新開発の全アルミ合金の超高真空装置

高エネルギー物理学研究所

石丸 肇

(1982年8月10日受理)

New all aluminum alloy ultrahigh vacuum system

Hajime Ishimaru

(Received August 10, 1982)

Abstract

Suitable aluminum alloy flange/ gasket/ bolt, nut and washer combinations, vacuum chambers, bellows, feedthroughs, windows, sputter ion pumps, metal valves and related aluminum alloy vacuum components are developed for the TRISTAN electron—positron storage accelerator in National Lab. for High Energy Physics Japan. Aluminum alloy are preferred as a material for the ultrahigh vacuum system of large storage accelerator and fusion machine because of its extremely low radioactivity and extremely low outgassing rate.

§ 1. 序

高エネルギー物理学研究所においてトリスタン計画が昨年4月から正式にスタートし、現在入射蓄積リングを建設中である。¹⁾ 予定では昭和58年12月に放射光実験施設[フォトンファクトリー, 略してPF]の2.5 GeVの電子を入射させる。並行して57年度から主リングの建設が始まり既に基本設計を完了し、現在詳細設計を進めている。[図1]にトリスタン計画のレイアウトを示す。

トリスタン計画の開発研究において世界初の全てアルミニウム合金の超高真空システムを完成させ、現在建設中の入射蓄積リングに応用している。²⁾ 全てアルミニウム合金の開発の発端は約

第1図 トリスタン計画のレイアウト。

6年前筆者が陽子シンクロトロンビーム計測を研究対象としていた時に残留放射能による被爆を低減させたいと考えたことであった。ビーム計測で成果を出そうとすれば真空チャンバーの内部に組込んだ検出器を改善したくなる。ステンレス鋼の真空チャンバーのフランジを取外し、内部の検出器を交換し再びフランジを取付ける作業を行うと1回の作業で多い場合は許容量に達する被爆になることがあった。汎用金属で残留放射能の低減に寄与出来るものがあるのではないかという素朴な疑問から、アルミニウム、ステンレス鋼、鉄、銅、黄銅の5種類を同一寸法[1^t × 50^{mm} × 50^{mm}]に切断し重ね合わせて当時ビーム損失の最も大きい部分のベローズの上に放置しておき、運転停止後サンプルを取出し放射能の強さの経過を測定してみた。結果は[図2]

第2図 アルミニウム、ステンレス鋼、鉄、銅、黄銅の5種の金属の8GeV陽子ビーム照射による残留放射能の時間変化。

に示されるようにアルミニウムだけが桁違いに早く減衰することを見出した。³⁾ この時から加速器の真空装置をアルミニウム化する研究が始まった。^{4~9)}

現在では加速器の超高真空を構成する機器全てをアルミニウム合金化することに成功しており、これらの応用製品をカタログ商品として購入することが可能になりつつある。

§ 2. 加速器のアルミニウム合金化の流れ

加速器の真空装置の一部をアルミニウム合金化しようとした最初の試みは西独ハンブルグにあるDESY研究所であった。

DESY では6年前にPETRA[19 GeV の電子・陽電子衝突型加速器で現在でもこの種の加速器で世界最高エネルギー]の建設を始めており、真空チェンバーにアルミニウム合金の型押し材

を利用していた。¹⁰⁾ アルミニウム合金採用の理由は高エネルギー電子が磁場で偏向される際に発生する強力なシンクロトロン放射に伴う真空チェンバーの発熱を冷却しなければならなかったからである。アルミニウム合金の熱伝導の良好さが買われたのである。ところがアルミニウム合金の真空チェンバーを接続するフランジや、ベローズなどは従来のステンレス鋼を利用していた。従ってDESY 研究所ではアルミニウム合金とステンレス鋼を接合する高度な技術が必要とし、その開発を強力に進めていた。PETRAの後に続いて建設された米国のPEP¹¹⁾[スタンフォード線型加速器センターの18 GeV 電子・陽電子衝突型加速器]、高エネ研のPF¹²⁾、現在建設中の米国NSLS¹³⁾[ブルックヘブン国立研究所の2.5 GeV 放射光源施設]は全て西独のDESY のアルミニウムとステンレスの接合技術を利用している。

§ 3. なぜ全てアルミニウム合金か？

§ 2 で述べたようにこれまでの流れは西ドイツの技術の応用であるが、トリスタン計画ではこれまでと全く異った発想で全てアルミニウム合金による超高真空系を建設しようというものである。何故に全てアルミニウム合金とするのかについて述べる。シンクロトロン放射に伴う真空チェンバーの発熱を冷却効率の良いアルミニウム合金で行うことと決めた場合、西独のようにフランジやベローズをステンレス鋼とすると、超高真空を達成するのに不可欠の加熱脱ガス処理でア

