低放射化核融合材料の開発 —特にAl 合金について—

鎌 田 耕 治

(名古屋大学プラズマ研究所)

(1985年8月29日受理)

Development of Low Activation Al Alloys for Fusion

Kohji Kamada

(Received August 29, 1985)

Abstract

Development and characterization on low activation Al alloys for fusion are described. Selection of the alloys from the points of low induced activity, high electrical resistivity, high mechanical strength, and high ductility, undertaken on laboratory scale experiment, and subsequent industrial fabrication of a large plate with $1^m \times 2^m \times 25^{mm}$ with its characterization are detailed. The alloy finally selected is Al-Mg Li alloy. The metallurgical reason of high electrical resistivity of this alloy is mentioned.

Further improvement of the alloy by powder metallurgy is also mentioned.

I 序

核融合は、将来のエネルギー源と考えた場合核分裂と異なりその核的反応過程で放射能生成物を作らない事が最大の利点と考えられている。即ち clean energy である。しかし核融合反応に伴う大量の中性子が装置構成材料を放射化しては、残念ながらこの最大の利点も無意味に帰する恐れがある。例えばステンレス鋼を真空容器などの構造材料とした場合、その放射能の量は分裂炉でのそれとあまり変わらない。勿論装置の低誘導放射化は装置の保守、実験の難易度、使用後の処理等々の問題を大きく軽減するが、それ以上に clean energy としての根本にかかわる事柄である¹⁻³⁾。

核融合装置の低誘導放射化に関する材料の評価は1973年頃から既に米国において試みられ、V合金⁴⁾、Ti合金^{4,5)}、Al合金^{4,6,7)}、SiC^{4,8,9)}、グラファイト^{8,9)}などが主な評価対象とされていた。また Al

合金に関しては低放射化と腐食の問題を主な対象としてAl-V-Si系, SAP (Sintered Aluminum Alloy) Al-Mg-Si系等の核融合用新合金の開発も行われてきた¹⁰⁻¹³⁾。一方INTOR, STARFIREではステンレス鋼による標準的な設計の他にAl合金を主とした真空容器, ブランケットの低放射化設計も行われている。⁽¹³⁻¹⁷⁾ さらに本格的な設計研究としては名大プラズマ研究所のR計画がある^{18, 19)}。

これらの設計研究の主構造材料であるAl合金は、低強度のために一般的には核融合第1壁材料としては不向きと見られる傾向がある。しかし上述の評価の結果では、ガス放出²⁰⁾、第1壁の温度分布に起因する熱応力、ディスラプション時の蒸発量等に関してはステンレス鋼よりもはるかに優れた性質をもっている¹¹⁻¹³⁾。この様な点を考慮してINTORの設計に関連した次の様な指摘がなされた¹⁷⁾。すなわち、

(1) ステンレス鋼は $5 \sim 10 \text{ MW} \cdot \text{yr} / \text{m}^2$ の積算壁負荷に対しては損耗が大きく、それに見合う厚さにすると熱応力が疲労限界を越え現実的な設計が困難になる。

(2) Al合金は核的性質、熱的性質に関してはステンレス鋼よりもはるかに優れているが、現有の合金では 150°C 以上における強度低下が著しい。それを補うものとしてSAP, 繊維強化Al合金が有望で、 400°C 程度までの強度の維持が可能であろう。

(3) しかしAl合金真空容器壁が厚過ぎるとトリチウム増殖率が低下する。

本稿ではR計画を対象として開発したAl-Mg-Li系合金の性質および工業的製造性について述べ、さらにこれ迄の実験結果から得られた今後の改良の指針および課題について解説する。

II. 核融合装置の誘導放射能

$3000 \text{ MW (thermal)}$ で2年間にわたる連続運転を行い、その停止後に予想される核融合装置および核分裂炉(溶融金属高速増殖炉, LMFBR)の放射能の減衰を図1に示す³⁾。LMFBRの放射能は核分裂生成物であるのに対し、核融合装置の場合は材料の放射化である点は注意を要する。HT-9フェライト鋼と316ステンレス鋼は100年以上も放射能が非常に高いレベルを維持する。それに対しグラファイト, SiCは短時間に 10^{-8} も減衰する。しかし不純物, 特にFeが残留放射能の原因になる。一方Alは両者の間で、約3週間程度で 10^{-6} 程度の減衰を示している。その後は全く一定の放射能レベルを維持しているが、これは $^{27}\text{Al}(n, 2n)^{26}\text{Al}$ による ^{26}Al が $7.2 \times 10^5 \text{ yr}$ の半減期を有する γ -

FISSION - LMFBR
FUSION - TOKAMAK FIRST-WALL AND BLANKET STRUCTURES
FROM MATERIALS SHOWN (ALUMINUM, STEEL, SiC,
AND GRAPHITE)

