除いたものを GR で表している。

Table 3.1 の合金番号 AA から RR⁸⁾ は、疲労試験を主な目的としたものであり、1 つの合金に対して溶接条件は 1 つである。番号 DF⁹⁾ も疲労試験を主な目的としているが、2 条件の溶接がある。

番号 A1 から C3¹⁰⁾ は溶接継手の強度試験を主な目的としており、1 つの合金に対して複数の溶接条件を設定している。一部の試験片では溶接のパス数の影響をみるため、2 パス溶接を行っているが、この時の入熱量は大きいパスの値を表に示した。また、余盛りの影響について検討するために、いくつかの条件で余盛りの除去を行っている。

Table 3.1 の最後の S, M, W および N の合金は船舶技術研究所で強度試験を行ったものであり、各合金に対し、3 つの条件設定で溶接を行っており、さらに各溶接条件に対してゲージ長さを変えて引張試験片を作製し、その影響について検討した。

3. 2. 3. 試験方法

試験片に所定のゲージ長さの伸び計を取り付け、0.3~0.5mm/min の負荷速度で試験を行い、その時の荷重、変位及びひずみの出力について計測を行った。

3. 3. 実験結果

Table 3.2 に試験結果 $\sigma_{0.2}^W$ を併せて示した。試験番号に欠番があるのは、溶接部で破断したデータを除いたからである。また、表中の 0.2 % 耐力は、概ね 2 本以上の試験結果の平均であるが、溶接部で破断したデータを除いたため、1 本の試験結果も数例ある。

表には、溶接条件の一部に併せて、標点間距離

Table 3.1 Chemical composition and mechanical properties of tested 6N01/6005A alloys

Alloy No.	Chemical composition(wt.%,res.Al)									+Si	Mg ₂ Si	$\sigma_{0.2}^{BM}$	σ_B	Elong.	T'
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr			MPa	MPa	%	mm
AA	0.5	0.13	0.09	0.04	0.69	0.04	0.02	0.01	0	0.101	1.09	235	259	11	3
BB	0.67	0.21	0.1	0.11	0.6	0.04	0.01	0.02	0	0.323	0.95	240	272	12	3
CC	0.55	0.22	0.09	0.07	0.73	0.04	0.02	0.02	0	0.128	1.15	229	260	11	4
DD	0.69	0.17	0.14	0.16	0.64	0.07	0.01	0.03	0	0.320	1.01	231	255	15	5
EE	0.81	0.17	0.18	0.34	0.53	0.02	0.01	0.02	0.1	0.504	0.84	229	274	16	4
FF	0.77	0.2	0.01	0.18	0.47	0	0.06	0.02	0	0.498	0.74	254	277	10	3
GG	0.56	0.23	0.09	0.08	0.74	0.04	0.15	0.02	0	0.132	1.17	250	289	11	3
HH	0.77	0.19	0.02	0.2	0.42	0.01	0.07	0.05	0	0.527	0.66	240	271	9	3.5
MM	0.54	0.14	0.1	0.1	0.64	0.05	0	0.03	0	0.170	1.01	274	295	10	3
RR	0.81	0.12	0.01	0.04	0.48	0.06	0.01	0.01	0	0.533	0.76	257	280	10	3.2
DF	0.75	0.19	0.01	0.08	0.6	0.04	0.01	0.01	0	0.403	0.95	234	270	10	6
Al	0.8	0.17	0	0.06	0.55	0.04	0	0.01	0	0.482	0.87	279	302	10	3
A2	0.86	0.16	0	0.3	0.67	0	0.01	0.05	0.08	0.473	1.06	199	239	15	3
B1	0.67	0.18	0.09	0.17	0.64	0.07	0	0.01	0	0.300	1.01	230	258	13	3
B2	0.71	0.16	0.11	0.05	0.62	0.03	0.01	0.01	0	0.352	0.98	244	277	11	3
C1	0.46	0.15	0	0.07	0.72	0.04	0	0.01	0	0.044	1.14	231	253	15	3
C2	0.55	0.15	0.07	0.07	0.65	0.04	0	0.019	0.036	0.174	1.03	254	293	12	3
C3	0.54	0.2	0.07	0.07	0.66	0.04	0.02	0.018	0.041	0.159	1.04	239	254	11	5
S	0.61	0.19	0.1	0.2	0.52	0.01	0.03	0.02	0	0.309	0.82	264	289	10	4
M	0.55	0.23	0.1	0.03	0.72	0.03	0.02	0.01	0	0.134	1.14	238	272	6	3
W	0.52	0.19	0	0.06	0.68	0.03	0.05	0.03	0	0.127	1.07	255	264	12	3
N	0.71	0.22	0.18	0.16	0.65	0.07	0.01	0.02	0	0.334	1.03	253	284	14	3
*6N01-T5 / max	0.9	0.35	0.35	0.50	0.8	0.30	0.25	0.10	—	—	—	—	—	—	—
min	0.40	0	0	0	0.40	0	0	0	—	—	—	205	245	8	—
**6005A-T5/max	0.9	0.35	0.30	0.50	0.70	0.30	0.20	0.10	—	—	—	—	—	—	—
min	0.50	0	0	0	0.40	0	0	0	—	—	—	215	260	7	—

* : 6N01-T5 alloy registered in JIS.

** : 6005A-T5 alloy registered in AA.

GL が示されている。軟化部を含む溶接継手の強度試験では、局所変形に起因して伸びを計る標点間距離の 0.2 %耐力への影響が大きい。

3. 4. 考察

3. 4. 1. 要因解析の方法と 0.2 %耐力の推定式

(1) 要因解析の方法

Table 3.2 のデータに基づき、ブロック分けと数量化などの要因解析を行い、解析因子と推定式の形式を定めた。

(2) 因子

以下の a)～i)を解析因子とした。

1) 溶接および試験方法

- a) 余盛の有り無し : AW or GR
 b) 溶接速度 : v
 c) 入熱量、板厚、標点間距離の関係 : $Q/(T \cdot GL)$

2) 合金成分

- d) +Si e) Cu f) Mn g) Mg₂Si
 h) Zn i) Zr

予備解析の過程で合金成分内の Fe、Cr、Ti および Mg₂Si は 0.2 %耐力に影響しないとの結果が得られた。加えて Fe、Cr および Ti の添加量は合金間にあまり差がなく、解析に十分なデータの幅を持っていなかったため解析因子から外した。Mg₂Si につい

Table 3.2 Welding conditions and test results.

Test No.	v m/min	Q MJ/m	GL mm	MIG/TIG	Pass	Weld Bead	$\sigma_{0.2}^w$ MPa	Test No.	v m/min	Q MJ/m	GL mm	MIG/TIG	Pass	Weld Bead	$\sigma_{0.2}^w$ MPa
AA-1	0.85	0.28	50	MIG	1	AW	114	S-B2	0.6	0.41	100	MIG	1	AW	113
BB	0.65	0.41	50	MIG	1	AW	123	S-B3	0.6	0.41	200	MIG	1	AW	138
CC	0.75	0.33	50	MIG	1	AW	134	S-C1	0.2	1.02	50	TIG	1	AW	109
DD	0.55	0.54	50	MIG	1	AW	123	S-C2	0.2	1.02	100	TIG	1	AW	107
EE	0.55	0.62	50	MIG	2	AW	111	S-C3	0.2	1.02	200	TIG	1	AW	133
FF	0.65	0.41	50	MIG	1	AW	99	M-A1	1	0.22	50	MIG	1	AW	123
GG	0.85	0.31	50	MIG	1	AW	134	M-A2	1	0.22	75	MIG	1	AW	128
HH	0.65	0.45	50	MIG	1	AW	97	M-A3	1	0.22	100	MIG	1	AW	132
MM	0.85	0.29	50	MIG	1	AW	117	M-A4	1	0.22	150	MIG	1	AW	135
RR	0.75	0.45	50	MIG	1	AW	112	M-A5	1	0.22	200	MIG	1	AW	146
AA-2	0.85	0.28	50	MIG	1	GR	91	M-B1	0.6	0.31	50	MIG	1	AW	120
DF-2	0.45	0.86	50	MIG	2	AW	119	M-B2	0.6	0.31	75	MIG	1	AW	128
DF-3	0.2	0.92	50	MIG	2	AW	117	M-B3	0.6	0.31	100	MIG	1	AW	137
A1-2	0.23	0.68	50	TIG	1	GR	129	M-B4	0.6	0.31	150	MIG	1	AW	145
A1-3	0.26	0.60	50	TIG	1	GR	111	M-B5	0.6	0.31	200	MIG	1	AW	137
A2-1	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	180	M-C1	0.19	0.67	50	TIG	1	AW	115
A2-2	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	108	M-C2	0.19	0.67	75	TIG	1	AW	118
A2-3	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	118	M-C3	0.19	0.67	100	TIG	1	AW	123
A2-5	0.64	0.30	50	MIG	1	GR	102	M-C4	0.19	0.67	150	TIG	1	AW	125
A2-6	0.64	0.30	50	MIG	1	GR	107	M-C5	0.19	0.67	200	TIG	1	AW	126
B1-1	0.9	0.50	50	MIG	1	AW	149	W-11	1.45	0.22	50	MIG	1	AW	137
B1-2	0.7	0.30	50	MIG	1	AW	145	W-12	1.45	0.22	75	MIG	1	AW	140
B1-3	0.7	0.34	50	MIG	1	AW	144	W-13	1.45	0.22	100	MIG	1	AW	146
B2-1	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	152	W-14	1.45	0.22	150	MIG	1	AW	155
B2-2	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	138	W-15	1.45	0.22	200	MIG	1	AW	149
B2-3	0.64	0.30	50	MIG	1	AW	131	W-21	1	0.29	50	MIG	1	AW	141
B2-7	0.82	0.25	50	MIG	1	AW	136	W-22	1	0.29	75	MIG	1	AW	131
B2-8	0.79	0.30	50	MIG	1	AW	136	W-23	1	0.29	100	MIG	1	AW	135
B2-9	0.51	0.40	50	MIG	1	AW	115	W-24	1	0.29	150	MIG	1	AW	150
B2-10	0.82	0.25	50	MIG	1	GR	116	W-25	1	0.29	200	MIG	1	AW	152
B2-12	0.51	0.40	50	MIG	1	GR	121	W-T1	0.26	0.74	50	TIG	1	AW	125
C1-1	0.9	0.25	50	MIG	1	AW	124	W-T2	0.26	0.74	75	TIG	1	AW	131
C1-2	0.7	0.30	50	MIG	1	AW	120	W-T3	0.26	0.74	100	TIG	1	AW	136
C1-3	0.7	0.34	50	MIG	1	AW	120	W-T4	0.26	0.74	150	TIG	1	AW	144
C2-1	0.2	0.78	50	TIG	1	GR	128	W-T5	0.26	0.74	200	TIG	1	AW	156
C2-2	0.23	0.68	50	TIG	1	GR	132	N-11	0.6	0.33	50	MIG	1	AW	131
C2-3	0.2	0.78	50	TIG	1	GR	129	N-12	0.6	0.33	75	MIG	1	AW	144
C2-4	0.23	0.68	50	TIG	1	GR	137	N-13	0.6	0.33	100	MIG	1	AW	155
C3-1	0.7	0.49	50	MIG	1	AW	117	N-14	0.6	0.33	150	MIG	1	AW	159
C3-2	0.6	0.58	50	MIG	1	AW	118	N-15	0.6	0.33	200	MIG	1	AW	168
C3-3	0.6	0.43	50	MIG	2	AW	132	N-21	1	0.20	50	MIG	1	AW	144
C3-4	0.5	0.48	50	MIG	2	AW	129	N-22	1	0.20	75	MIG	1	AW	151
C3-5	0.7	0.49	50	MIG	1	GR	116	N-23	1	0.20	100	MIG	1	AW	168
C3-6	0.6	0.58	50	MIG	1	GR	112	N-24	1	0.20	150	MIG	1	AW	176
C3-7	0.6	0.43	50	MIG	2	GR	123	N-25	1	0.20	200	MIG	1	AW	180
C3-8	0.5	0.48	50	MIG	2	GR	122	N-T1	0.35	0.49	50	TIG	1	AW	147
S-A1	1	0.36	50	MIG	1	AW	116	N-T2	0.35	0.49	75	TIG	1	AW	155
S-A2	1	0.36	100	MIG	1	AW	116	N-T3	0.35	0.49	100	TIG	1	AW	160
S-A3	1	0.36	200	MIG	1	AW	137	N-T4	0.35	0.49	150	TIG	1	AW	168
S-B1	0.6	0.41	50	MIG	1	AW	107	N-T5	0.35	0.49	200	TIG	1	AW	178

ては本合金系の主要添加元素であるため、解析対象として残した。

(3) 推定式の形式

上述の a) から i) の解析因子は独立とし、それぞれの多項式の和で 0.2 % 耐力が表されるものとした。各因子の 0.2 % 耐力に及ぼす影響を分離した Fig. 3.1 以下と同様の図を予備解析毎に繰り返し作成して検討し、推定誤差の自乗和の変動と併せて判断しながら、誤差が最小となるよう多項式の形式を整えていった。

(4) 0.2 % 耐力の推定式

溶接継手の 0.2 % 耐力 $\sigma_{0.2}^W$ (MPa) の推定式は以下のようになった。

$$\sigma_{0.2}^W = F_0 + F_a + F_b + F_c + F_d + F_e + F_f + F_g + F_h + F_i \quad (1)$$

$$F_0 = 137.8 \quad (2)$$

$$F_a = 13.58 \quad (\text{AW}) \\ = 0 \quad (\text{GR}) \quad (3)$$

$$F_b = 20.61 (0.7 - \nu) \quad (\nu < 0.7 \text{ m/min}) \\ = 0 \quad (\nu > 0.7 \text{ m/min}) \quad (4)$$

$$F_c = 0.01610 (2500 - Q / (T \cdot GL)) \\ (Q / (T \cdot GL) < 2500 \text{ N/mm}^2) \\ = 0 \quad (Q / (T \cdot GL) > 2500 \text{ N/mm}^2) \quad (5)$$

$$F_d = 335.3d - 584.2d^2 \quad (d: +\text{Si, wt.}\%) \quad (6)$$

$$F_e = -302.5e + 841.3e^2 + 4014e^3 \\ (e: \text{Cu, wt.}\%) \quad (7)$$

$$F_f = 23.51f - 372.5f^2 \quad (f: \text{Mn, wt.}\%) \quad (8)$$

$$F_g = -572.3 (g - 0.6) + 1807 (g - 0.6)^2 \\ - 1705 (g - 0.6)^3 \\ (g: \text{Mg}_2\text{Si, wt.}\%) \quad (9)$$

$$F_h = -651.8h + 5074h^2 \\ (h: \text{Zn, wt.}\%) \quad (10)$$

$$F_i = -101.7i + 4416i^2 \quad (i: \text{Zr, wt.}\%) \quad (11)$$

ただし、 $Q / (T \cdot GL)$ の単位は $[\text{N/mm}^2]$ で表す。これは入熱量 Q が溶接電力 (IE) $[\text{W}]$ と溶接速度 ν $[\text{m/min}]$ で表され、 $Q = (\text{IE}) / \nu$ であることから単位が $[\text{J/m}] = [\text{N}]$ となるためである。

(5) 推定誤差とその要因

(1) から (11) 式による耐力の推定値と実測値との誤差の標準偏差を Table 3.3 に示した。推定値と実測値との誤差の要因としては以下が考えられる。

Table 3.3 Standard deviation of error in estimated.

Whole data σ	As welded σ_{AW}	Reinforce off σ_{GR}
9.626	9.989	7.520

1) 推定式の不適合性

2) 余盛形状を考慮していないこと

3) 元データの溶接条件のばらつき

上記 2) により、余盛を残した溶接まま継手の標準偏差は、余盛りを研削した場合に比べて明らかに大きい。

3.4.2. 各因子の 0.2 % 耐力に及ぼす影響

前述の溶接継手の 0.2% 耐力に及ぼす影響因子である F_b から F_i を、それぞれ分離し、Fig. 3.1 から 3.8 に示した。図中の実線は (4) から (11) の式を示したものである。また、各データ点は Table 3.2 の試験結果 ($\sigma_{0.2}^W$ の測定値) から、所定の因子以外による影響分 ((1) から (11) 式より算出した推定値) を除いた値が示されている。図中の ● は AA から C3 の合金、○ は船研で実験を行った S から N の合金の結果である。

(1) 余盛

余盛はその形状により、軟化部に対する塑性拘束を変化させる。余盛の有無の影響については実験結果から導かれた (3) 式で示されているように、余盛を研削して取り除いたものに比べ、余盛を残したものの 0.2 % 耐力が平均 13.58 MPa 高いことを示している。本研究では余盛の形状は考慮しなかったが、Table 3.3 に示したように、溶接まま継手の耐力の推定値と実測値の誤差の標準偏差が、余盛なしの場合に比べ大きくなっているのは余盛形状のばらつきが原因であると考えられる。すなわち、Fig. 3.1 ~ 8 に示されている試験結果のばらつきの一部には、余盛形状を考慮していないことに起因するものが含まれていると考えられる。

(2) 溶接速度

溶接速度の 0.2 % 耐力に及ぼす影響 F_b を Fig. 3.1 に示した。0.7 m/min 以上では溶接速度の影響はなく、これより溶接速度を遅くすると耐力が若干上昇する。

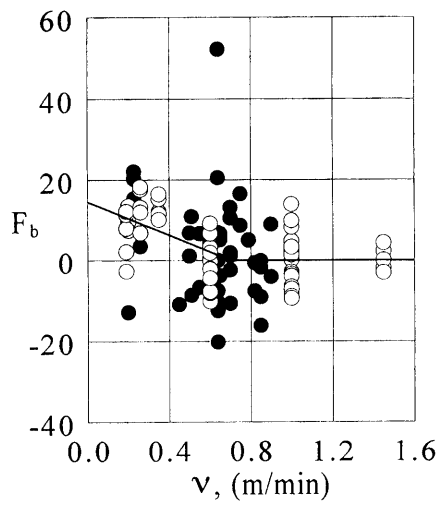


Fig.3.1 Effect of welding speed.