ルミニウム合金の耐熱性の不足から〔約 150℃を限度とする〕ステンレス鋼の加熱脱ガス処理が充分行なえずステンレス鋼の放出ガスがシステムの到達圧力を制限するという不都合を生ずる。アルミニウム合金とステンレス鋼の接合は大きさ、形状あるいは用途により爆発接合、TIG 溶接、摩擦圧接、¹⁴⁾ ロール圧接、拡散接合などの方法を組合わせるが、いずれも接合面に銀やニッケルあるいはチタンなどの異材を中間材としたり、特殊な前処理をするなどの工程を必要とし、構成が複雑となり、信頼性に欠け、且つ高価となる。

東北大学原子核理学研究施設の 270 MeV 電子線型加速器でこれまでステンレス鋼のフランジ接合部にビームハンドリングの際、ビームを当ててしまうとビーム損失による発熱に伴う局所的歪みのためメタルシールから気密漏れを生じることが問題となっていた。アルミニウム合金ではステンレス鋼に比較して熱伝導が約 15 倍良好なため局所的な加熱に対しても熱の分散のため歪みを最少限にとどめ気密漏れを起こしにくいと推定し、アルミニウム合金とステンレス鋼の同一形状の真空チェンバーを用いて比較実験を試みた。¹⁵⁾ 結果は劇的な差となって現れ、ステンレス鋼では極めて短時間で気密漏れを起すのに対し、アルミニウム合金では気密漏れを起こさない。この場合ステンレス鋼ではビームスポットのみ局所的に高温に達しているが、他は手を触れることが出来るのに対し、アルミニウム合金では気密漏れを起こさないため長時間ビーム照射を行い真空チェンバー全体がほぼ均一に熱くなる。いずれの真空チェンバーも冷却を行っていない。冷却を行った場合でもステンレス鋼ではビームスポットは高温になり、アルミニウム合金ではほとんど熱くならないという差になって現われる。

電子ストレージリングの場合は陽子シンクロトロン程、残留放射能に困らないが、フランジなどをステンレス鋼とすると作業の集中する部分がステンレス鋼では放射能の被爆の低減に寄与しない。

§ 4. 新開発の全てアルミニウム合金の超高真空システム

4.1 フランジ継手

開発された全アルミニウム合金超高真空システムは従来のステンレス鋼のコンフラットフラ

1. パイプ-6063-T6. 2. フランジ-2219-T87. 3. AC-TIG (DCSP-TIG) 溶接. 4. ガasket-1050-H18. 5. CrN (TiN) コーティング. 6. ボルト-2024-T4. ナット-6061-T6. ワッシャ-2017-T3. 7. ヘローズ-5052 (3004). 8. ヘリコフレックス. 9. ステンレス鋼コンフラットフランジ。

第3図 アルミニウム合金超高真空フランジシステム。

ンジと組合わせても使える所謂 コンパチブルシステム¹⁶⁾である。〔図3〕コンパチブルシステムとした理由はアルミニウム合金システムが発展の途上にあり、場合によってはステンレス鋼で作られた汎用の超高真空機器〔質量分析器など〕を利用せざるを得ない。フランジ継手はアルミニウム超合金 2219-T 87材を用い、形状はコンフラットフランジとほとんど同じである。気密シール部のナイフエッジは特にダイヤモンドバイトによる鏡面仕上げとしている。ヘリコフレックスを利用する場合、鏡面仕上げの面との組合わせで望ましい気密特性が得られる^{17~18)}こと、気密シール面の管理の容易さなどのためである。気密シール部へのスクラッチ傷が原因となる真空漏れ、および高温締め付けによるガスケットの接着を防ぐなどのためフランジ表面にはイオンプレーティング法^{19~20)}によるCrN、またはTiN コーティング処理を行っている。コーティング膜厚は約3 μ mで、膜の硬度はHv : 1500以上が得られている。フランジ材の 2219-T 87はステンレス鋼とはほぼ同等の機械的強度を持ち〔表1〕、アルミニウム合金では最高的高温強度を持つ。この合金はJIS 規格には無く、米国の宇宙ロケットの液体燃料タンクに大量に使われたことがあるが、真空フランジへの応用は初めてである。現在国内数社で製造している。量産によるコス

表1 アルミニウム超合金 2219-T87 とステンレス鋼の機械的性質の比較

		2219-T87	SUS-304
Ultimate Strength	kg/mm ²	49	56
Yield Strength	kg/mm ²	40	26
Modulus of Elasticity	kg/mm ²	7500	19700
Brinell Hardness	10 mm/500 g	140	145