図1. 種々の材料で作られた核融合炉および核分裂炉の2年間、 $3000 \text{ MW (Thermal)}$ 運転後の残留放射能。⁽³⁾

emitter であるためとされている。しかしここで注意を要するのは、この様な評価に必要な核データ、核変換チェインの取り扱い、装置の中性子スペクトルなどが必ずしも十分な精度で知られているとは限らないことである。この計算は、 1.5 MW/m^2 、2年間の 14 MeV 中性子壁負荷による放射化として逆算すると、約 60 mb 程度の反応断面積を使っていることが分かるが^{*1}、最近の笹尾らの実験および理論計算²¹⁾の結果では、この反応のシキイ値は 14 MeV 弱で、この図の ^{26}Al によるレベルは大幅に減少すると考えられる。絶体に ^{26}Al の生成を防止したければ、グラファイトなどによる中性子の低速化も考えられる¹⁾。

次に放射能の減衰に伴う崩壊熱の問題がある。崩壊熱は図1の減衰率と放出エネルギーの積であるが、表1⁽³⁾に各種材料についての計算値を示す。この表は、 1.5 MW/m^2 の壁負荷で2年間連続運転後の値である。“Adiabatic melting down time”は全く冷却のない状態における材料融解迄の時間で、これはリミターの様に強制的冷却の困難な場合に相当する。表の示す様に、グラファイト、SiCは全く冷却を必要としない。“Post shutdown cooling cutoff time”は、停止後のある時間から ∞ 時間の間で崩壊熱を積分し、その積分値が材料の温度を融点迄上昇される程の熱量になるかどうかを計算して決められたものである。注意すべきは、316ステンレス鋼が30年もの長期間冷却を要することで、これは放射能が高レベルを維持する問題同様、安全性、解体、排棄などの問題を非常に複雑にする。一方Al合金はリミターとして使用する場合は冷却を必要とするが、真空容器としては全く問題がない。

表1. 運転停止後の崩壊熱に関する各種材料の挙動
(1.5 MW/m^2 の壁負荷で2年間運転)。³⁾

	Graphite	SiC	Aluminum Alloy	316 Stainless Steel	Titanium Alloy	Vanadium Alloy
Adiabatic meltdown time	Infinite	Infinite	17 min	2 hours	3 hours	11 hours
Post-shutdown cooling cutoff time	Zero	Zero	7 days	30 years	1 year	1 day
Afterheat at shutdown (W/cm^3)	Nil	0.9	1.1	0.6	0.4	0.2
Operating temperature ($^{\circ}\text{C}$)	1000	1000	150	400	400	400

*1 金材技研 野田哲二氏の計算による。

Ⅲ. R計画の材料問題

R装置の2次設計では、低誘導放射化のため真空容器、コイルケース、外側ポロイダルコイル導体の3箇所にAl合金が採用された。この中で最も条件の厳しい真空容器材料としては、大きな電磁力に耐え得る強度、大型装置製作の加工性、溶接性等のほか、トカマクの1周抵抗を高くとり真空容器への電磁的パワーの投入を少なくし、同時にプラズマのディスラプション時およびトロイダル磁場の時間的変化により発生する渦電流を最小限に抑えるために、その電気抵抗をできるだけ高くするという要請である。また1周抵抗を上げるためにはベロー構造と絶縁ブレイク構造の2つが考えられるが、前者をとるならば材料の延性もかなり必要になる。

これらの事柄に関して必ずしも明確に決められた数値があるわけではないが、強度や電気抵抗が高ければそれだけ設計上の余裕が得られることになる。また真空容器であるからベーキングも必要になる。このような事情から2次設計での材料選定として次のような配慮がなされた。

- (1) 大板(3m×6m×50mm)が製作可能なこと
- (2) 曲げ加工が容易なこと
- (3) 比較的高強度であること
- (4) 120~140℃, 10⁴hの加熱に対して、時効による強度低下のないこと
- (5) 耐応力腐食割れ性を確保すること
- (6) 放電後2週間で放射能レベル10⁻²mrem/h以下であること
- (7) 高電気抵抗であること
- (8) 溶接性良好であること

なお、R装置では1回のD-T放電当りの中性子フルエンスは、真空容器表面で $\geq 10^{13} \text{ n/cm}^2$ であり、全D-T放電数を 2×10^3 回程度とすると装置寿命中の全中性子フルエンスは $10^{16} \sim 10^{17} \text{ n/cm}^2$ になる。ちなみに動力炉では年間 $10^{21} \sim 10^{22} \text{ n/cm}^2$ のフルエンスが想定されている。したがって、動力炉で問題となる崩壊熱、照射損傷等は問題にならないと考えられる。

これらの条件でAl合金にとって特に難しいのは高電気抵抗である。Al合金は低電気抵抗であることが実用上の1つの利点になっている材料であり、後で述べるように冶金学的にも理由のあることで、逆に高電気抵抗を得ようとする努力は今までになされたことがなかったと思われる。

以下では、Al新合金の開発の状況を解説するが、Alトカマクの設計に関してはR計画デザインチームによる技術報告⁽¹⁸⁾を参照されたい。

Ⅳ. 低誘導放射化Al合金の開発

低誘導放射化の観点からは材料の選択の幅が非常に限られるが、現段階で工業的に供給可能な大型構造物材料としてはAl合金以外に考えられない。しかし現有のAl合金には放射化され易い元素が種々の目的で混