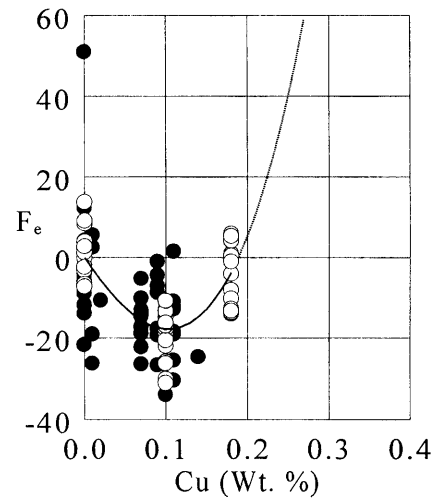


Fig.3.4 Effect of Cu.

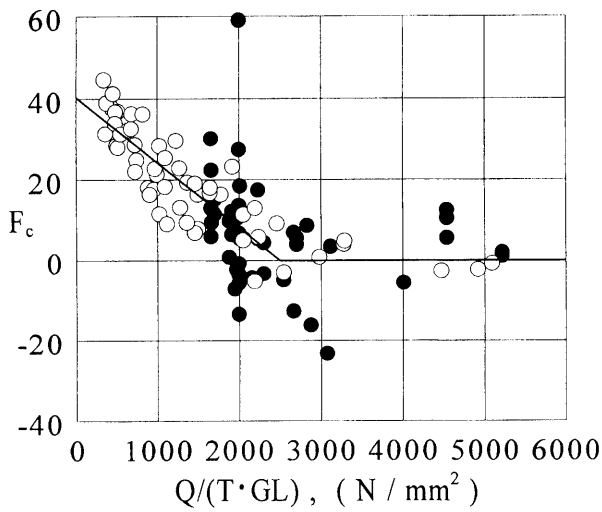


Fig.3.2 Effect of heat input, section thickness and gauge length.

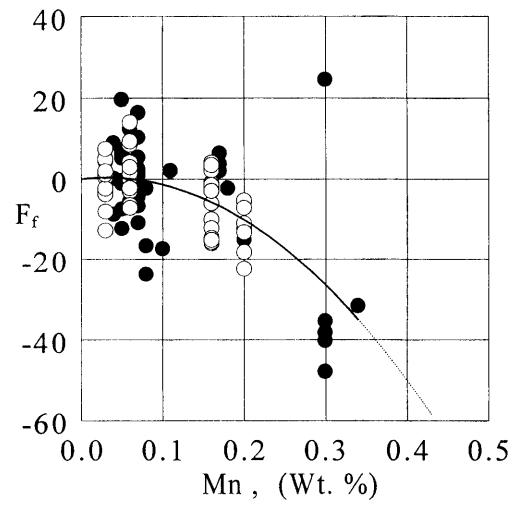


Fig.3.5 Effect of Mn.

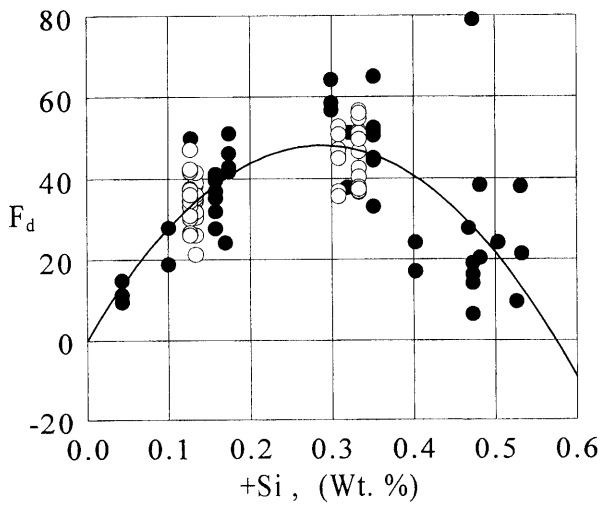


Fig.3.3 Effect of excess Si.

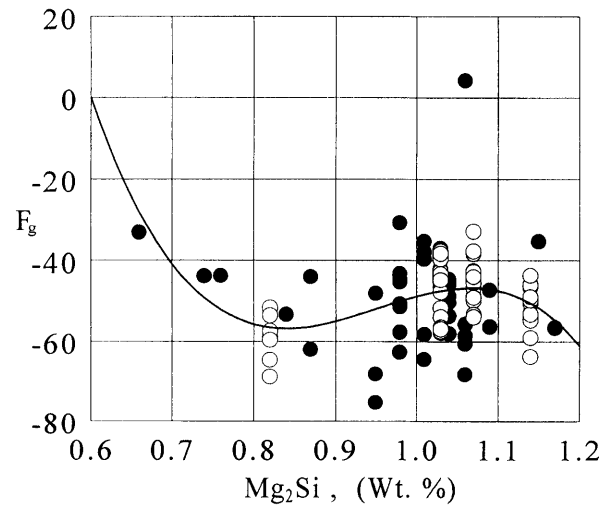


Fig.3.6 Effect of Mg₂Si.

(3) 入熱量、板厚および標点間距離

$Q/(T \cdot GL)$ と F_c の関係を Fig. 3.2 に示した。図を見ると、(5)式の適用性が良好であることがわかる。付録に示したように、 $Q/(T \cdot GL) = 2500 \text{ N/mm}^2$ では標点での最高到達温度は 370°C 程度である。すなわち、 $Q/(T \cdot GL)$ が 2500 以上の時には、標点間にはさまれた範囲の母材温度は 370°C 以上に達することを意味し、この温度上昇による母材の完全軟化により $F_c = 0$ になるものと判断される。

なお、高強度アルミニウム合金研究委員会の報告⁹⁾によれば、この合金が軟化を始める温度は約 200°C であり、完全軟化する温度は $320 \sim 340^\circ\text{C}$ 以上である。上記の 370°C はこれに比べて若干高い温度となっている。

(4) 合金成分の影響

合金成分の影響を Fig. 3.3～8 に示した。図を見ると、過剰 Si (Fig. 3.3 参照)および Zr (Fig. 3.8 参照)だけが溶接継手の 0.2 %耐力の向上に寄与している。特に、過剰 Si は 0.3 %程度で 40 MPa 程度以上の継手耐力の向上効果がある。Zr は 0.1 %の 1 例で耐力向上効果を示しているが、これ未満では低下はさせないという程度の効果である (Fig. 3.8 参照)。

上述を除く成分は、継手耐力を低下させるか、あるいは、継手耐力に影響を及ぼさない。

6N01 合金の規格 Cu 量は、0 から 0.35 % であるが、ここで取り扱った範囲 (0.18 % 以下) では、Cu は継手耐力を低下させる (Fig. 3.4 参照)。特に、0.1 %程度で 20 MPa 程度と低下量が多い。耐海水性からの Cu の制限 (例えば DNV⁷⁾では 0.15 % 以下) に従うなら、Cu 量を極力少なくすることが継手耐力からは望ましい。

Fig. 3.5 を見ると、Mn は 0.1 % 以下では継手耐力にほとんど影響を与えない。しかし、0.16 % を超えると、Mn 量の増加と共に継手耐力は低下する。

Fig. 3.6 は Mg_2Si 量の継手耐力に及ぼす影響を示している。図中の実線は(9)式を表したものである。あえて 3 次曲線と仮定してあてはめたものであるが、試験結果のばらつきなどを考慮すると、継手耐力は Mg_2Si 量には依存せずほぼ一定であると考えられる。

Fig. 3.7 を見ると、Zn 量 0.1 % 以下では Zn は継手耐力を低下させると考えられる。すなわち、Zn を不純物元素と考えて合金設計する場合には、Zn 量を極力少なくすることが継手耐力からは望ましい。しかし、0.14 % の 1 データが耐力の向上を示しているので、Zn 量 0.1 % 以上 0.25 % までについてはさらに検討する必要がある。

3. 4. 3. 継手耐力向上のための合金組成

以上の結果から、過剰 Si だけが、明白に溶接継手

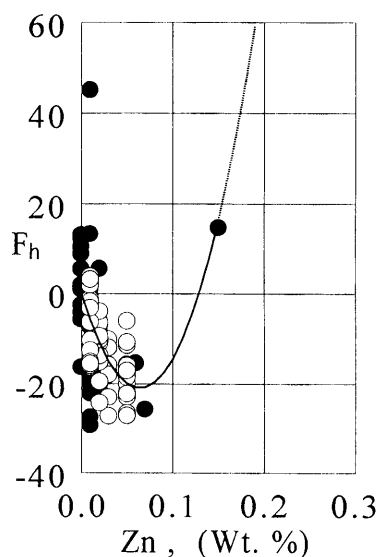


Fig.3.7 Effect of Zn.

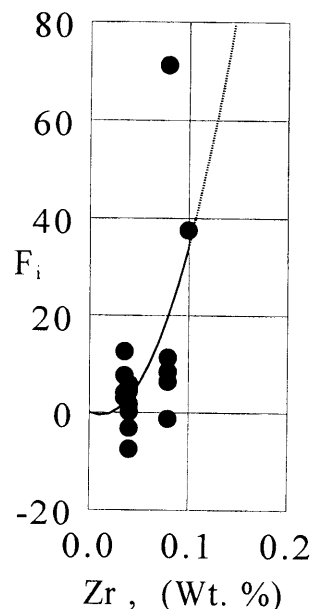


Fig.3.8 Effect of Zr.

の 0.2 %耐力を向上させる合金成分であると言える。過剰 Si は焼入効果により強度を向上させる。しかし、ここで取り扱った合金の範囲では焼入効果も過剰 Si 量 0.3 %で頭打ちとなる。そこで、提案する合金組成の過剰 Si 量を 0.3 %とする。

また、 Mg_2Si 量については溶接部強度に対する影響が小さいことから、実用材の実績値が押出性等の観点から選択されたものとして、実績中央値程度の 1 % (Table 3.1 参照)を選ぶこととする。

以上より、過剰 Si 量および Mg_2Si のバランス組成比 (3.2.1.参照) から、提案する合金組成の Si 量

と Mg 量が定まる。

Cu については 2 つの選択が可能である。船舶用と限定すると、Cu 量は少ない程良い。しかし、用途を限らない場合には、0.18 %程度の Cu 量は Cu 無しと同程度の溶接継手耐力となる。そこで、Cu 量 0.01 および 0.18 %の 2 つの組成を考える。

Mn 量は 0.16 %以下とすることが望ましい。6005A 合金では、Mn + Cr を必要成分とし、0.12 から 0.5 %を要求していることも考慮して、ここでは 0.10 %とする。

Zn については少ないほど望ましいとして、0.01 %とする。

以上により、Table 3.4 の Alloy 1 および 2 を推奨合金とする。ここに、括弧に括った Fe および Cr については参考値であり、規格の範囲内であれば特に問題としない。

表にフランス Pechney 社の 6005A 合金¹¹⁾の組成が併せて示す。この合金は、母材耐力 240 MPa、溶接継手耐力 115 MPa が保証されている⁵⁾。

3. 4. 4. 継手耐力向上のための溶接条件

(1) 標準溶接条件

溶接条件の最適化について検討するため、溶接条件として溶接時の電流と電圧の積である溶接電力 (IE) [AV = W = J/sec]、母材板厚 T [mm] および溶接速度 v [m/min] の関係について検討する。入熱量 $Q = (IE)/v$ であることから Table 3.2 のデータを整理して Fig.3.9 とした。図の縦軸は溶接電力を板厚で除した $(IE)/T$ [W/mm]、横軸は溶接速度 v である。図中の○印は板厚 3 ないし 3.2 mm、◎は 3.5 ないし 4 mm、●は 5 ないし 6 mm である。

図示した結果から、板厚 3 mm の合金番号 RR に対する溶接条件、および、板厚 6 mm で 2 パス溶接を行った 3 溶接条件を除けば、本研究で集められた試験片の標準的な溶接条件は、溶接電力、板厚および溶接速度によって(12)式 (Fig.3.9 中の実線) で表されることがわかる。

$$(IE) = 1380 T v^{0.37} \quad (12)$$

ここでは、(12)式を標準溶接条件として、後に溶接施行の影響について論じるために使用する。

(2) 溶接条件の耐力に及ぼす影響

(12)式の標準溶接条件で溶接を行った場合の、溶接条件による耐力への影響を検討する。すなわち、このときの(4)、(5)式による耐力の増加量 $\Delta\sigma = F_b + F_c$ を考える。 F_b は v の、 F_c は $Q/(T \cdot GL)$ の関数であることから、Table 3.2 のうちの $GL = 50$ mm の結果を用いて、 $Q/(T \cdot GL)$ と v の関係を整理した。Fig. 3.10 には、(12)式の溶接条件による $Q/(T \cdot GL)$ と v の関係((13)式)を実線で、この時の(4)、(5)式による耐力の増加量 $\Delta\sigma = F_b + F_c$ を点線で示す。

$$(Q/(T \cdot GL)) \cdot v^{0.63} = 1660 \quad (13)$$

図の点線を見ると、(12)式の標準溶接条件では、0.22 から 0.8 m/min の低溶接速度範囲で耐力の増加量 $\Delta\sigma = F_b + F_c$ が 10 MPa に到らないことがわかる。しかしながら、耐力の増加量が 0 となることはない。(4)、(5)式より、溶接条件に起因する耐力の増加量 $\Delta\sigma = F_b + F_c$ が 0 となるのは、溶接速度 v が 0.7 m/min 以上で、 $Q/(T \cdot GL)$ が 2500 N/mm² 以上の場合である。今回の実験範囲ではこの条件に当てはまるのは合金番号 RR に対する溶接だけであった。

(3) 継手耐力向上の可能性

Table 3.4 に示した 3 種の合金について、(12)式の標準溶接条件による溶接継手のゲージ長 $GL = 50$ mm での 0.2 %耐力の推定値を Table 3.5 に示した。表中の AW は余盛を残した溶接ままの継手で、GR は余盛りを研削して除去した継手であることを示している。溶接条件は、溶接速度 v で代表させている。 μ は予想される平均値であり、 σ (σ_{AW} および σ_{GR}) は推定値との誤差の標準偏差 (Table 3.3 参照) である。ちなみに、 $\mu - \sigma$ を下回る確率は 15.87 %、 $\mu - 2\sigma$ では 2.28 %、 $\mu - 3\sigma$ では 0.13 %が予想される。

Table 3.4 Chemical composition of 6N01/6005A alloys studied (wt.%, res. Al).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	+Si	Mg ₂ Si
Alloy 1	0.67	(0.18)	0.01	0.10	0.64	(0.07)	0.01	0.01	0.300	1.01
Alloy 2	0.67	(0.18)	0.18	0.10	0.64	(0.07)	0.01	0.01	0.300	1.01
Pechiney (Ref.11)	0.65	0.16	0.12	0.14	0.53	0.11	0.01	0.01	0.344	0.836

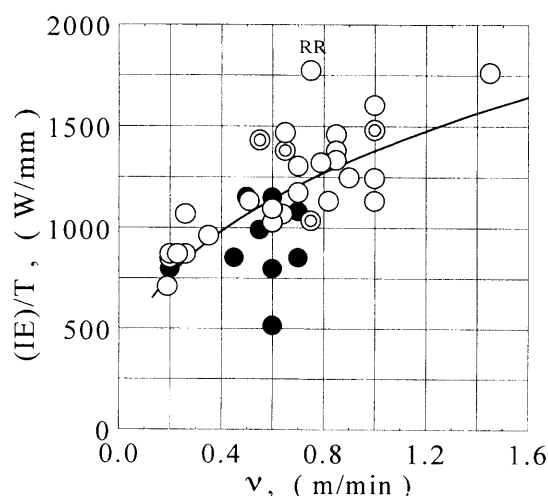


Fig.3.9 Relation of welding speed and electricity.

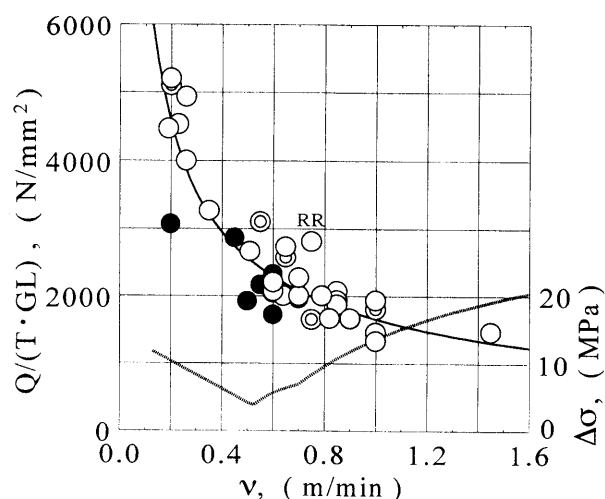


Fig.3.10 Effect of welding speed on 0.2% offset strength under conventional welding condition.