ト低減、溶接工程の低減、有効口径を最大にするなどの目的で型鍛造によって〔図4〕に示されるフランジを作っている。むろんめくらフランジも型鍛造による。ガスケットはアルミニウム合金 1050-H 18の磨き板材からプレス法で製作したものを利用する。ボルトはアルミニウム合金 2024-T 4にアルマイト処理したもの、ナットは 6061-T 6材を、ワッシャは 2017-T 3材に硬質アルマイト処理したものを用いる。ボルト・ナット・ワッシャの組合わせを脱脂状態で50回のくり返し締め付けに対し、一定締め付けトルクで一定の軸力を発生する。

4.2 ビームチェンバー

加速器の真空チェンバーは単に円型パイプというのは希で、冷却パイプ、ヒーター溝、さらに

第4図 型鍛造による溶接タイプの
アルミ合金フランジ。

第5図 押出しによって作られたトリスタンの偏向(手前)
および四極マグネットへ組込む真空チェンバー。

はポンプ室などの機能を備えた複雑な断面形状[図5]となる。複雑な断面形状のパイプはアルミサッシの型押出し法と基本的には同一の方法で作られ、材質もほぼ同じ6063-T6合金である。特に超高真空用材料として亜鉛などの不純物を極力抑える、表面を出来るだけ平滑に、さらに特殊な工程で油分や水分の吸蔵された酸化層を抑えて清浄な内表面を作るなどの工夫を行っている。

4.3 ベローズ

機械的歪み、加熱脱ガス処理に伴う熱伸縮を吸収するためアルミニウム合金5052又は3004材を用いた液圧成型ベローズ²¹⁾が利用出来る。ベローズ部分は伸縮性を持たせるため薄肉が不可欠である。ところがベローズと厚肉のパイプあるいはフランジと溶接接合する場合、溶接性が極端に悪くなる。この困難を解決するためにベローズの素管の段階でベローズに対応する部分を薄肉に、両端の溶接接合する部分は薄肉部分からゆるやかに厚肉としてから液圧成型を行う。この方法で円型はもちろん長円型[図6]のベローズも作られ、自由長の±10%の伸縮のくり返しでは 10^4 回をクリアする寿命を得ている。最近ではベローズの端部が薄肉でも電子ビーム溶接で良好な接合が出来る。

4.4 十字、T字、L字などの配管

配管やバルブなどに必要な十字管、T字管、L字管などはステンレス鋼システムでは溶接構造となっているが、アルミニウム合金は展性などの加工性が良好なためバルジング加工²²⁾によ

て一体構造に作ることが出来、量産によって低コスト化が計られる。

4.5 イオンポンプ

ストレージリングでは 10^{-9} Torr 以下の超高真空を要求されるので、偏向マグネットの縦磁場を利用して組込型イオンポンプを主ポンプとする。通常イオンポンプはチタン板のカソード、ステンレス鋼のアノードや枠で電極が構成されているが、アルミニウム合金の真空チェンバーにこのイオンポンプ素

第6図 長円断面のアルミニウム成型ヘロース。

子を組込んでも良好な超高真空特性が得られない。理由は既に述べたが、アルミニウム合金の耐熱温度である約 150°C での加熱脱ガス処理では主にステンレス鋼で構成されたイオンポンプ素子の脱ガス処理が充分行なえない。そこでカソードのチタン以外をアルミニウムに置き換え、且つアノードの構造を円筒型から積層型²³⁾とした。さらにチタンも板状から棒状に変更した。

[図7] その結果 150°C と、24時間の初期加熱脱ガスのみで 10^{-10} Torr 台の超高真空が極めて短時間に得られるようになった。一般にカソードは真空チェンバーと同一電位になっているが、この組込型イオンポンプのカソードは電氣的に絶縁されている。このためペニング放電の電流のみ高圧の絶縁物の漏洩電流と分離して読み取ることが出来、 10^{-9} Torr 以下の超高真空領域まで圧力とポンプ電流が比例関係にあり超高真空ゲージの役目をする。 10^{-10} Torr 以下では冷陰極放電によって比例関係が破れる。

通常のイオンポンプも組込型イオンポンプとはほぼ同様の電極構造と材料とした。違いはカソードを板状としたが島状に穴明き構造[図8]とし、且つ電氣的絶縁をしなかったことである。イオンポンプのケースは特殊押出しのアルミニ

第7図 組込型イオンポンプ。

ウム合金 6063-T6 を利用した。これまでに 30 l/s と 500 l/s の 2 種類を実用化している。押出しによって作られたイオンポンプケースにはヒーター溝が設けられ、アルミニウムシースヒーターが埋め込まれ保温材を用いず 150℃ の有効な加熱脱ガス処理が出来る。局所的なヒーター加熱のみではば均一の加熱が出来る。

4.6 ターボ分子ポンプ

主排気系のイオンポンプの粗引き用としてターボ分子ポンプを利用する。ターボ分子ポンプのローター、モーターハウジングなどは既にアルミニウム合金化されていたがフランジやボディもアルミニウム合金に置き換えた。