入されていて、低放射化材料とは言い難く、新合金の開発が必要になる。その際、低放射化と同時に機械的性質などは現有合金の特性を損わず、さらに電気抵抗の増加を目指さねばならない。

R計画での合金開発では、まず最小限の改良で現有合金の低放射化を達成すること、および高性能の新合金を開発することの二段構えで計画を遂行した²²⁻²⁶⁾。前者としてはA5083のMnをBiに置き換えたAl-Mg-Bi系合金、後者としては、種々の試行錯誤の末、強度、電気抵抗の双方を向上させるAl-Mg-Li系合金を選定した。合金系の選定理由は後述するとして、ここではこれら合金系に関する実験と、さらに選定されたAl-Mg-Li合金の基板の製作について記述する。

1. 合金系の選択

表2に本研究で用いた合金の主要成分を示す。

Al-4.5~7.0%Mg-0.2%Bi合金は、5000系合金から残留放射能の高いマンガンを除き、ビスマスを添加して耐応力腐食割れ性を考慮したものである。Al-4.1~4.8%Mg-0.3~1.3%Li合金およびAl-0.7~3.5%Li-0.8~3.9%Mg合金は、リチウムの添加により合金の電気抵抗を高めたものである。なお各合金共に結晶粒微細化のために微量添加元素として、ジルコニウムを0.10%、クロムを0.10%、チタンを0.05%含有している。各供試合金は99.75%Alと99.9%Liの地金を用いて、アルゴンガス雰囲気中で造塊した。

各合金の鋳塊は、均質化熱処理(743~773K×28.8~86.4ks)、熱間圧延(673~753K)冷間圧延によって厚さ2mmの板材にした。そ

の後、Al-Mg-Bi合金では軟化処理(O材, 633K×3.6ks)、Al-Mg-Li合金では軟化処理(643K×7.2ks)および溶体化・時効処理(743K×3.6ks→W.Q.→453K×86.4ks)、またその他の合金では溶体化・時効処理(743K×3.6ks→W.Q.→453K×86.4ks)を行った。各材料は引張試験、電気伝導度測定、TEM観察等を行い検討した。

なおこの実験では室温での引張強度、伸びおよび電気抵抗を目安として合金選定を行ったが、電気抵抗はシグマテスターによる電気伝導度の測定から決定した。

図2にAl-Mg-Bi系合金焼鈍材の強度、伸び、電気伝導度^{*2}をMg含有量の関数として示してある。

表2. 5083改良合金および新 Al-Mg-Li 系合金の化学組成

Alloy Number	Alloy System	Chemical Composition (mass %)		
		Mg	Li	Bi
1	Al-Mg-Bi	4.46	—	0.19
2		4.95	—	0.16
3		5.48	—	0.23
4		5.98	—	0.19
5		6.99	—	0.16
6	Al-Mg-Li	4.20	0.40	—
7		4.12	0.79	—
8		3.93	1.34	—
9		4.75	0.34	—
10		4.56	0.80	—
11		4.67	1.34	—
12	Al-Li-Mg	—	0.70	—
13		—	1.77	—
14		1.97	1.67	—
15		2.92	2.00	—
16		3.89	1.85	—
17		—	3.20	—
18		0.84	2.87	—
19		1.88	2.92	—
20		2.82	3.02	—
21		—	3.45	—

*2 % IACS は純銅の伝導度を100%したときの相対値。電気抵抗への換算は次式で行う。

$$\mu\Omega\text{ cm} = 172.4 / \% \text{ IACS}$$

Mg含有量によるあまり大きな変化は見られないが、電気伝導度は従来の合金よりも減少していて望ましい方向である。しかしMgを5%以上含むと熱間加工性が劣化し、材料製造の過程で問題となる⁽²⁷⁾。

次に、Al合金はLiの添加によりその性質を非常に大きく変化させる。図3、4にその様子を示す。前者はAl-Mg-Li合金、後者はAl-Li二元合金でのLi含有量依存性である。図3に示すのは焼鈍材の結果であるが、この実験範囲内では溶体化・時効材もほとんど変わらなかった。これらの図から分かる様

に、引張強度、耐力(0.2%)共にLi量に対してほぼ直線的に増加している。電気伝導度も著しく減少し、特に急冷された場合はその効果が著しい。5083合金焼鈍材の電気伝導度は約29% IACSであるから、例えばAl-4.1%Mg-1%Li焼鈍材の値20% IACSは、約30%の減少になる。伸びはLi量と共に減少するが、1%Li近傍では20%程度確保出来る。図4はAl-Li合金を743K, 3.6ks溶体化処理後水中に急冷し、さらに453K, 86.4ksの時効処理を行ったものである。この結果から、Li添加による強度の増加は約100MPa/1%Liである。また電気伝導度の減少も著しく、特に急冷直後では13% IACS(約 $13 \mu\Omega \text{ cm}$)にも達する。この事は今後の合金開発にとって非常に参考になる事柄である。

図2. Al-Mg-Bi合金における引張強度(T.S.), 0.2%耐力(Y.S.), 伸び(E)および電気伝導度とMg含有量の関係。633K, 3.6KS焼鈍後の値。