表では、Alloy 1 と 2 の溶接ままおよび余盛研削継手の $\mu-2\sigma$ 値は、総ての溶接速度で 115 MPa を上回る。標準偏差 σ の中には、溶接条件のばらつき (Fig. 3.9 および 10 参照) も含まれていることを考慮すると、これらの合金の標準溶接条件による溶接継手は、DNV⁷⁾における 6005A 溶接継手の要求耐力を 98 % 以上の確率で達成するものと考えられる。

より安全側に見積もって、 $\mu-3\sigma$ 値で 115 MPa を上回ることを目標とすると、溶接条件に制約をかけることとなる。Alloy 1 および 2 の溶接まま継手の標準溶接条件による溶接では、溶接速度 0.5 m/min 程度を避ける必要がある。余盛削除する場合には、溶接速度 0.8 m/min 以上の高速 MIG 溶接によらなければ目標は達成できない可能性がある。

Table 3.5 の結果をみると、Pechiney 社が示した合金¹¹⁾は、溶接まま継手の $\mu-2\sigma$ 値でも耐力 115 MPa を達成することは困難と試算されている。継手強度が最低となると計算される溶接速度 $v=0.7$ m/min の時 ($\mu-3\sigma$ 値で 87.67 MPa) でも、Pechiney 社の合金が 115MPa を達成しているとすれば、その差の 27MPa 分は以下のいずれかの方法によって補われていると考えられる。

- 1) 高速 MIG 溶接を使用する。TIG には対応しない。
- 2) 標準溶接条件(12)式より溶接電力を小さくする。
- 3) 溶接条件を一定にして標準偏差を小さくする。

以上の方法は、ここに示した推奨合金 Alloy 1 および 2 についても有効である。上記による効果が

Pechiney 社と同程度に、すなわち約 25MPa 分の効果を期待できるとすると、同条件でここに推奨した合金の溶接継手は 115MPa であったので、保証耐力を 140 MPa とする事も可能となる。

3. 5. 結言

アルミニウム合金 6N01-T5 押出材溶接継手の 0.2 %耐力(継手耐力)の要因解析を行い。以下の結論を得た。

- 1) 入熱量 Q 、板厚 T および標点間距離 GL の継手耐力に及ぼす影響は $Q/(T \cdot GL)$ で整理できる。
- 2) $Q/(T \cdot GL)$ が大きくなるほど継手耐力は小さくなるが、2500 N/mm² 以上では一定になる。 $Q/(T \cdot GL) > 2500$ N/mm² では標点位置の最高到達温度が 370℃ 以上となり、完全軟化域の耐力を求めたことになる。
- 3) 合金成分の影響では過剰 Si の焼入効果による継手耐力の増加が大きい。過剰 Si 量 0.3 % 程度で 40 MPa 以上の増大が期待できる。しかし、0.3 % を超えるとこの効果は減少して行く。
- 4) Cu は 0.18 % 以下で継手耐力を低下させる。耐海水性による Cu 量の制約(DNV では 0.15 % 以下)がある場合には、Cu 量は極力少なくすべきである。
- 5) Mn が 0.16 % 以上では Mn 量の増加と共に継手耐力は減少する。Mn 量は 0.1 ないし 0.15 % 以下であることが望ましい。
- 6) Mg₂Si 量は継手耐力に影響を及ぼさない。
- 7) Zn はこれを不純物元素として 0.1 % 以下にする場合には、極力少なくすることが継手耐力の

Table 3.5 Estimated 0.2% offset strength of welded joints (MPa, $GL = 50\text{mm}$).

v m/min	Alloy 1, AW				Alloy 1, GR			
	μ	$\mu - \sigma_{AW}$	$\mu - 2\sigma_{AW}$	$\mu - 3\sigma_{AW}$	μ	$\mu - \sigma_{GR}$	$\mu - 2\sigma_{GR}$	$\mu - 3\sigma_{GR}$
0.2	150.98	140.99	131.00	121.01	137.40	129.88	122.36	114.84
0.3	148.92	138.93	128.94	118.95	135.34	127.82	129.30	112.78
0.4	146.86	136.87	126.88	116.89	133.28	125.76	118.24	110.72
0.5	144.80	134.81	124.82	114.83	131.22	123.70	116.18	108.66
0.6	146.19	136.20	126.21	116.23	132.61	125.09	117.57	110.05
0.7	147.53	137.54	127.56	117.57	133.95	126.43	118.91	111.39
0.8	150.22	140.24	130.25	120.26	136.64	129.12	121.60	114.08
0.9	152.42	142.43	132.44	122.45	138.84	131.32	123.80	116.28
1.0	154.25	144.26	134.27	124.28	140.67	133.15	125.63	118.11
1.1	155.80	145.81	135.82	125.83	142.22	134.70	127.18	119.66
1.2	157.14	147.15	137.16	127.17	143.56	136.04	128.52	121.00
1.3	158.31	148.32	138.33	128.34	144.73	137.21	129.69	122.17
1.4	159.34	149.35	139.36	129.37	145.76	138.24	130.72	123.20
1.5	160.25	150.27	140.28	130.29	146.67	139.15	131.63	124.11

v m/min	Alloy 2, AW				Alloy 2, GR			
	μ	$\mu - \sigma_{AW}$	$\mu - 2\sigma_{AW}$	$\mu - 3\sigma_{AW}$	μ	$\mu - \sigma_{GR}$	$\mu - 2\sigma_{GR}$	$\mu - 3\sigma_{GR}$
0.2	150.13	140.14	130.16	120.17	136.55	129.03	121.51	113.99
0.3	148.07	138.08	128.09	118.11	134.49	126.97	119.45	111.93
0.4	146.01	136.02	126.03	116.04	132.43	124.91	117.39	109.87
0.5	143.95	133.96	123.97	113.98	130.37	122.85	115.33	107.81
0.6	145.35	135.36	125.37	115.38	131.77	124.25	116.73	109.21
0.7	146.69	136.70	126.71	116.72	133.11	125.59	118.07	110.55
0.8	149.38	139.39	129.40	119.41	135.80	128.28	120.76	113.24
0.9	151.57	141.58	131.59	121.61	137.99	130.47	122.95	115.43
1.0	153.40	143.41	133.42	123.43	139.82	132.30	124.78	117.26
1.1	154.95	144.96	134.98	124.99	141.37	133.85	126.33	118.81
1.2	156.29	146.30	136.31	126.33	142.71	135.19	127.67	120.15
1.3	157.46	147.47	137.48	127.49	143.88	136.36	128.84	121.32
1.4	158.49	148.50	138.51	128.52	144.91	137.39	129.87	122.35
1.5	159.41	149.42	139.43	129.44	145.83	138.31	130.79	123.27

v m/min	Pechiney, AW				Pechiney, GR			
	μ	$\mu - \sigma_{AW}$	$\mu - 2\sigma_{AW}$	$\mu - 3\sigma_{AW}$	μ	$\mu - \sigma_{GR}$	$\mu - 2\sigma_{GR}$	$\mu - 3\sigma_{GR}$
0.2	123.82	113.83	103.84	93.85	110.24	102.72	95.20	87.68
0.3	121.76	111.77	101.78	91.79	108.18	100.66	93.14	85.62
0.4	119.70	109.71	99.72	89.73	106.12	98.60	91.08	83.56
0.5	117.64	107.65	97.66	87.67	104.06	96.54	89.02	81.50
0.6	119.03	109.04	99.05	89.06	105.45	97.93	90.41	82.89
0.7	120.37	110.38	100.39	90.41	106.79	99.27	91.75	84.23
0.8	123.06	113.07	103.09	93.10	109.48	101.96	94.44	86.92
0.9	125.26	115.27	105.28	95.29	111.68	104.16	96.64	89.12
1.0	127.09	117.10	107.11	97.12	113.51	105.99	98.47	90.95
1.1	128.64	118.65	108.66	98.67	115.06	107.54	100.02	92.50
1.2	129.98	119.99	110.00	100.01	116.40	108.88	101.36	93.84
1.3	131.15	121.16	111.17	101.18	117.57	110.05	102.53	95.01
1.4	132.18	122.19	112.20	102.21	118.60	111.08	103.56	96.04
1.5	133.09	123.10	113.12	103.13	119.51	111.99	104.47	96.95

向上の観点から望ましい。しかし、0.1 %以上の場合についてはさらに検討が必要である。

さらに、6005A-T5 に対する規格値以上の継手耐力を得る方法について検討し、以下の結論を得た。

- 8) 要因解析の結果に基づき、推奨合金の組成を提案した。
- 9) 現行の 6N01 の溶接条件から標準溶接条件を定め、上記合金の溶接継手が 98 %以上の確率で耐力 115 MPa ($GL = 50$ mm)を達成できることを示した。また、99.8 %確率でこれを達成できる溶接条件を示した。
- 10) 上記を超えて溶接継手の保証耐力を向上させるためには、標準溶接条件を下回る溶接電力を設定するなどの方法があり、溶接条件の指定によれば、保証耐力 140 MPa の可能性も存在することを示した。

なお、(1) 実用材料として製造可能な成分量の許容範囲、(2) 材料の製造条件の影響 などについての検討が今後の課題として残されている。

付録： $Q/(T \cdot x)$ と最高到達温度の関係

溶接線に垂直な断面に溶接中央線からの距離 x をとる。板厚方向に温度 θ は一定と仮定する。この断面をアークが通過した後の時刻を τ とする。すると、温度 θ は x と τ の関数であり、この分布形状を正規分布と仮定すると、

$$\theta(x, \tau) = \theta_0 \cdot \exp(-\{x/x_0(\tau)\}^2)$$

と表される。ただし、 $\theta_0 = \theta(0, \tau)$ で、 $x_0(\tau)$ は θ_0 を頂点とする正規分布曲線の形状を表す形状母数である。

入熱量 Q 、熱効率 η 、比熱 c 、密度 ρ とすると、

$$\eta Q = c\rho \cdot T \int \theta(x, \tau) dx = \pi^{1/2} \cdot c\rho \cdot T \cdot \theta_0 \cdot x_0(\tau)$$

であり、 θ_0 と $x_0(\tau)$ の関係が付けられる。そこで τ に代えて θ_0 を変数として温度を

$$\begin{aligned} \theta(x, \tau) &= \theta(x, \theta_0) \\ &= \theta_0 \cdot \exp(-\pi \{c\rho \cdot T \cdot \theta_0 \cdot x / \eta Q\}^2) \end{aligned}$$

と表すことができる。 $\theta(x, \theta_0)$ の θ_0 による停留条件の1つは x の位置での最高到達温度 $\theta_{max}(x)$ の条件であり、これを求めて、 x を $GL/2$ とすると、

$$\begin{aligned} \theta_{max}(x) &= \eta Q / \{(2\pi e)^{1/2} c\rho \cdot T \cdot x\} \\ &= (2/\pi e)^{1/2} (\eta / c\rho) (Q / (T \cdot GL)) \end{aligned}$$

が得られる。ここに e は自然対数の底である。上式に比較的高温での材料定数と $\eta = 0.8$ および $Q / (T \cdot GL)$ に 2500 N/mm^2 を代入すると、 $\theta_{max}(GL/2)$ の値として 370°C 程度が得られる。

4. 6N01 合金の耐海水性

4. 1. アルミニウム合金の耐食性

アルミニウムは元来非常に活性な金属で空気中では直ちに酸化し、バリア層と呼ばれる薄くて緻密な酸化皮膜によって表面を覆われる。この皮膜は機械的損傷等を受けてもすぐに再生し、非常に保護性に富んだ安定な皮膜である。合金化されたアルミニウムは高純度のものに比べて、この保護作用は弱くなるものの、赤錆が進行する鋼材と違って長期間にわたって金属光沢を失わず、使用に耐えうる。実際、アルミニウム合金は橋梁や水門などにも使われており、優れた耐久性を示している例は数多い^{12)・13)}。

我が国では高速軽構造船を建造する場合、船殻用の板材には 5083-O あるいは H32 または H321 材(質別記号 O は焼き鈍し材、H は加工硬化材を表し、H の後ろの数字は冷間加工度を表す)を、また上部構造には軽量化効果の高い 6061、6N01 などの 6000 系アルミニウム合金押出型材が利用されてきた。国際的には船体の板材には 5083 合金、型材には 6082 合金を用いるのが一般的である^{11)・14)}。

船体構造用材料として耐海水性を考えた場合、腐食量はもちろんであるが、材料が示す腐食形態は非常に重要な問題である。母材そのものの腐食としては大きく分けて全面腐食と局部腐食に分けられる。船殻外板に用いることを考えた場合、応力腐食割れやはく離腐食などを避けるのはもちろんであるが、孔食や粒界腐食などの局部腐食も疲労などを考慮すると避けるべき腐食形態と考えられる。

5000 系合金の加工硬化材、特に 3.5%以上の Mg を含む場合には応力腐食割れ及び粒界・はく離腐食の発生する可能性がある。これらは粒界に連続して析出したアノディックな β 相 (Al_3Mg_2) の選択溶解によるものであり、合金組成、組織、調質、使用温度と時間などの因子によって影響を受けることが知られている^{15)・16)}。Mg の含有量が大きく、冷間加工度が大きい材料や $60 \sim 200^\circ\text{C}$ 程度の温度環境で長期に使用された場合に発生の傾向が強くなるとされている。過去に 5083-H32 材が用いられていた船でははく離腐食が報告されているが、H32 処理は冷間加工度が約 20%と大きいため、不適切な施工や使用条件によっては、はく離腐食を起こす可能性が高くなると知られている¹⁷⁾。よってこのような腐食形態を避けるためには、質別 O か、弱加工したものの方が適していると考えられている^{14)・17)}。

6000 系合金では、Cu を含有する合金は粒界腐食感受性が強く耐食性に問題のあることが指摘されている^{18)・19)}。粒界腐食は初期段階における腐食量が比較的少ない割に深さ方向への腐食の進行が大きく、ある程度腐食が進むと結晶粒単位での脱落が起こる

ため、腐食量が急激に増加するという特徴を持っている。また、腐食部先端が鋭いため、特に疲労等が問題となるような構造部材におけるこのタイプの腐食の発生は非常に危険であると考えられる。

アルミニウム合金では化学組成だけでなく、熱処理・加工の条件が組織を変化させ、粒界腐食感受性等の腐食特性に大きく影響を及ぼすことが知られている^{20)~22)}。例えば、Al-Mg-Si合金の粒界腐食感受性については、山口らがCu含有量(0~0.45%)および時効処理条件を変えて調べており、Cu含有量が多くなると粒界感受性が大きくなるものの、Cu含有量以上に時効処理条件が大きく影響することを示している⁹⁾。また、固溶Cuは0.05%の微量添加でも合金の電位を大きく貴に変化させ、粒界析出物であるMg₂Siとの電位差が粒界腐食感受性を高めること、粒界の溶解にはMg₂Siが溶解した後にSiの析出によって形成されたSi欠乏層の溶解が続くなどの粒界腐食メカニズムについても明らかにして

いる。

以上より、船舶用として6000系アルミニウム合金の耐海水性を考えた場合、現れる腐食形態をある程度制御することが重要であると考えられるが、そのためには組織制御は不可欠である。すなわち、材料メーカーには現行の規格の範囲内で組織のばらつきを押さえ、より信頼性の高い製品を常に提供することが要求される。Raynaudは、現在船舶用として使われているいずれの合金の規格も決して造船用に合金設計されたものではなく、一般の規格は規格組成範囲がどの元素についてもメーカー各社がそれぞれ設けている内規の基準に比べて著しく広いこと、よって、高速軽量船等の厳しい要求を満足するためには、材料メーカー、造船所、運航者そして船級協会などが協力して品質管理を行うことが不可欠であると指摘している¹¹⁾。

本項目では、船体接水部への利用を前提とした6000系合金の耐海水性についてその組織と腐食形

Table 4.1 Chemical composition of samples in mass%. (Al bal.)

No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Mg ₂ Si	excessSi	alloy-temper
6I-1	0.56	0.18	0.09	0.07	0.70	0.05	0.01	0.02	1.10	0.16	6N01-T5
6I-2	0.55	0.10	0.10	0.07	0.67	0.05	0.03	0.01	1.06	0.16	
6I-3	0.54	0.21	0.09	0.10	0.7	0.04	0.04	0.02	1.10	0.14	
6I-4	0.54	0.20	0.01	0.07	0.74	0.04	0.01	0.03	1.17	0.11	
6I-5	0.6	0.19	0.10	0.03	0.7	0.03	0.02	0.02	1.10	0.20	
6I-6	0.47	0.19	0.22	<0.01	0.6	<0.01	0.01	0.01	0.95	0.12	
6I-7	0.6	0.14	0.01	0.02	0.6	<0.01	0.01	0.02	0.95	0.25	
6I-8	0.6	0.13	0.03	0.02	0.6	<0.01	0.01	0.02	0.95	0.25	
6I-9	0.6	0.19	0.1	0.03	0.7	0.04	0.01	0.02	1.10	0.20	6N01-T6
6E-1	0.52	0.1	Tr	0.04	0.71	0.04	Tr	0.02	1.12	0.11	6N01-T6
6E-2	0.54	0.1	0.1	0.04	0.71	0.04	0.01	0.02	1.12	0.13	
6E-3	0.56	0.11	0.21	0.04	0.75	0.04	Tr	0.02	1.18	0.13	
6E-4	0.57	0.11	0.34	0.04	0.71	0.05	Tr	0.02	1.12	0.16	
6E-5	0.52	0.21	0.02	0.04	0.73	0.04	0	0.02	1.15	0.10	
6E-6	0.54	0.21	0.05	0.04	0.74	0.04	0	0.01	1.17	0.11	
6E-7	0.51	0.21	0.07	0.04	0.74	0.04	0.01	0.02	1.17	0.08	
6E-8	0.55	0.08	0.023	Tr	0.7	Tr	0.01	0.01	1.10	0.15	
6E-9	0.53	0.27	0.35	Tr	0.98	0.07	Tr	0.02	1.45	0.06*	6061-T6
6E-10	0.96	0.33	0.09	0.7	0.82	0.01	0	0.01	1.29	0.49	6082-T6
5I-1	0.15	0.2	0.04	0.73	4.59	0.12	0	0.02			5083-O
5I-2	0.14	0.2	0.02	0.7	4.51	0.12	0.01	0.01			5083-H32
5E-1	0.06	0.1	Tr	0.65	4.27	0.13	0.01	0.02			5083-O
5E-2	0.06	0.1	Tr	0.65	4.27	0.13	0.01	0.02			5083-H321
5E-3	0.06	0.1	Tr	0.65	4.27	0.13	0.01	0.02			