図3. Al-Mg-Li合金の引張強度(T.S.), 0.2%耐力(Y.S.), 伸び(E), および電気伝導度のLi量依存性。643K, 7.2KS焼鈍後の値。

図4. Al-Li二元合金の強度、伸び、電気伝導度のLi量依存性。743K, 3.6KS焼鈍後水中に急冷し、さらに453K, 86.4KS焼鈍後の値。

最後にAl-Li-Mg系合金，すなわちat%でMgがLiより少ない合金で，Mg含有量の影響を調べた結果が，図5，6である。熱処理条件はAl-Li系合金と同様である。この合金でもMgの増加と共に強度が増加し電気伝導度と伸びが減少している。特にLi量が少ない程その効果は著しくなる。

また透過電子顕微鏡観察の結果，Li量1.5%以上では Al_3Li の析出による δ' 相が観察され，Li量が多くなる程 δ' 相の粒径が小さく，分布密度が高くなる傾向がある²⁶⁾。

図5. Al-Li-Mg合金の強度，伸びのMg量依存性。熱処理条件は図4と同じ。

図6. Al-Li-Mg合金の電気伝導度。熱処理条件は図4，5に同じ。

図7に表2に示した各合金の引張強度と電気伝導度を現有の合金と比較してある。

以上の様に今回開発した合金は現有のAl合金に比べてかなりの改善になっている。特にLi量を多くすると強度、電気抵抗に関しては著しい。R計画では装置がベローズ構造になることを予想して、5083合金により図8の様な直径2mの整形ベローズを試作し^{*3}、そのために20%程度の伸びが必要になることを確かめた。合金の選定にあたってはこの事を一つの目安とし、引張強度300MPa以上、伸び22%、電気抵抗 $8.6\mu\Omega\text{cm}$ を有するAl-4~5%Mg-1%Liを最適合金として選定した。

図7. 表2に示した各合金の電気伝導度と引張強度の関係を示す。現有の各種Al合金の値を比較のために示してある。

図8. 5083合金で試作された直径2mの整形ベローズ。

*3 三菱重工業株式会社により製作された。

2. 大板の製造

R装置の設計では、トラス方向に8分割し、さらにその1分割分を上下に分割してそれぞれを1枚の大板から一体物で製作する案が出されている。この場合の1枚の大板の大きさは3 m×6 m×50 mm 程度になることが予想される。上述の新合金の中で5083 改良型の場合は既に工業的基盤が確立していて、合金元素を部分的に交換するだけで大板を作る上での技術的困難はないと思われる。しかしAl-Mg-Li 系合金の場合は、現段階で工業的基盤は全くなく、多額の航空機材料として諸外国のAlメーカーが大規模な投資をしているとの情報はあがるが、未だに大板の製造に成功したという情報はない。それだけに、溶解・鋳造から出発して大板の製造までが工場規模で可能かどうか、さらに作った大板が上に述べたような性能を維持できるかどうか、近い将来の核融合材料開発の一道程として確かめておく必要があった。

次下には工業的にも恐らく国内で初めてと思われるこの種合金の大板製造過程を、将来の参考のために記録に留めておく。

表3に目的とする大板の組成を示す。この中でZr, Cr は結晶粒微細化のため加え、Fe, Si は素材中の不純物である。表4に製造工程の概要を示す。表の各工程について説明する。

表3. 試作合金大板の目標組成 (mass %)

Mg	Li	Zr	Cr	Fe	Si	Al
4.0	1.0	0.15	0.08	≤ 0.20	≤ 0.15	残

表4. 大板試作工程の概要

製造工程	処 理 目 的
(1) 溶 解 ・ 鋳 造	所定の化学成分を有するアルミニウム合金溶湯を溶解し、圧延用大型鋳塊に鋳造する。
(2) 鋳塊の頭、尾部切断	鋳塊の頭部および尾部の非定常部を切断する。
(3) 均 質 化 処 理	鋳塊を高温で長時間加熱し、共晶化合物の溶入化をはかると共に熱間加工性を向上させる。
(4) 鋳塊の表面切削	鋳塊表層部には偏析層や欠陥が存在するため、圧延に先立って鋳塊表面を切削する。
(5) 熱 間 圧 延	鋳塊を熱間圧延により所定の形状の厚板に圧延する。
(6) 軟 化	圧延後の厚板を焼鈍する。
(7) 切 断 ・ 仕 上	所定の形状に切断し、必要に応じて板面の仕上を行う。

(1) 溶解・鋳造

溶解は大型炉を使用し、約3000Kgのチャージを行った。溶解の順序は、まずAlを溶解し、Mg, Zr, Cr等を添加し成分を調整した後にLiを溶湯中に添加した。

Liは極めて活性な金属で、水、 O_2 、 CO_2 などと激しく反応する。この工程でも図9に示す様な形態のカス(酸化物)が多量に発生した。X線分析の結果、 Al_2O_3 、MgO、 Li_2CO_3 、 $LiAlO_3$ などが検出された。Liを添加して化学組成を調整した後、溶湯温度を700℃に保ち、Ar雰囲気中で連続鋳造を行い、300 mm×1000 mm×2400 mmの形状に鋳造した。鋳造割れを生ずることなく大型鋳塊の製作が可能であった。しかしこの合金は湯流れ性が悪く、しかも溶湯の酸化が起こり易く、鋳造性は一般のAl合金に比べて著しく悪い。図10に鋳塊の外観を示すが、一般材に比べ表面状態も悪く、鋳造の難しい合金である。表5に鋳造時にサンプリングした溶湯の化学成分を示したが、目標組成にはほぼ等しいことが確認出来る。

溶解・鋳造工程で約800Kgが図9の様な酸化物として失われ、溶解炉中の残湯、炉壁への付着により約256Kgの溶湯ロスを生じた。鋳塊の重量は1944Kgである。

以上の様に、Al-Mg-Li系合金の造塊は可能であったが、溶解時の酸化ロスが大きく、溶湯が酸化され易く、鋳造性の悪いことが問題である。部留りよく厚板を製造するには溶解、鋳造を完全に雰囲気制御して行う必要がある。それには大型鋳塊の雰囲気溶解鋳造技術の確立が必要である。

(2) 鋳塊の頭部、尾部の切断

一般に鋳塊の端部の非定常部には鋳塊欠陥が存在するために圧延前に切断が必要である。一般のAl合金では200～300 mm切断するが、この合金では頭部および尾部のそれぞれから400 mm切断した。これにより鋳塊は300 mm×1000 mm×1600 mm、重量1296Kgとなった。

(3) 均質化处理

端部切断後、均質化と熱間加工性向上のため、鋳塊を500℃、8hr加熱した。

(4) 表面切削

表層部にある偏析層、欠陥の除去のため、圧延前に表面切削を行う。一般合金では30 mm程度の表面切削が行われるが、この合金では欠陥を完全に除去するために片面約50 mmの表面切削が必要であった。約519 Kgが切粉となり、重量777 Kg、200 mm×900 mm×1600 mmの鋳塊となる。

(5) 熱間圧延

表面切削した鋳塊を480℃に加熱して可逆式4段熱間圧延機により圧延を行った。200 mm厚から130 mm厚迄圧延したときに圧延材の頭部と尾部に割れが生じた。この割れを除去するために、頭部350 mm、尾部250 mm切断し、さらに表面で15 mmの切削を行った。その後再び480℃に加熱して25 mm厚迄圧延した。

熱間圧延終了後の形状25 mm×1400 mm×2800 mm、重量約264 Kgであった。図11にその外観を示す。

(6) 軟化

図9. 溶解工程で発生するカス(酸化物)。

図10. 鑄造されたインゴットの表面。

表5. Al-Mg-Li 系合金の溶湯分析値 (mass %)

No.	Mg	Li	Zr	Cr	Fe	Si	Mn	Cu	Zn	Al
1	4.2	1.04	0.12	0.09	0.08	0.06	< 0.01	0.01	< 0.01	bal.
2	4.2	1.01	0.14	0.09	0.08	0.05	< 0.01	< 0.01	0.01	bal.
3	4.2	1.0	0.13	0.09	0.08	0.08	< 0.01	0.01	< 0.01	bal.

熱間圧延終了後 360℃, 1 hr 焼鈍した。

(7) 切断, 仕上

最終的に 25 mm × 1000 mm × 2000 mm 重量 135 Kg の大板 1 枚が得られた。

表 6 に加工条件と材料歩留の概要を示す。

図11. 熱間圧延後の大板。

表 6. Al-Mg-Li 系大板の加工条件実績と材料歩留

工 程	加 工 条 件 ・ 材 料 歩 留 等
溶 解 鑄 造	(1) 大型炉使用し 3000 kg の溶解実施。 溶解歩留約 73% で約 800 kg が酸化物として損失。 (2) Ar 雰囲気中で 300 厚×1000幅×2400 mm 長の鑄塊 (重量 1944 kg) を造塊。 約 250 kg の溶湯が残湯としてロスとなる。
鑄塊の頭部・ 尾部切断	鑄塊の頭部, 尾部を各々 400 mm 切断し, 300 厚×1000幅×1600 mm 長 (1296 kg) に加工。切断により約 650 kg の切断屑が発生。
均 質 化 処 理	500 ° C で 8 hr 加熱。屑は発生せず。
鑄塊の表面切削	鑄塊表面を各々 50 mm 切削して 200 厚×900 幅×1600 mm 長 (777 kg) に加工。 切粉として 519 kg がロスとなる。
熱 間 圧 延	480 ° C に加熱して 25 mm 板に圧延。圧延時の面削等により約 513 kg がロスとなる。 圧延後の形状は 25 厚×1400幅×2800 mm 長で, 重量は約 264 kg 。
軟 化	360 ° C × 1 hr 焼鈍。屑は発生せず。
切 断 ・ 仕 上	25 厚×1000 幅×2000 mm 長に切断し, 表面仕上実施。完成品重量は約 135 kg 。 切断時の残材を使用して性能試験実施。