*: excess Mg

態との関係について報告するとともに、特に 6N01 合金の実用材における組織や耐海水性にどの程度の差があるのかを一年間の人工海水浸漬試験の結果をもとに検討した。

4. 2. 実験方法

4. 2. 1. 材料及び試験片形状

供試材は 5000 系と 6000 系アルミニウム合金の、主に船舶用に製造された実用材 (I-シリーズ) と、実験室レベルで化学成分を調整して作製した実験室材 (E-シリーズ) で、計 24 種類である。供試材の化学成分及び合金種類、調質条件を Table 4.1 に示す。6000 系合金については Al-Mg₂Si 擬 2 元系合金と考えられることから、Mg と Si のバランス組成から算出した Mg₂Si 量と過剰 Si 量 (6E-9 は過剰 Mg 量) を併記した。

実用材 (6I シリーズ) は出荷前の 6N01 製品から試料を採取したもので、製造機関はアルミニウム押出品製造メーカー 6 社である。実用材サンプルの提供をお願いしたときにメーカー各社に提示した条件は、出荷前の船舶用押出製品から切り出し、提供してもらうということだけであった。すなわち、押出品の断面形状や化学成分、プレス熱処理などを含めた製造条件については各社の社内基準等に準じているものとして、不問とした。6N01 合金の規格成分範囲は広く、複数製造機関から提供されたにも関わらず、成分のばらつきは比較的少ない。6I-6 で Cu 量が多く、Si の量が少なくなっていること、及び 6I-7 及び 8 では Mg₂Si 量が少なく、過剰 Si 量が多くなっていることを除けば、大きな差は見られない。また、調質条件については 6I-9 を除いてすべて T5 処理材 (6I-9 のみ T6 処理材) である。

実験室材 (6E シリーズ) はすべて T6 処理を行ったものである。6N01 合金である 6E-1~8 は腐食特性に関係すると考えられている Cu 量の影響をみるため、Cu 量を変えて同じ製造機関において試作した材料であるが、6E-1~4 と 5~7 は作製時期が異なるシリーズで、この二つのグループでは Fe 量にも差がある。6E-8 は押出加工後、板厚調整のため圧延加工を行っており、その後 T6 処理を施したものである。5083 合金は船体主構造に最も多く用いられている合金で、耐海水性についても実績のある材料であることから、比較材として 5E 及び 5I シリーズの試料を用意した。

Table 4.2 に、全試料の板厚と一部試料についてはミルシートに記載された機械的性質を示す。6N01 合金実用材の機械的性質は 6I-3 及び 7 が強度的に他より低い値を示しており、また、6I-6 と 8 の伸びがやや小さいものの、板厚の違いなどを考慮すると大きな差はないものと考えられる。

これら供試材から耐海水性評価用と引張試験用の試験片を作製した。耐海水性評価用には実用材試験片の場合、製品として製造された押出型材の一部を 50mm×50mm の大きさに切り出したものであり、実験室材の場合には幅 50mm の帯板状に押出した供試材を 50mm 長さに切断して実験に用いた。引張試験片形状は JIS 5 号試験片に準じ、Fig. 4.1 に示す試験片を 50mm 幅の板状供試材から 3 枚製作した。いずれの場合も板表面には機械的な加工は行わず、厚みは押出材のままとした。浸漬試験前には、アセトンで脱脂し、真空乾燥器中で 1 日乾燥させ、耐海水性評価用試験片の場合には重量測定を行った。

4. 2. 2. 人工海水浸漬試験

約 150L の人工海水 (ASTM-D1141-52) を試験水槽と熱交換水槽の間で循環させて浸漬試験を実施した。試験条件は水温 25℃、pH 8.2 で、空気バブリングにより酸素を飽和させた状態にした。浸漬期間は耐海水性評価用試験片では 6 ヶ月及び 1 年、引張試験片は 1 年とし、一つの試験条件につき 2 枚ずつ試験

Table 4.2 Mechanical properties of samples.

No.	thickness (mm)	tensile strength (MPa)	yield strength (MPa)	elongation (%)
6I-1	2.5	283	258	11.8
6I-2	2.4	300	278	13
6I-3	4.1	250	222	14.3
6I-4	2.5	281	255	13.2
6I-5	1.5	280	258	15
6I-6	1.3/1.6	285	255	9
6I-7	2	264	240	13
6I-8	4.3	279	257	10
6I-9	2.4	285	252	14
6E-1	4	-	-	-
6E-2	4	-	-	-
6E-3	4	-	-	-
6E-4	4	-	-	-
6E-5	4	282	236	14
6E-6	4	296	267	11
6E-7	4	295	260	12
6E-8	3	-	-	-
6E-9	4	-	-	-
6E-10	4	304	267	15
5I-1	2	312	143	24
5I-2	6	342	218	16
5E-1	4	-	-	-
5E-2	3	-	-	-
5E-3	3	-	-	-

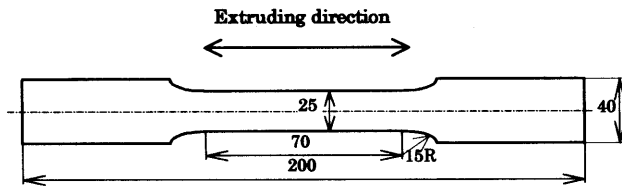


Fig.4.1 Shape and dimension of tensile test specimen

片を用意した。浸漬試験終了後の試験片は蒸留水で十分洗浄後、真空乾燥機中で乾燥させた。耐海水性評価試験片については試料表面の観察を行った後、沸騰したリン酸とクロム酸の溶液中に約 10 分間置き、また必要な場合にはさらに濃硝酸を用いて腐食生成物を除去した。その後、再び蒸留水で洗浄の後、十分乾燥させてから腐食減量の測定と腐食状態の観察を行った。

4. 2. 3. 引張試験

引張試験は浸漬試験を行っていない供試のままの試験片（各試料につき 1 枚）と浸漬試験終了後の試験片（各試料につき 2 枚）について行った。試験機はアムスラー型の油圧式万能試験機を用いた。平均公称ひずみ速度は約 10^{-4}s^{-1} 程度で行った。試験片には標点間距離 50 mm の Ω 型伸び計を両面に対称に取り付け、応力-ひずみ関係を測定して 0.2 % 耐力を求めた。また、最大荷重と破断後の標点間距離から、引張強さと伸びを求めた。また、破断伸びについては、平行部で破断しなかった試験片が多かったため、破断後の試験片の標点間距離、平行部、肩部間で伸びを測定し、その内の最大伸びをその試験片の破断伸びとした。

4. 2. 4. 金属組織学的分析

供試材の金属組織学的な検討は、浸漬試験の前後において、光学顕微鏡、電子プローブマイクロアナライザ（EPMA）、透過電子顕微鏡（TEM）、X線回折装置などを用いて行った。いずれの場合も押出材表面の分析を行う目的で表面は押出のままの状態、あるいは軽く研磨を行った状態で行った。TEM 試料の作製も表面近傍の位置から薄膜を切り出した。

4. 3. 実験結果及び考察

4. 3. 1. 浸漬試験結果

(1) 浸漬試験後外観

試験終了後の試験片は全体に暗灰色になっていた。一部の試験片（6I-1, 5, 6, 8, 6E-4~7, 9, 5E-2）では程

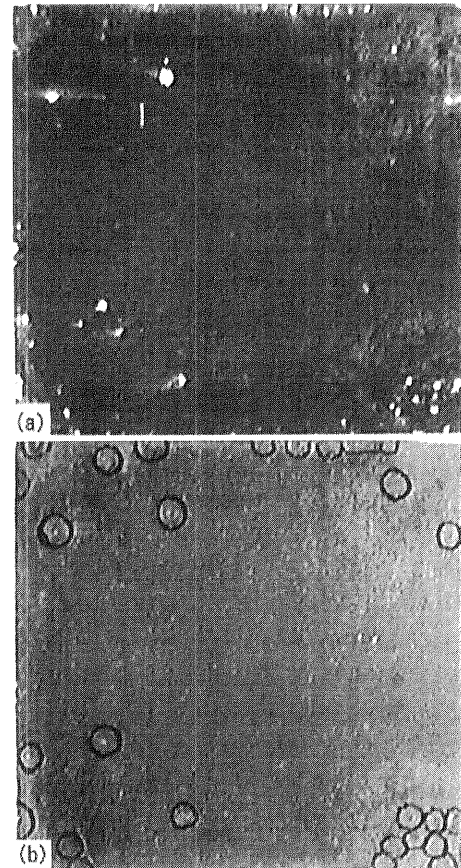


Fig.4.2 Surface observation of the sample 6I-1 after a soak in synthetic seawater at 25 °C for a year. (a) before and (b) after cleaning the surface.

度の差はあるものの、粒状あるいは薄膜状の白色生成物が付着しており、6I-1 及び 6 において特に顕著であった。

Fig. 4.2 に 1 年の浸漬試験終了後の 6I-1 の腐食生成物除去前後の試験片外観を示す。Fig.4.2(a)では粒状の腐食生成物が見られているが、裏面では膜状の腐食生成物が主に付着しており、6I-1 の試験片では一つの試験片の両面で違うタイプの腐食生成物が見られた。また、Fig.4.2(b)の○で囲まれているのはマクロ孔食で、Fig.4.2(a)と比べるとわかるように粒状の白色生成物の位置に対応している。孔食は粒状の腐食生成物が生じたいずれの試験片においても観察された。また、白色の腐食生成物は浸漬試験のごく初期段階から観察され、この時期に人工海水の pH が著しく低下した。

Fig. 4.3 には、試験片から削り取った白色生成物

のX線回折プロファイルを示す。主な成分は Al と Mg の水酸化物であり、腐食の初期段階において Al と Mg が優先的に溶出しているものと考えられ、局所的な電気化学的反応により腐食が進行したことを裏付けている。

(2) 腐食減量

Fig. 4.4 に人工海水浸漬 6 カ月及び 1 年後の試料の腐食減量 (平均) を示す。浸漬期間 1 年での腐食減量はほとんどの試験片で 7g/m^2 程度で、非常に軽微であり、問題にならない量であった。また、5083 合金と 6000 系合金の間で腐食減量の明瞭な差はみられない。しかしながら、腐食生成物が多量に付着していた 6I-1 の試料では他に比べて腐食減量が多くなっており、他の試料との差も 6 ヶ月から 1 年と期間が長くなると拡大する傾向にあった。

(3) 腐食形態の観察

腐食生成物除去後の試験片表面を SEM 観察した例を Fig.4.5 に示す。粒状の腐食生成物の下に観察されたマクロ孔食は、どの試験片においても粒界腐食を伴っていた。溶解した粒界の幅は広く、結晶粒単位での粒子脱落も複数起こったとみられ、6I-1, 6 ではそれが腐食減量を大きくしたと考えられる。粒界に沿った腐食の進行は腐食減量以上に深さ方向へ進行するため、危険なタイプの腐食である。

Fig.4.5(a)に見られるように、マクロ孔食近傍の結晶粒内には矩形の方位ピットあるいはディンプル型形態の溶出が観察される。このような形態の腐食は多くの純アルミニウム及びアルミニウム合金で見られ²³⁾、Al-Mg-Si 合金においても粒界析出物である Mg_2Si の溶解に続いて粒界近傍の固溶 Si 欠乏域が溶出することで同様の腐食形態を示すことが報告されている^{24), 25)}。これらの試料においても粒界上に析出した Mg_2Si と粒界近傍の Si 欠乏層が母相に対して優先溶解したのではないかと推測される。

これらマクロな孔食の他に、いずれの試験片にも、非常に小さな孔食が全面に分布しており、全面腐食の様相を呈していた。これは、 $2\sim 3\mu\text{m}$ 程度の大きさの晶出物の周囲が優先的に溶解してできたもので、直径 $20\mu\text{m}$ までのクレータ状の孔食となっている。このミクロ孔食は Fig.4.5(c), (d) の 6I-4 や 7 に見られるように孔が深く明瞭に形成される場合と、Fig.4.5(b) の 6I-1 のように比較的浅くなる場合があり、これは晶出物の組成、大きさや分布状態によるものと考えられる。

同様のミクロ孔食は 6000 系合金だけでなく、5083 合金においても観察されたが、このような孔食は他のアルミニウム及びアルミニウム合金でも合金中の金属間化合物の周辺に生じることが報告されて

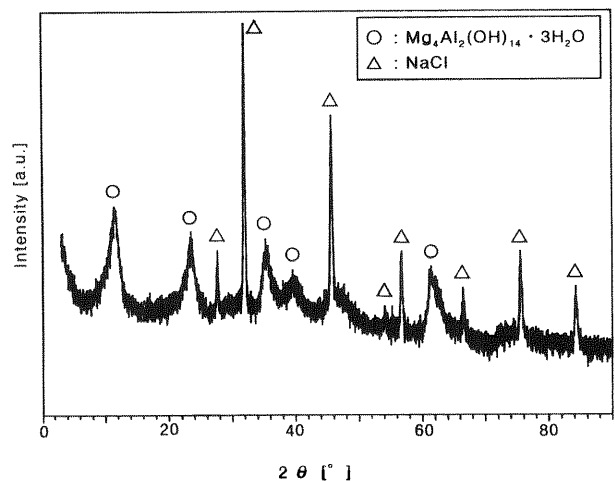


Fig.4.3 XRD pattern of corrosion product obtained from samples after a soak in synthetic seawater at 25°C for a year.

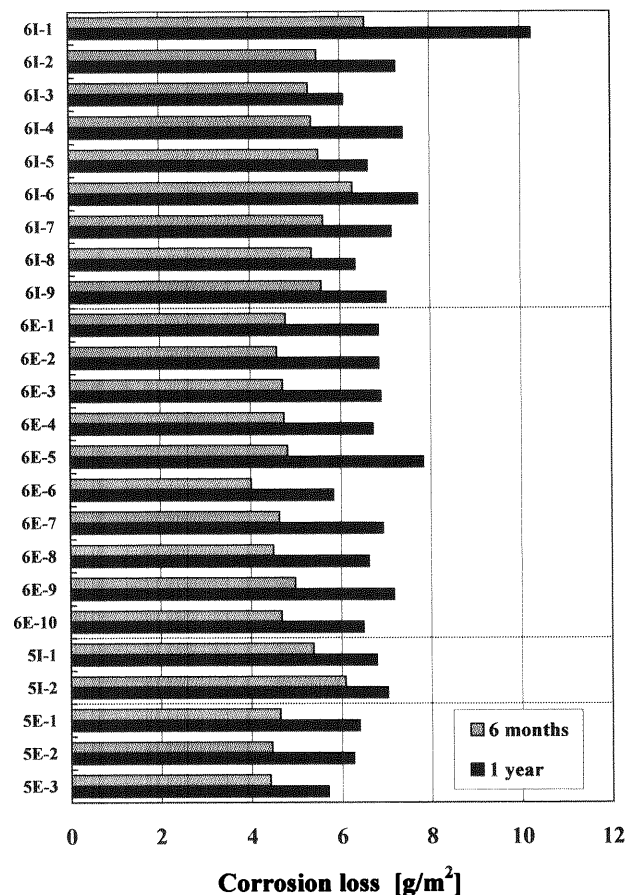


Fig.4.4 Corrosion loss of each sample after a soak in synthetic seawater at 25°C for 6 months and a year.

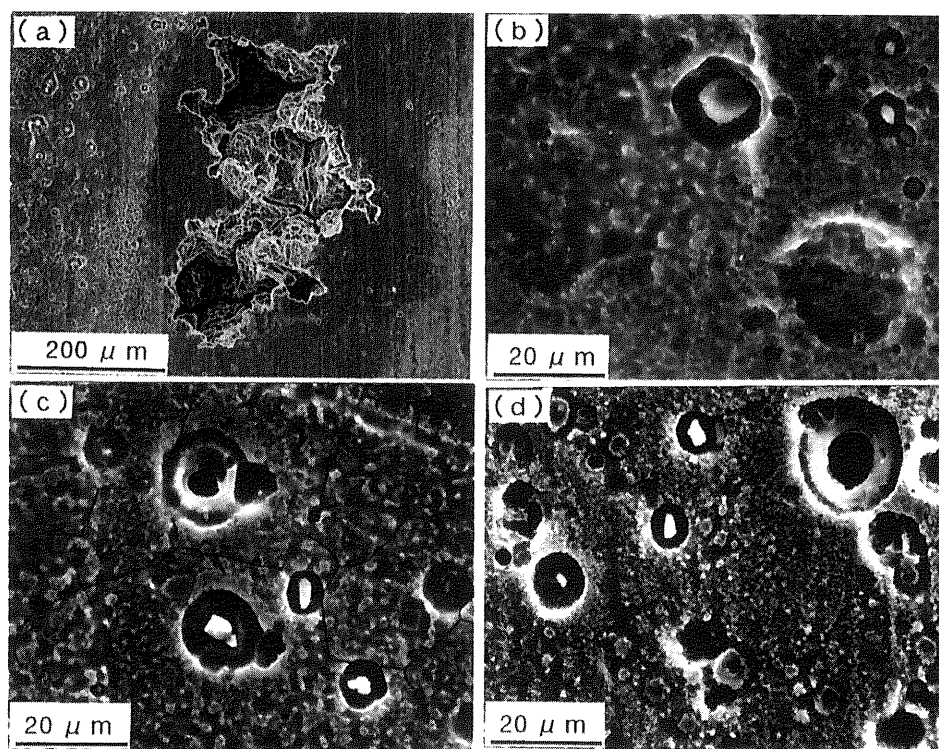


Fig.4.5 Surface observation by SEM of samples after a soak in synthetic seawater at 25 °C for a year. (a) and (b) 6I-1 , (c) 6I-4 and (d) 6I-7.

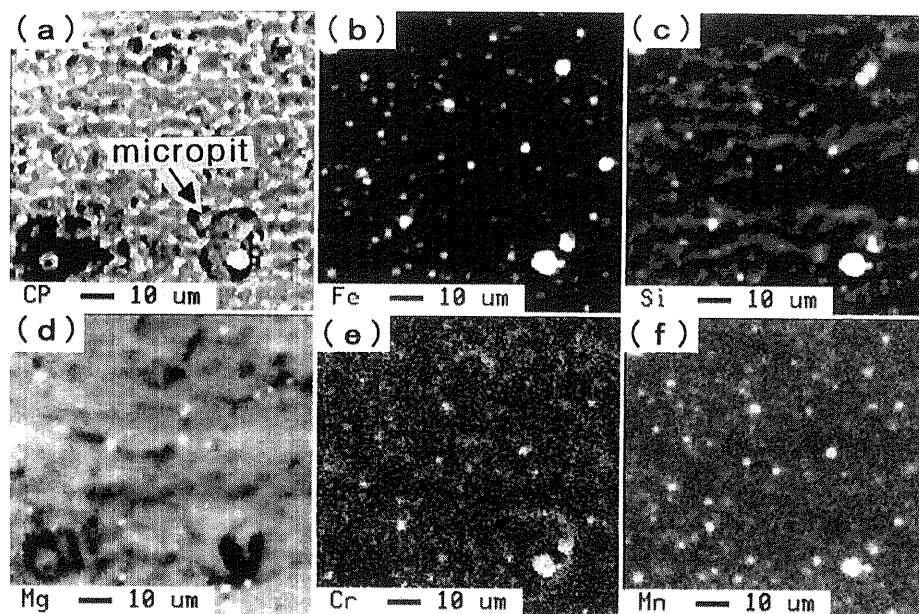


Fig.4.6 EPMA analyses on the intermetallic compounds in micropit. (a) composition image, (b) Fe, (c) Si, (d) Mg, (e) Cr and (f) Mn distributions.

いる²⁶⁾。この核となっている晶出物について EPMA 分析を行った結果、**Fig.4.6** に示すように Fe, Si, Cr, Mn, Cu などを含む金属間化合物であることがわかった。Fe, Si は Al 母相や Mg に比べ電極電位はかなり貴であるため²⁷⁾、Fe や Si を含む晶出物の周囲にある母相側が優先的に溶解されたものと考えられる。

また、一部試験片では **Fig.4.5 (b)** の 6I-4 に見られるように粒界に沿って腐食の進行が認められた。この粒界腐食は浸漬期間 6 ヶ月に比べて 1 年の方が広範囲に見られ、時間の経過に伴い腐食が進行していることは確認されたが、溶解した粒界の幅が広くなることはほとんどなく、結晶粒の脱落は見られなかった。従って **Fig.4.4** を見てもわかるように腐食減量も他に比べ特に大きくなることはなかった。このような粒界腐食は粒界上に析出した析出物の優先溶解によるものと推察される。本実験の範囲ではこのタイプの腐食は表面層の領域に限られているように見られたが、更に長期の試験では深さ方向への腐食の進行が起り、結晶粒単位の脱落により腐食減量が急激に増加する可能性もあると考えられる。

腐食試験の結果を **Table 4.3** にまとめて示す。腐食減量および腐食形態についてみる限り、**Table 4.1** 及び **4.2** に示された化学成分、機械的性質と腐食特性の明らかな相関関係は見いだせない。しかしながら、腐食生成物が多く生成し、粒界腐食を伴った孔食が多く見られた試料である 6I-1 および 6 はいずれも実用材である。腐食減量そのものは問題のない量であるが腐食形態を考えた場合、より長期の使用では問題の生じる可能性もある。今回の実験条件では 5083 合金にマクロ孔食や粒界腐食はみられなかったことも考えあわせると、6000 系合金の船舶用材料としての信頼性を向上させるためには、これら実用材の組織のばらつきを最小限に抑えていく必要があると考えられる。

4. 3. 2. 引張試験結果

Table 4.4 に各試料の引張試験の結果を示す。今回の引張試験では浸漬の有無にかかわらず、多くの試験片が R 部や Ω 型伸び計取り付け部で破断したため、**Table 4.2** のミルシート値に比べ、特に伸びの値が低い試料が多かった。平行部で破断した試料について、腐食の影響を検討すると、6I-2,5,6 は明らかに伸びが低下している。特に 6I-6 では伸びだけでなく引張強度や降伏応力にも影響が見られる。これは 6I-6 に生じた粒界腐食を伴うマクロ孔食が原因と考えられるが、同じ腐食形態が見られた 6I-1 でその影響がなかったのは、板厚の影響および組織の違いによると推測される。**Fig.4.7** に見られるように 6I-6 は試料断面の全面にわたって粗大な再結晶組織になっており、粒界破壊しており、これが腐食の影響を受けや

Table 4.3 Summary of corrosion behavior after a soak in synthetic seawater at 25 °C for a year.

No.	W_{loss} (g/m ²)	corrosion products	corrosion morphology
6I-1	10.3	◎(g+p)	G+P
6I-2	7.3		G+I
6I-3	6.1		G+I
6I-4	7.4		G+I
6I-5	6.6	△(p)	G(+P)
6I-6	7.7	○(g+p)	G+P
6I-7	7.1		G
6I-8	6.3	△(p)	G(+P)
6I-9	7.0		G
6E-1	6.9		G
6E-2	6.9		G
6E-3	6.9		G
6E-4	6.9	△(g)	G(+P)
6E-5	6.7	△(p)	G
6E-6	7.8	△(p)	G
6E-7	5.8	△(p)	G
6E-8	6.9		G
6E-9	6.6	△(g)	G(+P)
6E-10	6.5		G
5I-1	6.8		G
5I-2	7.0		G
5E-1	6.4		G
5E-2	6.3	△(p)	G
5E-3	5.7		G

◎ : a very large amount, ○ : a large amount

△ : a very small amount, blank : none

g : granular, p : powdered

G : general corrosion, I : intergranular corrosion

P : pitting with intergranular corrosion

すい原因となったと考えられる。

4. 3. 3. 供試材の金属組織学的検討

腐食減量測定や試料外観の観察結果より、似た化学組成、機械的性質を有する材料であっても耐海水性や腐食形態に違いのあることがわかった。腐食が材料内に形成されるマイクロ電池によって支配されるとすれば、この違いは材料の組織に起因すると考えられる。そこでいくつかの供試材について金属組織学的検討を行った。

Table 4.4 Results of tensile test.

No.	tensile strength (MPa)		yield strength (MPa)		elongation (%)	
	as-received	after the soak	as-received	after the soak	as-received	after the soak
6I-1	291	286	262	257	9	7
6I-2	317	291 *	297	272 *	6	6 *
6I-3	258	255 *	236	226 *	8	13 *
6I-4	268	258	242	231	10	11
6I-5	-	283 *	-	262 *	-	8 *
6I-6	280	244 *	244	240 *	14	2 *
6I-7	259 *	253	228 *	222	16 *	13
6I-8	268	266 *	254	257 *	7	10 *
6I-9	-	291	-	269	-	9
6E-1	283	291	272	278	8	8
6E-2	305	301	290	287	8	7
6E-3	323	306	304	287	10	8
6E-4	322	322	297	299	8	11
6E-5	283	275	241	238	10	11
6E-6	290	293	258	265	8	8
6E-7	285	285	241	247	10	10
6E-8	276 *	271 *	251 *	257 *	16 *	13 *
6E-9	314	322	289	297	8	8
6E-10	289 *	289 *	256 *	251 *	19 *	22 *
5I-1	323 *	322	144 *	142	24 *	22
5I-2	345	343	220	218	13	13
5E-1	291 *	294 *	111 *	112 *	26 *	29 *
5E-2	328 *	322 *	208 *	186 *	20 *	21 *
5E-3	354 *	340 *	264 *	262 *	16 *	17 *

*: failed between the gage marks

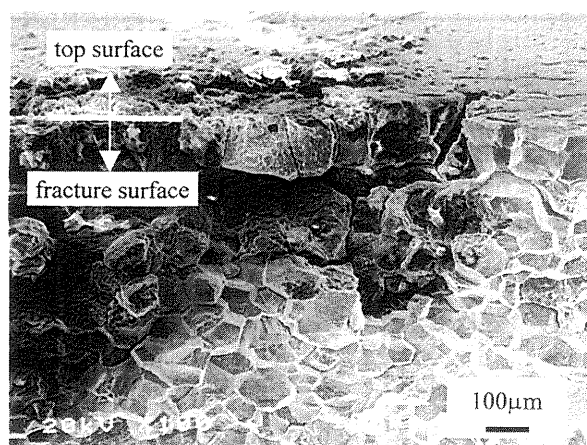


Fig.4.7 Fracture surface of 6I-6.

(1) X線回折分析

Fig. 4.8 に供試材表面のX線回折プロファイルの例を示す。アルミニウム母材の回折ピークの他に複数の金属間化合物のピークがみられた。6000系アルミニウム合金では Mg_2Si 、 $AlFeSi$ 系化合物をはじめ

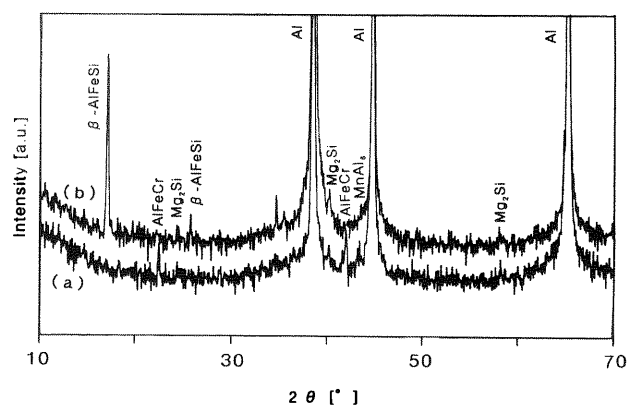


Fig.4.8 XRD patterns of as-received samples. (a) 6I-4 and (b) 6I-8.

めとする数多くの金属間化合物が析出物、晶出物として存在することが知られているが²⁸⁾、今回用いた測定方法で検出し特定することができた金属間化合物は Table 4.5 に示す6種類である。表中には判断の基準とした各金属間化合物の回折ピークを 2θ 値で示した*。また、明瞭なピークのなかで、確定できなかったものを"other peaks"欄に示した。

実用材、実験室材ともに出てくる回折ピークの組み合わせは様々であり、化学成分あるいはT5とT6の熱処理条件の違いによる影響は特に見られない。一方、6E-1~7は同じ製造機関で試作されたT6材であるが、作製時期が異なる6E-1~4と5~7の間には回折パターンに明瞭な差があった。6000系合金鑄造材ではFe量や鑄塊の冷却速度、均質化処理条件、Mnの微量添加等によって $AlFeSi$ 系晶出物の相

* これらの化合物同定における判断に関しては、供試材が押出材で強い配向があること、 $AlFeSi$ 系化合物のように非常に多くの回折ピークを持ち、かつ中間的な準安定相を持つ化合物が多いこと、主ピークがAlや他の化合物のピークと重なるものが多いこと、Fe、Cr、Mn等の元素は互いに置換しやすいため化合物の一部が他の元素に置換して存在している場合が多いなどの理由から、確定的なものではない。バックグラウンドまたはアルミニウムのピークの拡がりに隠れているピークも多いと思われる、また、回折パターンの読み方によって他の化合物と考えることも可能である。しかしながら、本論文では各試料の回折プロファイルにおいて明瞭なピークを、表中に示す6つの金属間化合物の回折ピークの組み合わせであるとした。そして、どの金属間化合物が特に顕著に表れているかによって各材料の特徴を示す指標とした。

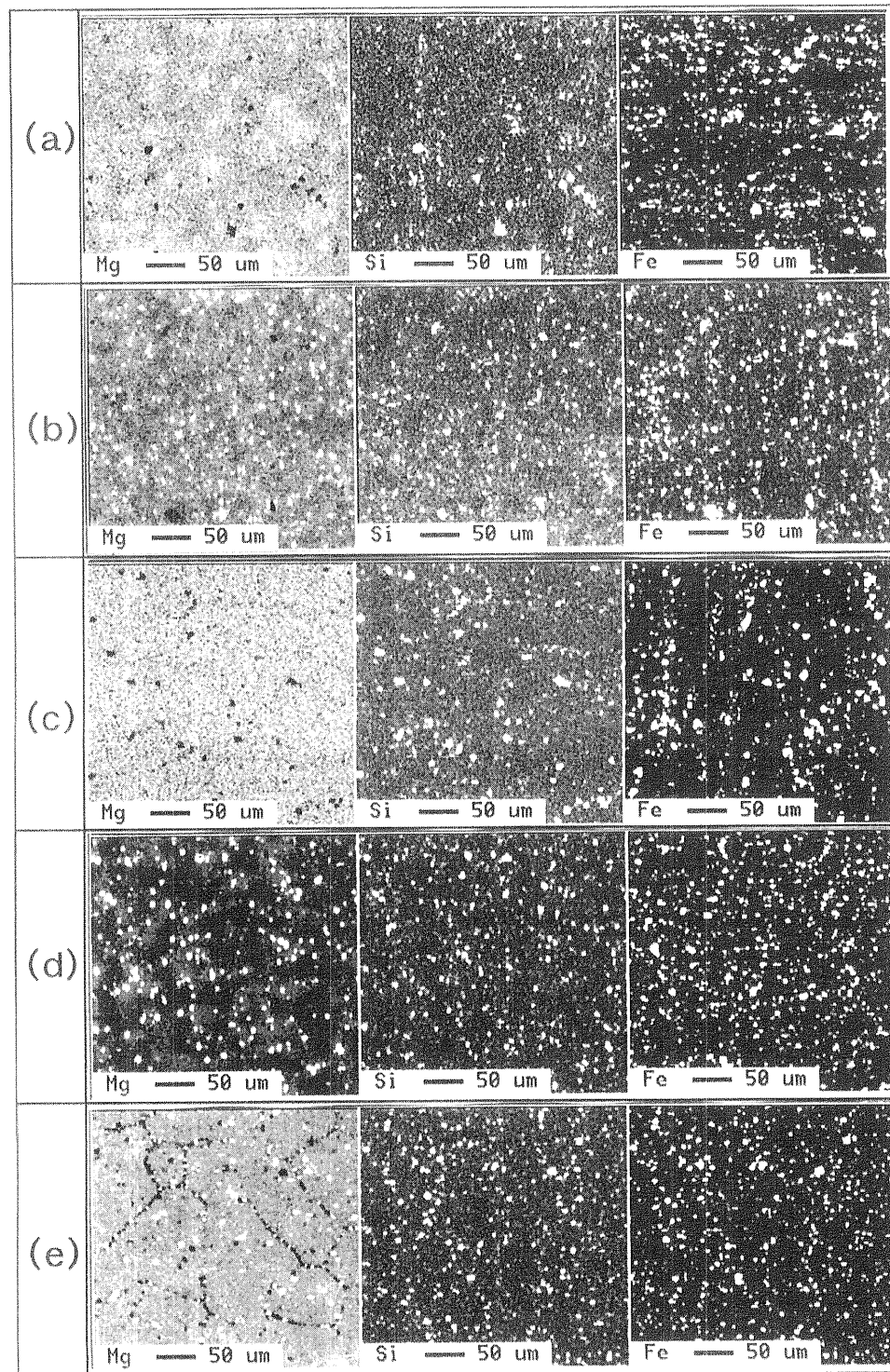


Fig.4.9 Microstructural analyses on as-received samples by EPMA. (a) 6I-1, (b) 6I-4, (c) 6I-5, (d) 6I-7 and (e) 6I-8.