3. 大板の性能

圧延材から 1000 mm × 2000 mm 大板を切り出し周返部残材は性能試験に使われた。図 12 に各試験片の採取部を示す。A1 から K5 迄の記号はこの先の表にある記号に対応する。

図12. 性能試験用に切り出された試料片の位置。 A ~ K の各試料を実験に使用した。

(1) 化学組成

表7に圧延材の各部から取られた4つの試料について測定した組成を示す。まず圧延材全体として非常に均一に出来ていることが明らかである。前述の様にZr, Crは均質化過程での結晶粒微細化のために添加したものであるが、今後はVの様な比較的低放射化の元素で置換する必要がある。Fe, Si, Mn, Cu, Znは不純物として混入したものであり、今後高純度化の過程で問題になる。

表7. 大板材各部の化学組成 (mass %)

Sample notation	Mg	Li	Zr	Cr	Fe	Si	Mn	Cu	Zn	Al
J 1	4.1	1.02	0.12	0.09	0.09	0.07	< 0.01	0.01	< 0.01	bal.
J 2	4.2	1.04	0.13	0.09	0.08	0.06	< 0.01	< 0.01	< 0.01	bal.
J 3	4.2	0.95	0.11	0.09	0.08	0.07	< 0.01	< 0.01	< 0.01	bal.
J 4	4.1	0.95	0.12	0.08	0.08	0.07	< 0.01	0.01	< 0.01	bal.

(2) 機械的性質

i) 引張試験

荷重-伸び曲線の一例を図13に示す。Al-Li系合金の特徴として激しい鋸歯状じりが見られる。15コの試料片について0.2%耐力、引張強度、伸びを測定した結果を表8に示す。試料片形状はJIS 4号試験片である。これらの値も非常に一様でばらつきの少ないことが明らかである。C3の試料は耐力前に破断したが、理由は不明である。これらの値は5083-O材(耐力15 Kg/mm², 引張強度29.5 Kg/mm², 伸び22%²⁸⁾)以上の性能を示している。

ii) 曲げ試験

12 mm × 50 mm × 300 mmの試験片を2種類、長手方向を圧延方向に平行(G1-G3)および直角(H1-H3)に切り出し、内側半径2 × 12 mmでJIS規格に準じて180°曲げ試験を行った。その結果、両方向とも割れを生じることなく曲げが可能であった。したがって曲げ性も5083合金と同程度である。

図13. 大板材の荷重・伸び曲線。

III) 硬さ試験

25 mm × 50 mm × 50 mm の試験片 (K 1 - K 5) で Vicker 硬さと Rockwell 硬さを測定した。表 9 にその結果を示す。それぞれ 5 回の測定の平均である。硬さに場所による差は見られない。

表 8. 大板材各部からとられた試料片の引張強度

Tensile direction	Position	Notation	Yield stress (kg/mm ²)	Tensile stress (kg/mm ²)	Elongation (%)
Parallel to rolling direction	Head	A 1	18.8	32.8	22
		A 2	18.5	32.6	25
		A 3	18.8	32.9	22
	Middle	B 1	18.5	32.5	24
		B 2	18.9	32.7	21
		B 3	19.0	32.5	20
	Tail	C 1	18.7	32.0	22
		C 2	18.3	31.2	23
		C 3*	—	—	—
		C 4	18.8	31.3	23
	Perpendicular to rolling direction	D 1	18.0	31.8	22
		D 2	17.8	32.0	24
		D 3	18.3	32.0	23
45° to rolling direction	Tail	E 1	17.7	31.9	24
		E 2	18.0	32.3	20
		E 3	18.0	31.8	23

表 9. 大板材各部からとられた試料片の硬度

Sampling position	Sample notation	Vickers Hardness* (5 kg)	Rockwell Hardness* (F scale)
Head	K 1	80.8	79.1
Middle	K 2	81.7	79.3
Tail	K 3	81.6	79.0
Tail	K 4	80.2	78.8
Tail	K 5	80.0	78.6

* mean value of 5 points measurements.

IV) フラクトグラフィ

引張試験による破断面の走査電顕像を図 14 に示す。破断面は典型的な延性破壊を示す dimple 構造である。

V) 電気伝導度

表 10 に示す様に電気伝導度はほぼ均一で 21 % IACS, 約 8 μΩ cm を示している。

表 10. 大板材各部の電気伝導度

Sampling Position	Head			Middle			Tail		
Sample notation	I 1	I 2	I 3	I 4	I 5	I 6	I 7	I 8	I 9
IACS (%)	20.8	20.9	20.9	20.5	20.8	20.5	21.2	21.2	21.2

図14. 大板材試料片の引張破断面の SEM 像。

4. 結 論

以上の様に大板の性能は実験室規模で製作した少量溶解材の結果を再現している。これにより，材料の部留を考えなければ大型装置のための材料供給は可能であり，その性能も現有の中強度Al合金5083-O材以上を保証することが可能である。