変化の起こることが報告されている²⁹⁾。これらのことから、X線回折パターンに違いが現れるのは、押出工程以後に行う熱処理の条件よりも、ビレットの鑄造・均質化处理および押出条件による影響が大きいのではないかと考えられる。

(2) EPMA による分析

供試材表面を軽く研磨して試料表面における元素分布分析を行った結果の例を Fig.4.9 に示す。表示はMg, Si, Feの元素各々の相対的な濃度分布を示したもので、明るいほどその元素が高濃度で分布していることを示している。すなわち、Fig.4.9 でみられる高輝度の点はその元素が晶出物として晶出しているものと考えられる。

Fe, Si の分布は各試料間であまり大きな差はみられないが、Mg の分布は特徴があり、晶出物の数やマトリックス中の濃度分布などに違いがある。6I-1, 5 では Mg 系の晶出物の数は少なく (6I-5 ではほとんどみられない) のに対し、6I-4, 7 では数が多く比

較的に均一に分散している。また、6I-8 では粒界に沿って Mg の低濃度領域があると同時に粒界上に Mg 晶出物が不連続に並んでいることがわかる。

Mg 分布の違いについては、化学組成の影響よりも押出前後での熱処理条件による影響の方が大きいと考えられはあまり大きな差がないこと、晶出物の大きさや分布状態は主に押出加工以前の均質化处理に大きく影響されること、実験室材では実用材に比べてあまり大きな元素分布パターンの違いが見られなかったことによる。実用材でパターンの違いが多く見られた理由としては、実験室材と異なり押出加工前の熱処理条件が異なること、板厚および製品形状の違いによって T5 処理時の冷却速度にばらつきが出ることなどが考えられる。

(3) TEM による分析

供試材のいくつかの試料について透過電子顕微鏡を用いて微細構造分析を行った。Fig.4.10 に例として 6I-1,3,7,8 の粒界近傍の TEM 写真を示す。試料

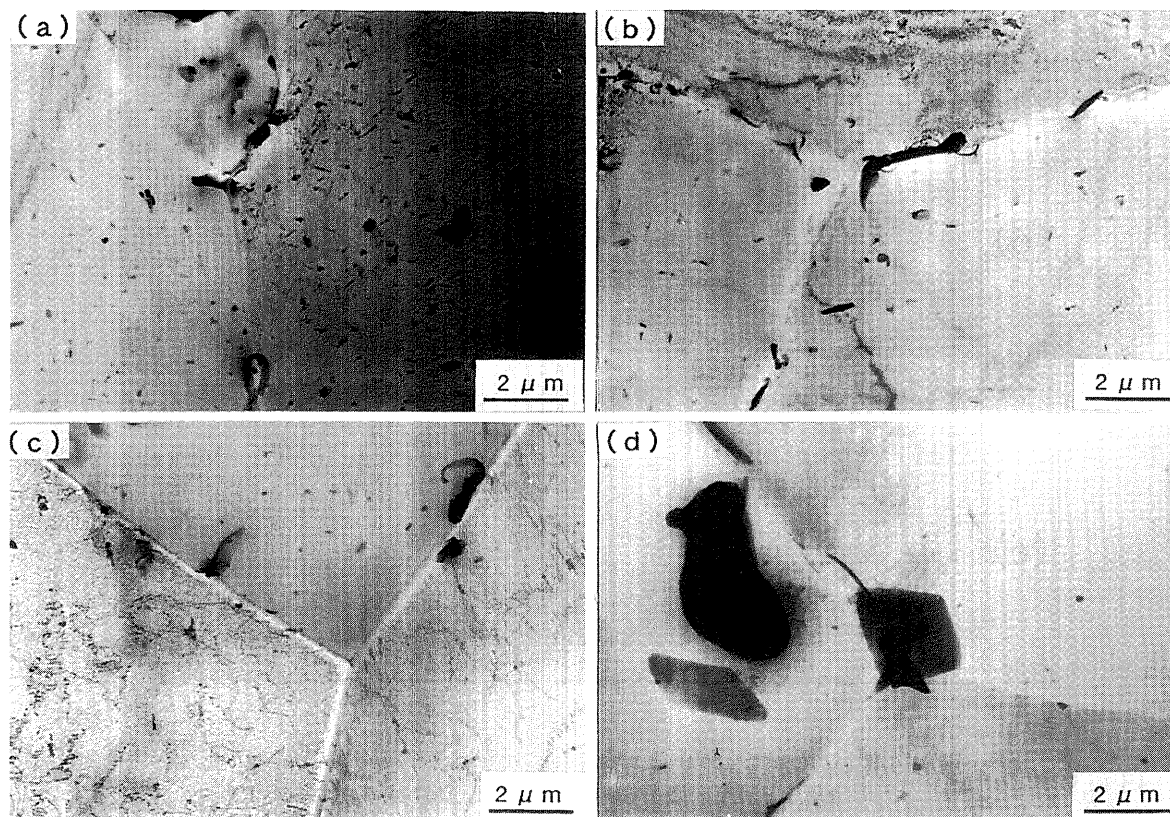


Fig.4.10 TEM images of as-received samples. (a) 6I-1, (b) 6I-3, (c) 6I-7 and (d) 6I-8.

6I-1 では他の試料に比べ、粒内に針状の微細析出物が多数かつ均一に分散していた。粒界上の晶出物については、特に 6I-1 において細長い帯状のものが多くみられた。一方、6I-8 では粒界 3 重点を中心に粒界上に粗大な晶出物が多くみられ、EPMA 分析の結果とも一致している。粒内のものも含め、これらの晶出物および母相についてはエネルギー分散型 X 線検出器 (EDS) を用いて定性分析を行ったところ、粒界上の晶出物は Mg_2Si であり、粒内にある粗大な晶出物は多くが (Fe, Si, Mn) あるいは (Fe, Si, Mn, Cr) を含む金属間化合物であった。

母相では Al、Cu 及び微量の Si が検出された。粒界近傍での固溶 Si の欠乏層がある可能性については、6I-1 の試料でいくつかのポイントで定性分析により、その傾向を認めることができた。また、6I-8 でみられた粒界に沿う Mg 欠乏域は確認できなかったが、EPMA 分析においてみられた元素分布と TEM による分析結果との間で粗大な晶出物についての結果は一致した。Mg の分布状態は他の元素に比べ、より熱加工条件の違いに影響される。しかし、6I-8 でみられたような Mg 欠乏域は、あまり粒界腐食感受性には関係がなく、固溶 Si 欠乏域のように腐食特性に大きな影響を与えない。これは Si の電極電位がマトリックスである Al に対してかなり貴であるのに対し、Mg の電極電位は卑である (すなわち、欠乏層が出来た場合は逆となる) ためと考えられる。

4. 4. 結言

多種の 6N01 実験室材および実用材を用いて、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。

人工海水中での浸漬期間 1 年という今回の実験範囲内では腐食減量はほとんどが 7 g/m^2 程度までで軽微であり、既に接水部で用いられている 5083 合金とも差はなかった。

しかしながら一部の实用試験片では白色の腐食生成物が多量に発生し、そのような試料では腐食減量も大きくなった。これはこの腐食生成物がその直下に発生したマクロな孔食に起因しているため、この孔食は粒界腐食を伴うものであった。

6N01 合金の人工海水中腐食形態は、概ねミクロ孔食 ($20 \mu\text{m}$ 径程度) による全面腐食であるが、大きく 3 つのパターンに分けられ、(i) ミクロ孔食に加え粒界腐食を伴うマクロ孔食が局所的に発生するパターン、(ii) ミクロ孔食による全面腐食のみのパターン、(iii) ミクロ孔食に加えて、浅いが連続した粒界腐食が現われるパターンに分類された。

ミクロ孔食は (Fe, Si) 系の晶出物を核にしてその周囲のマトリックスが優先溶解したものであり、マクロ孔食内に生じた粒界腐食は Si 欠乏層の溶解に

よるものと考えられた。

人工海水浸漬試験による母材強度への影響はあまりなかったものの、薄板でかつ板全体が比較的大きな再結晶組織になっている材料の場合、一年間の浸漬試験後でも粒界腐食を伴うマクロ孔食による強度低下が見られた。より厚みのある材料でも同様のマクロ孔食や粒界腐食などが生じる試料では、浸漬期間が長くなった場合、同様の強度低下が起こる可能性がある。

EPMA による供試材の元素分布分析の結果、Fe, Si の分布は各試料間で大きな差はみなかったが、Mg では晶出物の数やマトリックス中の濃度分布などに違いがあった。特に実用材では分布の違いは顕著であった。X 線回折分析の結果ともあわせると、化学組成の影響よりも押出前後での熱処理条件による影響、特に押出加工前の均質化処理条件の影響が大きいと考えられた。

一部の試料については TEM による分析を行った。その結果、結晶粒内にみられる晶出物は、Fe, Si を主として一部が Cr, Mn などに置きかわった金属間化合物であるのに対し、粒界上にみられた粒状あるいは帯状の晶出物は Mg_2Si であった。

TEM 観察を行った試料のうち、腐食減量が多く、粒界腐食を伴うマクロ孔食が多数みられた 6I-1 は他の試料に比べて Mg_2Si の微細な析出物が多く均一に分散していた。

今回の実験条件下では 6000 系合金の腐食減量そのものは、実績のある 5083 合金と比べても大きな差はなく、問題のない量であった。しかしながら、実用材の一部では腐食生成物が多く生成し、粒界腐食を伴った孔食が多く見られた。特に薄板で全面が再結晶組織となっている材料ではマクロ孔食による強度低下がみられ、この材料を船体接水部に用いるのは問題であると考えられる。6N01 合金あるいは 6005A 合金の船舶用材料としての信頼性を向上させるためには、これら実用材の組織のばらつきを最小限に抑えていく必要があると考えられる。今後、さらに長期間の試験、試用によって経験を蓄積して行くことが必要である。

本章の研究は (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」(富田康光委員長) 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 6N01 及び 5083 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、住友軽金属工業、日本軽金属、古河電気工業、三菱アルミニウム、スカイアルミニウム) に対し、心からの謝意を表します。また、透過電子顕微鏡分析において、多大なご協力をいただきました消防庁消防研究所の山田實室長及び

真家敦子研究員、また、引張試験片を作製していただきました当所推進性能部各位に心より感謝いたします。

5. アルミニウム合金鋳物船に関する調査

5.1 アルミニウム合金鋳物船

アルミニウム合金鋳物の船体への適用は、1980年頃から増加し、現在、日本小型船舶検査機構 (Japan Craft Inspection Organization、以降 JCI と略す) に登録されているアルミニウム合金鋳物船は約 270 隻である。アルミニウム鋳物合金船に対する JCI の検査要領は、

- ① 軽構造船暫定基準(運輸省)による構造強度確認
- ② 材料については 30 時間の実試験航行による耐久性試験

である。

300 隻に近い登録船舶の一部では、船底あるいは船側外板に亀裂が生じる事故が発生している。その原因としては、過大荷重、疲労、腐食あるいは応力腐食割れ等が考えられるが、定かではない。そこで、JCI では「小型船舶の船体構造用特殊材料の特性に関する検討委員会」(金原勲委員長)の中に「アルミニウム合金鋳物の特性に関する検討部会」を設け、原因調査と検査要領の見直しを行っている。

アルミニウム合金鋳物船には概ね真空鋳型形成技術³⁰⁾が用いられているが、使用する合金に対する制限は実質的には存在しない。しかし、登録時の記録からは、JIS H 5202(アルミニウム合金鋳物)による AC4CH(Al・7 Si・0.3 Mg 合金、AA A356 相当)あるいは AC4CH 改良型(1 例としては Al・5 Si・0.4 Mg 合金)とされ、Al-Si-Mg 合金であると考えられる。

これらの Al-Si-Mg 合金は鋳物用の特徴として Mg_2Si の形成に対して過剰な Si が含まれるが、基本的には Mg_2Si による析出強化型合金であり、組織、強度、耐環境性等が、鋳造時の温度履歴に敏感であ

ることが推察される。ところが、アルミニウム合金鋳物船の寸法は最大 6 m にも及び、鋳造時の温度履歴の精密な管理は困難で、脱型後の熱処理も不可能な場合が多い。

本調査研究の目的は、船殻材料として実際に用いられているアルミニウム合金鋳物の基本的な材料特性を把握し、同材料を使用するに際しての留意点を行うことである。

5.2 実態調査および試料採取

5.2.1 実態調査

長さ 6 m のアルミニウム合金鋳造船を対象に調査した。調査した船の一般配置図および船体線図を Fig. 5.1 および 5.2³⁰⁾にそれぞれ示す。記録によれば、本船は 1980 年に建造されたものであり、Al・5 Si・(0.1 Fe)・0.4 Mg 合金(スミカロイ E-11³¹⁾)が使用されている。なお、文献 30) の記述によりスミカロイ E-11 では Fe は必須元素であると見なせる。

外観は概ね良好であり、稼働あるいは係留中の犠牲電極等による防食の効果が認められる。船首側船側外板頂部に、衝突時に生じた割れか、衝突変形による塑性ひずみと残留応力に起因する応力腐食割れか不明であるが、長さ 25 mm 程度の割れが一箇所存在した。

5.2.2 採取試料の形状寸法等

対象船舶から試料を採取した(Fig. 5.2 参照)。その

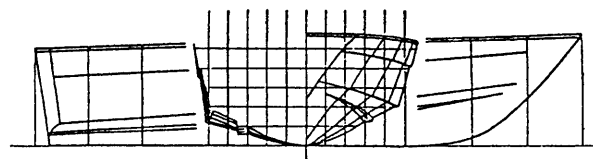


Fig.5.1 Lines of 6 m boat.³⁰⁾

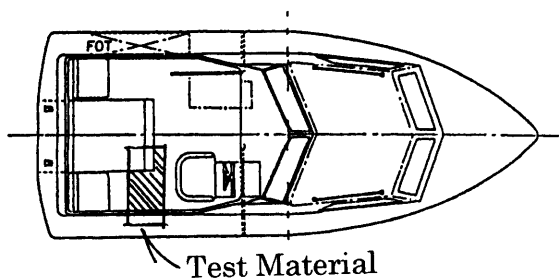


Fig.5.2 General plan of 6 m boat.³⁰⁾

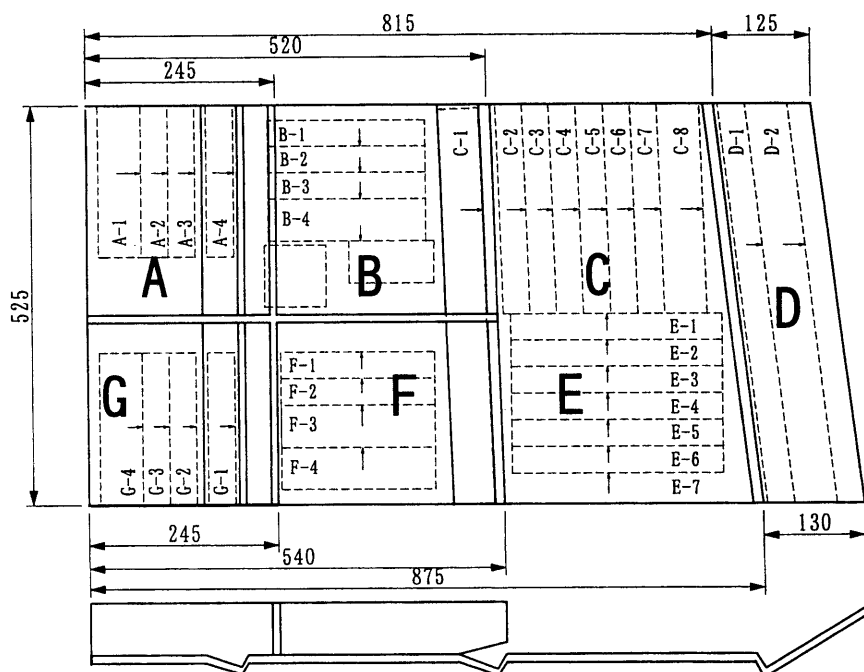


Fig.5.3 Shape and dimension of test material, cutting manner, and thickness measuring line.

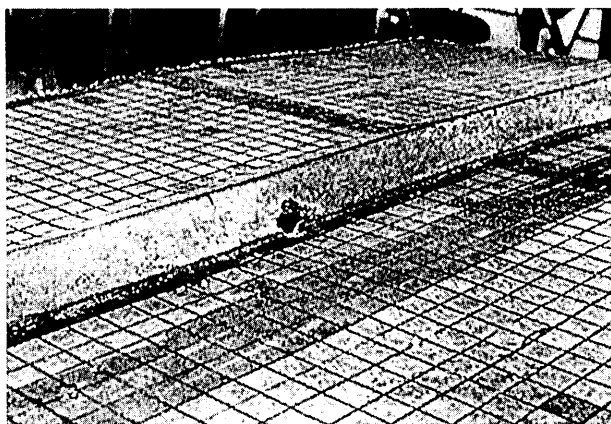


Fig.5.4 Appearance of outside surface of test material.

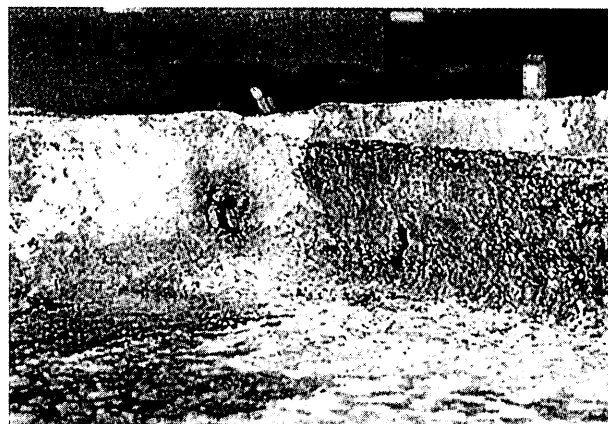


Fig.5.5 Appearance of inside surface of test material.

概形、寸法を Fig. 5.3 に示す。

試料の接水面は孔食もなく滑らかである (Fig. 5.4 参照) が、内面は腐食している (Fig. 5.5 参照)。これは、係留あるいは上架中に飛沫、雨水等が内部にたまり、内装材固定用の鉄製ボルトとの間で腐食電池を形成したものと考えられる。孔食の著しいところは2箇所あり、1箇所は外板まで貫通している (Fig. 5.4 参照)。

船底板厚は様ではなく、主機を置くために増厚

したと思われる箇所 (Fig. 5.3 中 A) がある。

5.3 試験内容および結果

5.3.1 板厚計測

(1) 超音波板厚計測

接水面に Fig. 5.4 に示すような $25 \times 25 \text{ mm}^2$ のセルを描き、セル毎に超音波板厚計測を行った。接水面に孔食が無く比較的滑らかであるため、表面処理は行わなかった。結果を Fig. 5.6 に示す。図中の A

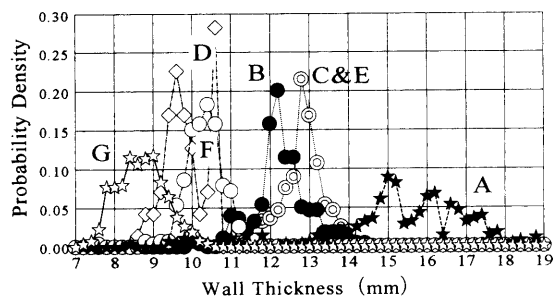


Fig. 5.6 Distribution map of thickness. Marks of ★, ●, ⊙, ◇, ○ and ☆ denote the domains of A, B, C+E, D, F and G shown in Fig. 5.3, respectively.

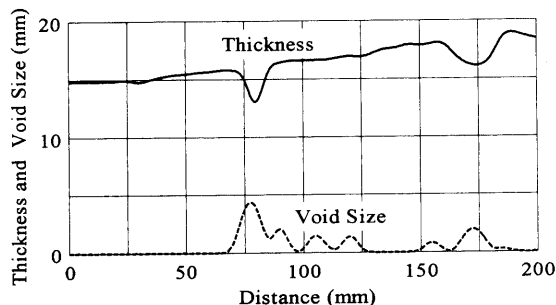


Fig. 5.7 Thickness distribution on A-4 section.

から G は Fig. 5.3 に示した区画である。図は板厚の刻みを 0.2 mm として、頻度を確率に直して表示している。

区画 A の腐食が著しく、板厚のばらつきは大きい。側板 D が 2 山の分布になっているのは、チェーン部から上方へ急激な板厚変化があるためである。

(2) 切断線の直接計測

Fig. 5.3 の切り出し要領に基づき、試料を切断した。切断した試料を試験片に加工するに先立ち、切断面の板厚を 5 mm 刻みで計測した。測定結果を Table 5.1 に示す。表中の計測線番号は、Fig. 5.3 の試験片採取用の矩形板に矢印を示した辺を示している。板厚分布の例として、計測線番号 A-4 の測定結果を Fig. 5.7 に示す。図の上の実線は板厚であり、破線は板厚計測時に測定された鑄造欠陥の寸法である。鑄造欠陥は主に鑄造時の施工条件によって生じるひけ巣あるいはブローホールのような気泡欠陥で、

Table 5.1 Measured thickness

Line No.	Thickness (mm)			Void* (%)
	Max.	Min.	Mean	
A-1	17.8	12.8	15.21	—
A-2	18.0	13.8	15.66	—
A-3	18.0	12.8	15.71	—
A-4	19.0	11.6	16.19	3.09
B-1	15.0	12.4	13.25	—
B-2	13.2	11.2	12.53	1.26
B-3	12.6	11.8	12.09	—
B-4	12.6	11.4	11.83	—
C-1	14.2	10.4	12.30	0.42
C-2	13.0	11.4	12.35	—
C-3	13.0	7.0	12.42	0.33
C-4	12.8	8.4	12.23	0.51
C-5	13.0	11.0	12.44	0.18
C-6	13.2	10.0	12.73	0.76
C-7	13.4	12.0	12.79	1.81
C-8	14.4	11.4	13.44	0.20
D-1	10.0	7.4	9.11	1.56
D-2	9.2	7.4	8.48	0.11
E-1	13.6	8.2	12.16	0.75
E-2	13.6	9.2	12.49	1.19
E-3	13.4	7.8	12.44	—
E-4	13.4	9.0	12.44	0.18
E-5	13.6	4.0	12.27	0.09
E-6	13.4	7.2	12.22	0.35
E-7	13.4	10.4	12.25	0.17
F-1	10.8	7.8	10.08	—
F-2	11.0	9.0	10.03	0.25
F-3	11.0	6.8	9.51	0.27
F-4	10.2	7.8	9.43	—
G-1	10.0	6.2	8.49	0.98
G-2	10.2	4.6	8.38	—
G-3	8.4	5.0	7.49	0.46
G-4	8.0	0.8	6.55	—

部材内部に空孔として存在しているものである。板厚の低下部は孔食が存在することを示している。また、鑄造欠陥の多い箇所では、腐食がそれら欠陥と合わさって大きな孔食となっている。

5.3.2 試験片採取計画

試験片採取計画を Fig. 5.8 に示す。引張試験片の形状を Fig. 5.9 に示した。Fig. 5.10 にシャルピー衝

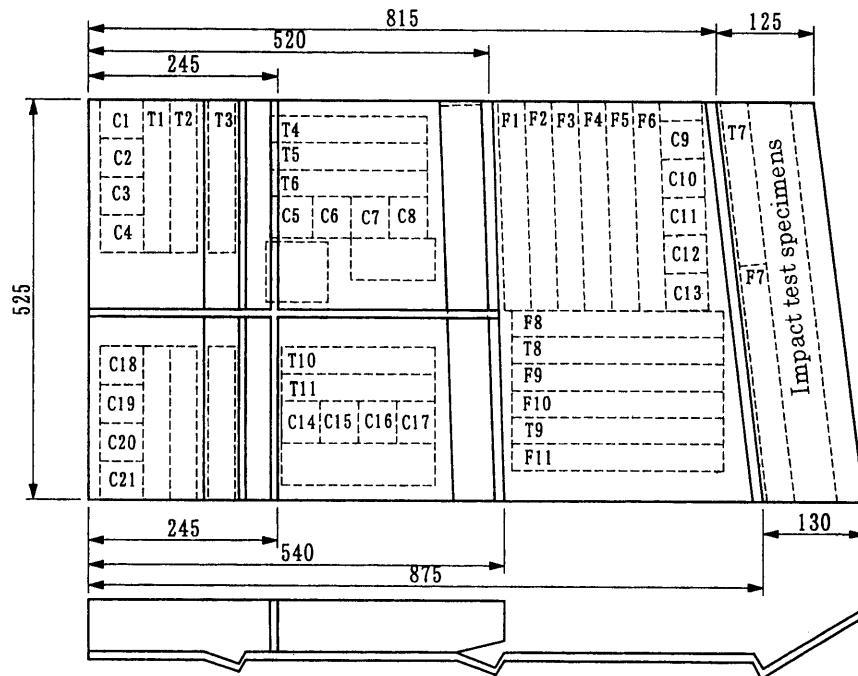


Fig.5.8 Layout of test specimen. T: specimen for tensile test, F: for fatigue test, and C: for corrosion test.

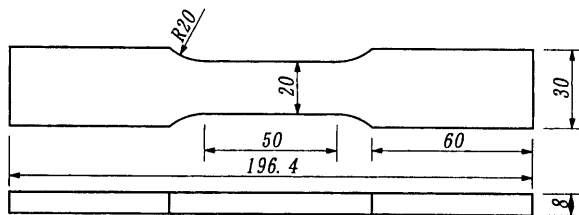


Fig.5.9 Shape and dimension of tensile test specimen.

撃試験片 (JIS Z 2202 (金属材料衝撃試験片) の 5 号試験片) の採取および切欠方向を示した。なお、Fig. 5.8 には疲労試験片および腐食試験片 (図中 F および C) の採取計画も示されているが、本報ではその結果は取り扱わず、別報とする予定である。

5.3.3 成分および組織

縦方向の防撓材は一体鋳造されているが、横方向の防撓材は溶接されている。そこで、鋳造された底板、溶接部および横方向防撓材の材質を調べるために、EPMA による分析を行った。分析箇所の概略を Fig. 5.11 に示す。図中、A が防撓材 (骨と略す)、B が溶接部、C が鋳造された底板 (板と略す) である。

鋳造された板については、別途化学分析も実施した。

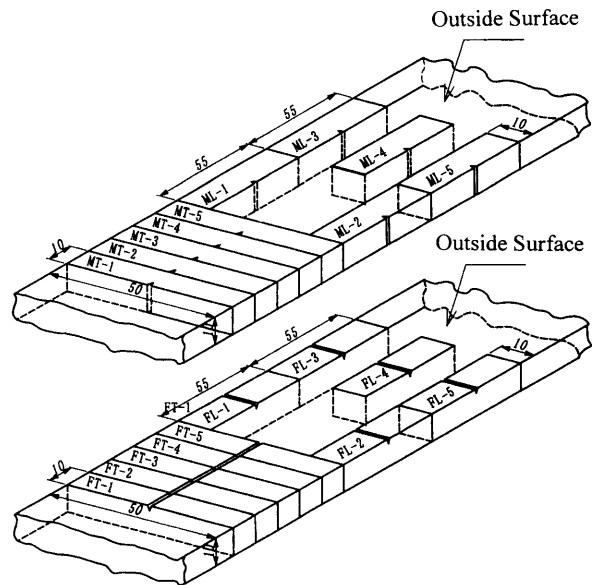


Fig.5.10 Layout of impact test specimen.

(1) 成分

Fig. 5.12 に船体各部における SEM の反射電子による組成像を示す。図中で白っぽい部分は元素番号が大きい。A (骨) および C (板) は類似の組織であり、

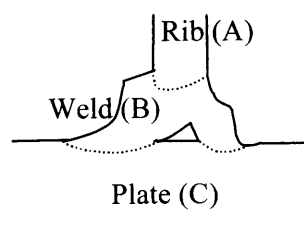


Fig.5.11 Position of microstructural analysis.

マトリックス(黒っぽい部分。Alを主成分とし、比較的軽い元素からなると考えられる)とAlとSiの共晶(白っぽい部分。比較的重い元素から成る)が明瞭に識別される。B(溶接金属)にはこのような偏析は見られないが、ブローホールが多い。

上述の骨および板の組織形態は、アルミニウム合金鋳物のサンプル写真と比べると標準的なAl-Si-Mg合金鋳物の組織と判断される。

Table 5.2 に成分分析結果を規格値と併せて示した。なお、溶接金属の成分分析はEPMAによる値を用いた。表には、溶接金属の比較用として JIS Z 3232(アルミニウム及びアルミニウム合金溶接棒並びにワイヤ)による 4043 合金の、また板の比較用として、JIS H 5202 による AC4CH および JIS AC7A の規格値並びに住友化学(株)製 E-11 合金³¹⁾の成分範囲を示した。

溶接金属は Si が若干多いが、EPMA による分析誤差の範囲を考慮すると 4043 合金と判断される。板の化学分析結果は E-11 合金の範囲にある。この合金は、Si が AC4CH 合金の規格値に比べて相当少なく AC7A 合金に比べるとはるかに多い。また、Mg は AC7A 合金の下限よりはるかに少なく AC4CH 合金の上限程度以上である。Fe、Cu、Mn 等は相当厳しく制御されているものと判断される。

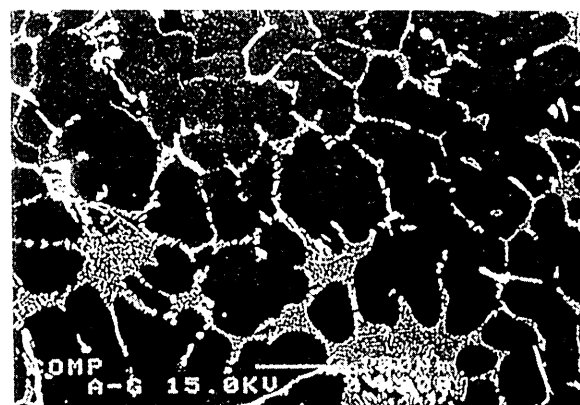
(2) 組織

Fig. 5.11 の A および C の元素分布をそれぞれ Fig. 5.13 および 5.14 に示した。A(骨)および C(板)の元素の分布には、以下の特徴がある。

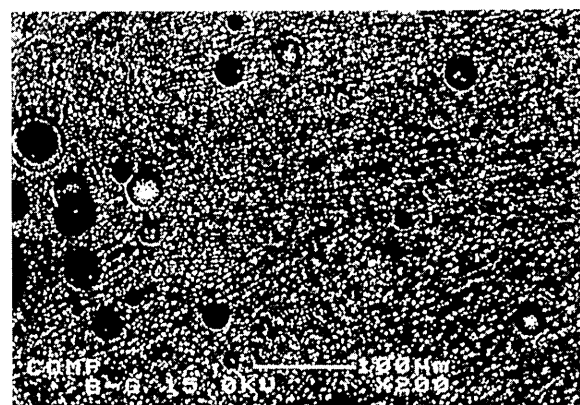
- Al に固溶する Ti の連続的な分布がある。
- Si 単体の結晶構造がある。
- Mg と Fe からなる晶出物がある。
- Mg、Fe および Cu を主成分とする球形の晶出物がある。

5.3.4 引張試験

引張試験片の形状を Fig. 5.9 に、番号と採取位置を Fig. 5.8 に示す。試験片の元厚としては Table 5.1



A: Frame plate



B: Weld metal



C: Cast plate

Fig.5.12 Back scattered electron image.

A: Frame plate, B: Weld metal, C: Cast plate.

の最大値を用いた。試験片に、ゲージ長 25 mm の箔ひずみゲージを貼付し、標点間距離 50 mm の伸び計と併せて応力-ひずみ関係を得、0.2 %耐力を求めた。最大荷重と破断後の標点間距離から、引張強さと伸びを求めた。

Table 5.2 Chemical composition

		Chemical composition (wt.%, Res. Al)							
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Weld metal		6.42	0.20	0.04	—	0.06	—	—	0.04
JIS 4043	Min.	4.5	0	0	0	0	—	0	0
	Max.	6.0	0.8	0.30	0.05	0.05	—	0.10	0.20
Cast Plate		4.81	0.13	0.01	0.01	0.46	Tr.	0.01	0.12
JIS AC4CH	Min.	6.5	0	0	0	0.25	0	0	0
	Max.	7.5	0.20	0.20	0.10	0.45	0.05	0.10	0.20
JIS AC7A	Min.	0	0	0	0	3.5	0	0	0
	Max.	0.20	0.30	0.10	0.6	5.5	0.15	0.15	0.20
Sumicalloy E-11	Min.	4.5	0	—	—	0.3	—	—	—
	Max.	5.5	0.2	—	—	0.5	—	—	—

Table 5.3 Results of tensile test

Spec. No.		0.2% Offset Strength $\sigma_{0.2}$, (MPa)		Tensile σ_B (MPa)	Elong. (%)	Note
		Clip G.	Strasin G.			
T-1		—	—	—	—	Reserved Specimen
T-2		54.8	59.0	98.3	2.26	
T-3		52.3	56.4	92.6	2.01	
T-4		—	61.1	96.7	1.72	Clip Guage Failed
T-5		55.6	53.3	95.3	1.72	
T-6		53.5	55.5	94.6	1.58	
T-7		59.9	54.7	> 103	—	Gripping Part Failed
T-8		52.1	52.5	91.8	1.67	
T-9		48.9	52.3	84.8	1.45	
T-10		44.1	50.5	109	3.06	
T-11		48.6	50.3	106	3.36	
AC4CH-F	Sand Mold Spec.	—	—	≥ 140	≥ 2	JIS H 5202
	Metal Mold Spec.	—	—	≥ 160	≥ 3	
Sumicalloy E-11-F	Sand Mold Spec.	108	—	167	5.0	ref. (30)
		110	—	172	4.6	ref. (31)
		110	—	172	5.2	
	Metal Mold Spec.	144	—	202	9.2	
		145	—	191	8.4	

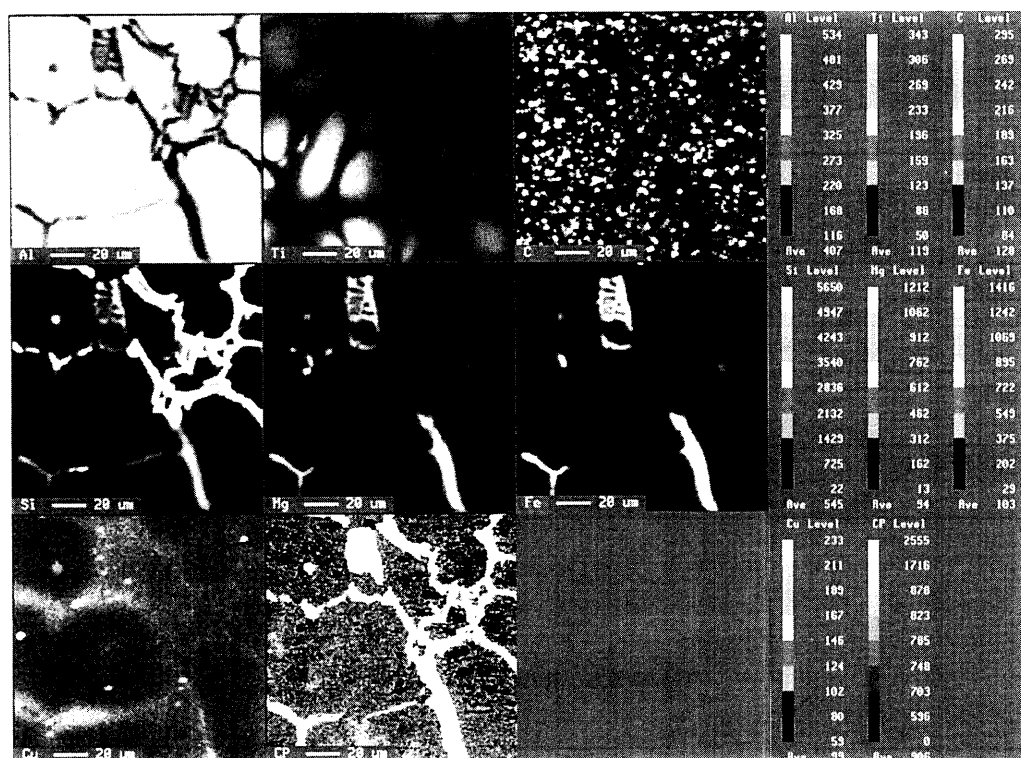


Fig.5.13 Distribution map of chemical component at position A.

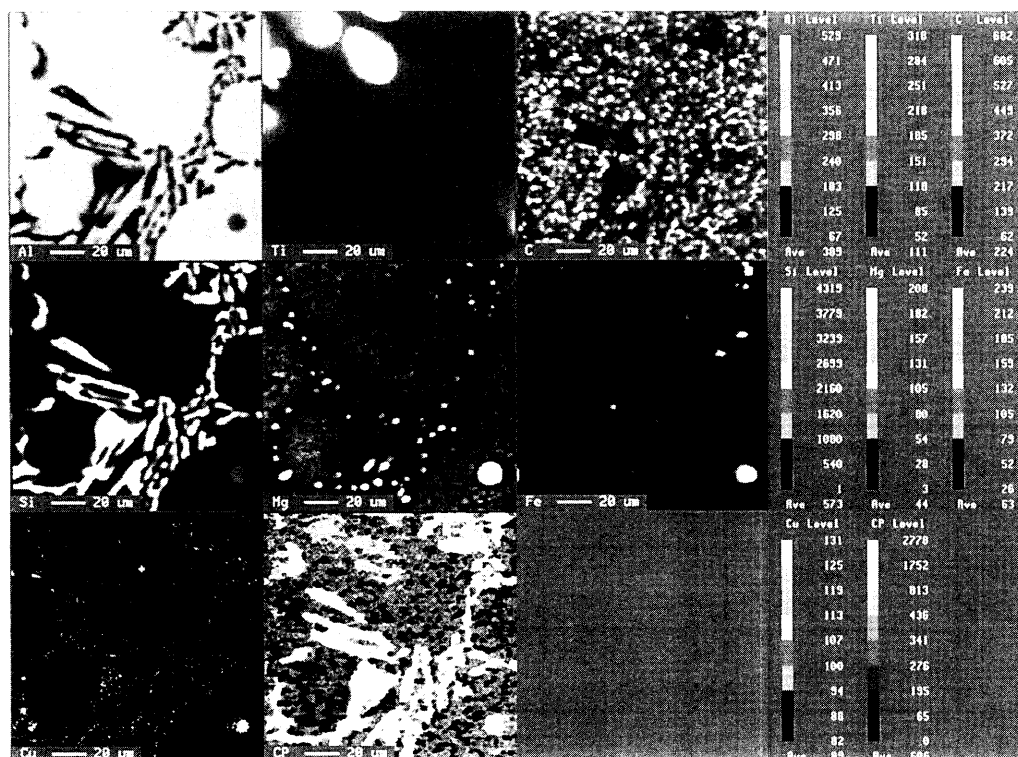


Fig.5.14 Distribution map of chemical component at position C.