V. Al合金の性質

核融合材料としてAl合金を見た場合種々の得失のあることは勿論である。最大の利点は誘導放射能の減衰が速いこと、熱伝導度がよいこと、などであり、最大の難点は低電気抵抗、高温時効、高温強度が低いこと等々であろう。特に低電気抵抗であったり時効型であったりする一つの原因は溶質元素の溶解度が低いことである。表11⁷⁾に比較的溶解度の高い元素の一覧表を示す。幸にしてMg, Liは溶解度の最も高い部類に属する元素である。それにしてもあまり大きな固溶限は持たず、従って析出硬化には都合のよいものばかりである。

我々はこの研究を始めるに際して、電気抵抗に対する寄与の最も大きい合金元素を見出すために約50種類程の様々な合金を作り、その結果としてLiを選択した。このことは後になって表11に示す溶解度および図15²⁶⁾に見られる各元素の電気抵抗値から納得出来た。図15は、合金元素の原子価がAlの原子価から離れるに従い電気抵抗が大きくなることを示している。

表11. Al中の元素固溶限⁷⁾

温 度	2 % 以上	1 ~ 2 %	1 % 以下
共晶温度	Ag (55.6), Cu (5.65)	Mn (1.82)	B (< 0.025)
	Ge (2.8), Li (4.0)	Si (1.65)	Ba (< 0.1)
	Mg (14.8), Zn (82.8)	Ti (1.2)	Ce (0.05)
		W (1.5)	Co (< 0.02)
			Cr (0.77)
			In (0.17)
			La (0.05)
			Mo (0.25)
			Nb (0.22)
			Re (0.26)
室 温	Mg (2.9)	Ag (1.03)	
		Li (1.0)	
		Zn (1.9)

図15. Al合金中溶質原子の残留抵抗の原子価依存性。²⁶⁾

これまでに述べたAl-Mg-Li系およびAl-Li系合金の電気抵抗をLiの含有量に対してとってみると図16²⁹⁾のようになる。すなわち、Li量が2%程度まではMgなどの電気抵抗の影に隠れているが、それ以上になるとほぼLi量に比例して電気抵抗が増加する。また焼鈍材よりも急冷状態に近い方が電気抵抗への寄与が大きい。この事は固溶状態の方が析出状態よりも電気抵抗への寄与の大きいことを意味しているが、より電気抵抗の高い材料を開発するために一つの示唆になる事実である。

図16. Al-Mg-Li合金の電気抵抗のLi量依存性。²⁹⁾
O, T₄, T₆は調質を示す。

次にAlの大きな利点である熱伝導度の高い点であるが、上述の大板材では室温で約1.6 W/cm·degで現有の合金とほぼ同じ値を保っている³⁰⁾。またこの合金での時効は、500℃迄の比熱測定では300℃以上に析出物の融解によると思われる小さな発熱が見られるが、それ以下では全く正常の比熱を示している。微小Vickers硬さも200℃1週間迄の各温度での時効処理で何ら変化が見られない³¹⁾。高温領域でも非常に安定した合金と判断される。

Al合金に対する偏見の一つに溶接の難しさがある。しかしこれは全くの偏見であり、現在Al合金の溶接はステンレス鋼同様全く問題なく行われている。ただLiを含んだ合金の場合はLiの反応性による種々の問題が予想されるため、溶接性の試験を行った。その結果を図17に示してある。この図は溶接部の引張試験を行ったもので、余盛があれば母材

図17. Al-Mg-Li合金の溶接性試験。

よりも強度が増加している。伸びも母材と同程度である。また溶接割れを生ずることもなかったが、Mg 量が 4.7 % の場合ブローホールを生ずることがあった。

また我々は製造した大板材を使って直径 300 mm 程度の超高真空チェインバーを製作した。勿論溶接構造であるが、115℃でのベーキングにより 7×10^{-9} Torr の真空度が得られている。またベーキング中も四重極質量分析器でモニターを続けたが Li は全く観察されなかった。チェインバーの外観を図 18 に示す。

図18. Al-Mg-Li 大板材から製作した超高真空チェインバー。

VI 今後の課題

核融合材料としての Al 合金の研究は全く緒についたばかりのところで、実用化迄持つて行くには様々な問題がある。特に重要と思われるのは照射損傷，中でも (n, p)，(n, α) 反応による核変換損傷で，これらによる H, He が粒界に蓄積して脆性破壊の原因になることは十分に考えられる。プラズマ側表面からの水素同位体の注入もこれを加速する。

また，将来さらに材料強度，電気抵抗などを向上させるために Li 含有量を増加させた場合，時効による高温強度の低下をどうするかも重要な問題である。

しかし，現在すでに粉末冶金材では非常に高い強度のものが得られている。図 19 にその数例を示すが，室温での強度ではステンレス鋼に匹敵する値である。また我々が現在開発中の 4% Li を含有するある種の粉末冶金材は，

図19. 粉末冶金 Al 合金の高温強度。
比較のために溶解材 I/M AC8B
の値を挿入。

室温で 55 Kg/mm^2 (550 MPa), 200°C でも 38 Kg/mm^2 (380 MPa) の強度があり, 170°C 以上でも時効効果を示さない。溶体化処理後の電気抵抗も室温で約 $20 \mu\Omega \text{ cm}$ で, 核融合材料として非常に有望である。