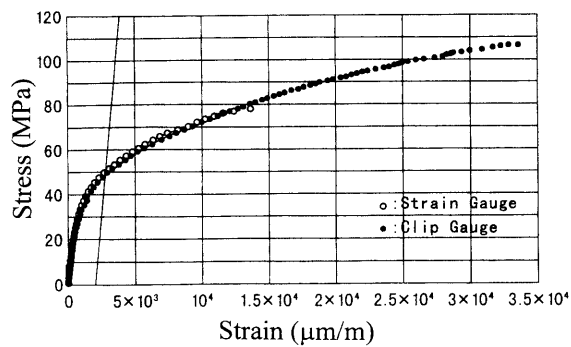


Fig. 5.15 Relation between stress and strain of T-11 specimen.

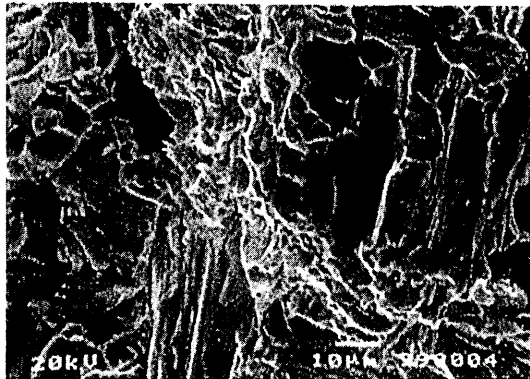


Fig. 5.16 Fracture surface of T-10 specimen.

代表的な応力-ひずみ関係を Fig. 5.15 に示した。ひずみゲージと伸び計による応力-ひずみ関係はほぼ同一と見なせる。Fig. 5.16 に T-10 試験片の破面の SEM 写真を示した。応力-ひずみ関係(Fig. 5.15)を見ると、伸びが 3.5 %以下と小さいものの、異常滑りなどの材料の欠陥に起因すると見なされる兆候はない。しかし、SEM 写真を見ると、破面は擬劈開の様相を示し、塑性変形帯に囲まれた劈開面が見られる。

Table 5.3 に引張試験結果をまとめて示した。表には、JIS H 5202 の AC4CH-F (铸造まま)の規格値とこの試料に使用されたとされる AC4CH 改(住友化学工業スミカロイ E-11)^{30), 31)}の砂および金型試験結果の例を併せて示している。引張強度の試験結果は、AC4CH の規格値あるいは E-11 の代表値よりも明らかに劣っている。

引張試験結果を板厚測定結果(Table 5.1 の結果か

Table 5.4 Results of impact test

Spec. No.	Energy kgf・m	Ener. Rate J/mm ²	Note (in parentheses)
FL-1	0.12	0.015	Large Lift-up (0.75kgf・m)
FL-2	0.60	0.074	
FL-3	0.63	0.077	
FL-4	0.60	0.074	
FL-5	0.60	0.074	
FT-1	0.60	0.074	(0.45kgf・m) (0.80kgf・m)
FT-2	0.60	0.074	
FT-3	0.58	0.071	
FT-4	0.60	0.074	
FT-5	0.60	0.074	
ML-1	0.10	0.012	Large Lift-up (0.40kgf・m) (0.40kgf・m) (0.50kgf・m)
ML-2	0.50	0.061	
ML-3	0.50	0.061	
ML-4	0.60	0.074	
ML-5	0.60	0.074	
MT-1	0.60	0.074	(0.50kgf・m) (0.45kgf・m) (0.60kgf・m)
MT-2	0.60	0.074	
MT-3	0.60	0.074	
MT-4	0.64	0.078	
MT-5	0.64	0.087	

* : Calculated absorbed Energy based on a force-displacement curve.

ら、試験片を採取した箇所の最大値)と比較整理すると、Fig. 5.17 が得られる。図中、☆は引張強さ、★は 0.2 %耐力、○は伸びである。0.2 %耐力があまり板厚の影響を受けないのに対し、伸びは板厚 12 mm 以下で大きくなっている。また、板厚 12 mm 以下では引張強さも若干大きくなっている。

E-11 合金は、伸びを重視した Al-Si-Mg 系鋳物用合金であるが、その強度および伸びは、鋳造時の冷却速度に影響される。例えば、金型試験では、金型温度により冷却速度が変化するが、金型温度が高くなると、すなわち冷却速度が低くなると強度、伸び共に急速に減少する。本試料は、強度、伸びが低い値であったが、これは長さ 6 m と大きな一体鋳造物から採取したものであり、鋳造物の冷却速度は相当に遅かったためと考えられる。

以上を考慮すると、Table 5.3 の計測値は妥当なものと思なせる。

5.3.5 衝撃試験

シャルピー衝撃試験後の破面の SEM 写真を Fig. 5.18 に示した。破面は引張試験の場合と同様の擬劈

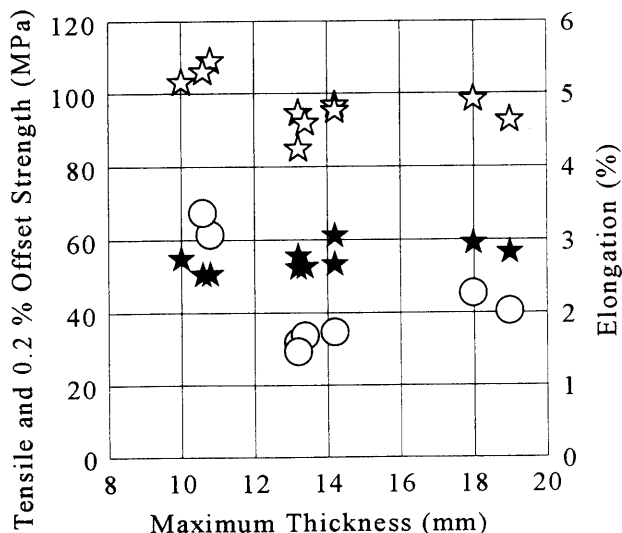


Fig.5.17 Relation between wall thickness and mechanical property. Marks ★, ☆ and ○ denote 0.2 % offset strength, tensile strength and elongation, respectively.

開の様相を示している。

シャルピー衝撃試験結果をまとめて Table 5.4 に示した。試験片番号と試料採取および切欠の方向は Fig. 5.10 に示されている。備考欄に「振り上げ角度大」とした FL-1 および ML-1 は、振り上げ角度 144.5° であり、その他は 119° である。振り上げ角度大とした 2 つの試料は、その他に比べて、初期位置エネルギー 1.22 倍、負荷速度 1.49 倍で試験したこととなる。備考欄に括弧で括って示した数値は、変位/荷重関係から求めたエネルギー損失であり、吸収エネルギーと比較的よく一致している。

振り上げ角度 119° の試験結果は、ML シリーズの衝撃値が若干小さいことを除けば、ほぼ $0.6 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ の一定値と判断できる。この値は、室温での軟鋼の値の 7 % 程度である。文献 (30) では AC4CH 改のシャルピー衝撃試験結果の代表値として 0.6 kg/cm^2 が示されているが、これは $0.6 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ の誤植であり、値は一致する。

振り上げ角度の大きい FL-1 および ML-1 はその他に比べて 1/5 程度の吸収エネルギーおよび衝撃値である。この吸収エネルギーの速度依存性は、一般的には、低温脆性の可能性を示唆する。

5.4 結論

1980 年建造、10 年稼働後、8 年間係留あるいは上架して放置された、Al-5 Si-0.1 Fe-0.4 Mg 合金 (住友化学(株)製スミカロイ E-11)を使用した 6 m ア



Fig.5.18 Fracture surface of MT-1 specimen.

ルミニウム合金鋳物船の実態調査を行い、試料を採取して材料試験を実施した結果、以下の結論を得た。

- 1) 外観観察の結果、塗装および犠牲電極で防食した場合、上記材料を接水部に使用することに問題はない。しかし、犠牲電極が無く、鋼製ボルトが接触している条件では、孔食が著しいことから、異種金属との接触を避け、防食施工を施すことが、接水部への使用の条件となる。
- 2) Al-Si-Mg 析出強化型合金である本材料では、鋳造後の冷却速度および熱処理条件の機械的性質に及ぼす影響が大きい。砂型試験によるカタログ値は、鋳造まま材で 0.2 %耐力 110 MPa、引張強さ 170 MPa、伸び 5 % 程度であるが、寸法の大きい実船では、砂型試験片に比べて冷却速度が小さいため、強度、伸び共にこれを大きく下回る。また、鋳造後の熱処理も不可能である。すなわち、砂あるいは金型試験結果を設計用材料強度として使用することは適切でない。

本調査の範囲では、本材料による鋳造船の板厚 12 mm 以上の部材の設計用強度としては、0.2 %耐力 50 MPa、引張強さ 80 MPa を推奨することができる。

板厚が 12 mm を下回って減少するほど、伸びと引張強さは大きくなることが予想されるが、本調査の範囲では、板厚の減少に対する強度の割り増し量を定量化することは出来ない。

- 3) シャルピー衝撃試験結果は、室温で軟鋼の 0.07 倍程度である。一般に信じられているように、アルミニウム合金に低温脆性が無いとするなら、この値でも問題は生じない。

しかし、載荷速度を 1.5 倍にすると、衝撃値は 1/5 程度となる。この速度依存性を低温脆性の特徴と解釈するなら、低温での使用には問題があり、今後検討を加えることが望ましい。

本調査は日本小型船舶検査機構「小型船舶の船体構造用特殊材料の特性に関する検討委員会」の「アルミニウム合金鋳物の特性に関する検討部会」で実施されたものであり、委員会の事務局である同機構の職員各位のご協力に感謝します。また、成分分析その他でご協力をいただいた昭和アルミニウム(株)岩井一郎部長にも謝意を表します。

6. まとめ

船体上部構造用として用いられてきた Al-Mg-Si 合金実用材の船体主構造への適用を検討する目的で材料の溶接継手部の強度と耐海水性を評価した。また、アルミニウム合金鋳物の材料特性評価についても調査した。

アルミニウム合金 6N01-T5 押出材溶接継手の 0.2 %耐力(継手耐力)の要因解析では継手耐力に影響を及ぼす因子として、溶接条件及び材料の化学成分の影響について検討した。溶接条件については継手耐力に及ぼす影響は入熱量 Q 、板厚 T 、標点間距離 GL による変数 $Q/(T \cdot GL)$ と溶接速度 v によって整理できることを明らかにした。また、要因解析の結果に基づいて推奨合金の組成を提案し、今回用いられた試験片の溶接条件から標準溶接条件を定めた。この条件下では推奨合金の溶接継手が 99.8 %確率で耐力 115 MPa ($GL = 50$ mm) を達成できることを示した。

実用 6N01-T5 押出材の耐海水性については 1 年間の人工海水浸漬試験を行い、材料の微細構造と耐海水性、特に腐食形態との関係について考察を行った。6N01 合金の耐海水性は船体構造用材料として実績のある 5083 合金と比べてもほぼ同等であったが、同じ規格内で製造された材料でも組織の状態にばらつきがあり、一部の実用材においては粒界腐食を伴うマクロ孔食が発生する場合のあることを示した。

アルミニウム合金鋳物船の実態調査の結果では、異種金属との接触を避け、適切な防食施工を施すことが重要であることを示した。また、設計強度および低温での使用を検討すべきであることを指摘した。

以上のことから、析出強化型合金においては熱履歴の影響による微細構造の変化が大きく、それが強度や腐食特性などの材料特性に影響を及ぼすため、材料の製造および建造における品質管理、運航時の

メンテナンス(適切な防食施工など)が重要であると考えられる。析出強化型アルミニウム合金を船舶用により広く利用するためには一定水準以上の品質を有する材料が提供される必要があり、また、溶接工程についてもさらに検討が必要であると考えられる。

これらの研究については、さらに研究を継続中であり、今後さらに熱処理条件と微細構造変化の関係、微細構造と材料特性の関係について検討していく予定である。

参考文献

- (1) 「船舶の軽量化に関する調査研究事業報告書」、S & O 財団、1993.
- (2) 「高速船構造基準、海検第 81 号」、運輸省、1996.
- (3) 「鋼船規則、K 編 材料、8 章 アルミニウム合金」、日本海事協会、1995.
- (4) International Association of Classification Societies: UR-W25, 1998.
- (5) 「1999 鋼船規則第 1 回一部改正、K 編 材料 99-070、8 章 アルミニウム合金」、日本海事協会、1999.7.
- (6) Sheppard, T.: "Press quenching of aluminium alloys", Material Science and Technology, 4 (1988) 635.
- (7) Det Norske Veritas: "Rules for Classification of Ships New buildings, Materials and Welding", Part 2, Chapter 2 Metallic Materials, (1996).
- (8) 軽金属車両委員会: 「大型薄肉形材用アルミニウム合金 6N01-T5 の疲れ強さ」、軽金属協会、6N01-T5 疲れ試験分科会報告、(1988).
- (9) 佐藤 他: 「A6N01-T5 押出材溶接継手の繰返し曲げ疲れ強さ」、軽金属溶接、23 [8]、337、(1985).
- (10) 高強度アルミニウム合金研究委員会: 「高強度アルミニウム合金 6N01 押出形材の溶接継手強度」、軽金属溶接、23 [5]、204、(1985).
- (11) Raynaud, G. M.: "New Aluminium Products for High Speed Light Crafts", Proc. of the 2nd Int. Forum on Aluminium Ships, (1995).
- (12) Ratcliffe, J: "Aluminium Extrusions in Aggressive Environments", Materials World, 11 (1993) 608.
- (13) 花崎昌幸: 「アルミニウム合金船の耐食性について」、アルミニウム合金船の現状と将来動向に関するシンポジウム、軽金属溶接構造協会、(1998) 85.

- (14) 簗田和之：「船舶用アルミニウム合金の溶接」、*船の科学*、47 (1994)。
- (15) Dix, E.H., Anderson W.A., and Shumaker, M.B.: *Corrosion*, 15 (1959)。
- (16) 大崎修平、小島陽、高橋恒夫：「5083 合金の応力腐食割れと粒界腐食について」、*軽金属*、25 (1975) 173。
- (17) 金子幸雄、竹内勝治：「アルミニウム合金製漁船の建造技術」、*軽金属溶接構造協会* (1994)。
- (18) 当摩建：「塩化物溶液中でのアノード溶解によるアルミニウム合金の粒界腐食感受性の評価」、*軽金属*、34 (1981) 351。
- (19) 山口恵太郎、当摩建：「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*、47 (1996) 285。
- (20) 高橋千織、松岡一祥、千田哲也、柴田俊明、古谷典子、矢野不二夫：「アルミニウム合金 A6N01 合金の腐食形態に及ぼす組織の影響」、*日本造船学会論文集*、182 (1997) 775。
- (21) 例えば、海部昌治、八木稲記：「3003 合金の粒界腐食感受性に及ぼす熱処理条件の影響」、*軽金属*、31 (1981) 116。
- (22) 例えば、Ahmad, Z. and Aleem, A.: "Effect of Heat Treatment on the Corrosion Resistance of Modified Aluminum-Magnesium Alloys in Seawater", *J. of Materials Engineering and Performance*, 2 (1993) 739。
- (23) 後藤建次郎、清水義彦、伊藤伍郎：「合成水道中におけるアルミニウムの孔食について」、*軽金属*、23-4 (1973)、164-172。
- (24) 当摩建、菅井義裕、竹内庸：「アルミニウム合金の粒界腐食感受性の電気化学的推定法」、*軽金属*、31-3 (1981)、157-163。
- (25) 山口恵太郎、当摩建：「Al-Mg-Si 系合金の粒界腐食に及ぼす Cu 含有量の影響」、*軽金属*、47-5 (1997)、285-291。
- (26) 福塚敏夫、下郡一利、藤原和雄：「アルミニウム-マンガン合金のミクロ孔食発生と $AlMn_xFe_{1-x}$ 型金属間化合物の組成の関係」、*防食技術*、28 (1979)、323-329。
- (27) Binger, W.W., Hollingsworth, E.H. and Sprowls, D.O.: *Aluminum*, Vol.1, ASM (1967), 209。
- (28) 例えば、アルミニウムの組織と性質、*軽金属学会*。
- (29) 谷畑弘之、松田健二、池野進：「6063 アルミニウム合金鋳塊における Al-Fe-Si 系晶出相の種類に及ぼす冷却速度の影響」、*軽金属*、47-12 (1997)、661-666。
- (30) 清水：「アルミニウム合金鋳造ボートの歴史と製法概要」、*船舶・海洋とアルミニウム*、*軽金属溶接構造協会*、126, 1990。
- (31) 熊谷、明神、長枝、藤本：新しい鋳造用アルミニウム合金スミカロイ®E-11, T-31, H-13, 住友化学, 1973-II, 59, 1973。