一方 Al を主体とした低放射化高強度材料としては, SiC 繊維強化複合材がある。この種の材料は照射損傷や熱衝撃に強くまた高温強度も高く, 今後発展の期待される材料である⁽³²⁾。

VII 結 び

最近の ISP (Ignition Study Prgram) に関する日米セミナーで, 次期装置として次の三つの選択が議論されたそうである³³⁾。即ち i) 非常に高度の装置の信頼性が得られれば, ステンレス鋼など既存の材料で装置を製作し, 実験終了後はそのまま放置するか, ii) 低放射化材料で製作するか, または iii) 十分に広い空間を確保して遠隔操作を可能にし既存の材料を使用する。著者が思うに i), iii) の路線でステンレス鋼などを使用した場合, 装置の信頼性その他の条件が全て満たされたと仮定しても本稿の初めの部分で述べた様に長期間にわたる装置の冷却や放置が必要になる。この様なシナリオは我国の様な立地条件の厳しい国では不可能ではなからうか。核融合炉などになるとさらに事態は深刻である。

結論として, 核融合研究では低誘導放射化路線こそ最も現実的な方向であること, しかも装置の稼動温度を比較的安く出来ればそれは Al 合金で可能であることを強調したい。

なお本稿で述べた合金開発は名大プラズマ研究所と住友軽金属工業株式会社技術研究所の共同で行われたものである。

参 考 文 献

- 1) 垣花秀武, 日本原子力学会誌 24 (1982) 495.
- 2) G. R. Hopkins and E. T. Cheng : Nucl. Tech./Fusion, 4 (1983) 528.
- 3) G. R. Hopkins, E. T. Cheng and H. E. Levine : GA-A17389, October 1984.
- 4) "Conference Proceedings : Low Activation Materials Assessment for Fusion Reactors", EPRI ER-328-SR, March 1977, prepared by McDonnell Douglas Astronautics Company.
- 5) "Assessment of Titanium for Use in the 1st Wall/Blanket Structure of Fusion Power Reactors", EPRI ER-386, April 1977, prepared by McDonnell Douglas Astronautics Company.
- 6) "Low-Activation Structural Materials for Fusion Reactors", Extreme Purity Base Aluminum Alloys. EPRI AP-2220, prepared by Alcoa Technical Center.
- 7) "核融合材料としてのアルミニウム合金" 核融合材料委員会報告書, 昭和59年5月, 軽金属協会。

- 8) "Ceramic Materials for Fusion Reactors", EPRI AP-1702, February 1981, prepared by General Electric Company.
- 9) "Ceramic Materials for Fusion Reactors", EPRI AP-2515, July 1982, prepared by General Electric Company.
- 10) G. Piatti, F. Brossa, P. Fiorini and G. Giordano : J. Nucl. Mater, 103/104 (1981) 133.
- 11) P. Schiller : J. Nucl. Mater., 103/104 (1981) 75.
- 12) G. Piatti, P. Fiorini and P. Schiller : Nucl. Eng. Design. に印刷中。
- 13) P. Schiller, 私信。
- 14) J. R. Powell, F. T. Miles, A. Aronson and W. E. Winsche : BNL 18236, June 1973.
- 15) J. R. Powell, F. T. Miles, A. Aronson, W. E. Winsche and P. Bezler : BNL 18439, November 1973.
- 16) "Preliminary Reference Design of a Fusion Reactor Blanket Exhibiting Very Low Residual Radioactivity" ed. J. R. Powell, BNL 19565, December 1974.
- 17) J. R. Powell, J. A. Fillo, W-S. Yu *et al.*, in 4th Topical Meeting in Technology of Controlled Nuclear Fusion, 14-17, Oct. 1980.
- 18) 核融合反応プラズマ実験装置技術報告Ⅳ－Ⅶ, (昭和57.6－59.12), 名古屋大学プラズマ研究所 R 計画デザインチーム。
- 19) 鎌田耕治, 濱田泰司 : 日本原子力学会誌 24 (1982) 506.
- 20) 石丸 肇 : 日本原子力学会誌 26 (1984) 547.
- 21) 笹尾真実子 : 名大プラズマ研究所 Annual Review 1984.
- 22) K. Kamada, Y. Baba, T. Uno *et al.* : J. Nucl. Mater. 122/123 (1984) 845.
- 23) 鎌田耕治, 垣花秀武 : 日本原子力学会誌 27 (1985) 183.
- 24) K. Kamada and H. Kayano : ICFRM-1, Tokyo, Dec. 1984.
- 25) K. Kamada : to be published in Nucl. Tech./Fusion.
- 26) 正路美房, 吉田英雄, 宇野照生 他 : 軽金属 35 (1985) 197.
- 27) 堀内 良 : 軽金属 31 (1981) 431.
- 28) アルミウム・ハンドブック 昭和53年5月, 軽金属協会。
- 29) K. Kamada and H. Kayano : unpublished data.
- 30) K. Kamada : unpublished data.

- 31) 里 達雄, 高橋恒夫 : 私信。
- 32) A. Kohyama, N. Igata, Y. Imai *et al.* : ICCM V, July 1985, San Diego.
- 33) 松浦清剛 : 私信。