この結果 100℃, 24 時間の初期加熱脱ガス処理のみで極めて短時間に 10^{-9} Torr 以下の超高真空が得られる。

第 8 図 イオンポンプの構造。

4.7 バルクゲッターポンプ

非蒸発型バルクゲッターポンプカートリッジをアルミニウム合金フランジに組立てた。電流導入端子は後で述べるアルミニウム合金とアルミナ磁器を気密封止したものを用いる。活性化の際カートリッジは 700℃ の高温となるが、真空チェンバーやフランジをアルミ合金化すると自然放冷のみで水冷を要しない。

4.8 全アルミニウム合金自動ゲート弁

巨大なストレージングを真真空的に分割することは、組立、維持、改善などの効率をよくする意味で極めて重要である。電子ストレージングのゲート弁としては全てアルミニウム合金という要求の他、ビームインピーダンス整合のため長円開口部を持ち且つゲート弁が開いた状態でビームに伴う壁電流を滑らかに流す構造とするなどの厳しい要求がある。これらの要求を満たすた

め中間排気付，二重鏡平面シール方式^{7,24)} [図9]を採用した。

図に示されるようにゲート弁の中間に遠隔操作可能な仕切板があり，この仕切板にはめくらの部分と長円の開口部とがある。ゲート弁ボディには2組の中空の2重ベローズがあり遠隔操作で伸縮される。中空，長円の2重ベローズの仕切板に面した端部は極めて薄いアルミニウム合金のダイヤフラムとなっている。

第9図 中間排氣的，二重鏡平面シール方式ゲート弁。

仕切板表面はダイヤモンド切削で超鏡面処理がなされ，且つイオンプレーティング法によるCrNコーティング処理がなされている。ダイヤフラムもほぼ鏡面に近く，両者は圧縮空気で圧接され気密シールを可能とする。これまでの最良の気密性は中間排気のポンプとして5 l/sの時，全リーク量は 10^{-10} Torr · l/s以下となり，悪い場合でも 10^{-8} Torr · l/s以下となっている。

4.9 全アルミニウム半自動L型弁

主に粗引系と超高真空系を分離するためのバルブとして全アルミニウム半自動L型弁を用いる。バルブボディはバルジング加工で一体構造となっている。気密シール部はアルミニウムのヘリコフレックスを利用する。弁座および弁体は 5° および 15° の傾斜をもち，どちらの気密シール面もダイヤモンドバイトにより超鏡面切削^{17~18)}とCrNコーティング処理がなされている。ヘリコフレックスは弁座に固定されている。ベローズはむろんアルミニウム合金である。気密特性は150 kg-cmの一定トルクの締め付けで 10^{-10} Torr · l/s以下の封止を100回以上保つ。このバルブはターボ分子ポンプの上に組込まれるので不意の停電時，緊急遮断弁として作動することが要求され，おもりを吊り下げたテープを軸に巻きつけたフライホイールの回転力を利用して自動化している。開く場合はあえて手動で行なう。ICF-70, 114, および152の3タイプが利用出来る。

4.10 アルミニウム合金とセラミックの気密封止

アルミナ磁器[Al_2O_3]の表面にMoMnメタライズ層を形成しさらにNiメッキの後熱処理を行う。アルミニウム合金3003とこのメタライズされたアルミナ磁器を真空中でAl-Si-

Mg ろうを用いて真空ろう付けを行う。この基本技術を応用して多様な真空端子²⁵⁾、セラミックチェンバー、さらにサファイア〔単結晶の Al_2O_3 〕の窓²⁶⁾を作ることが出来る。これまでコパールを用いた真空端子BNCシリーズ、Nシリーズ、SMA、SHVなどの同軸端子、22pin、48pin、14P-BNCなどの多極端子など全てをアルミニウム合金化することが出来た。アルミニウム合金の各種真空端子は電子ビーム溶接によってアルミニウム合金フランジへ良好な接合が出来る。²⁷⁾ アルミニウム合金とアルミナ磁器の気密封止は常温と 150°C とのくり返し加熱に耐える。小型のものならば常温から液体窒素へ落下投入しても割れない。

ストレージリングへのビーム入射・取出しのための早い立上りのパルスマグネットへ組込まれるセラミックチェンバーも真空ろう付けによって両端にアルミニウム合金3003で作られたパイプを接合し、ビームパイプと自動溶接で接合する。セラミックチェンバーの端部のパイプはベローズと同じ発想でろう付け部分は薄肉に、厚肉パイプとの接合部分は厚肉となっている。

4.11 真空ゲージ

超高真空ゲージはアルミニウム合金とセラミックで気密封止された14P-BNC真空端子に組立てられ、真空端子はアルミニウム合金フランジに電子ビームで溶接接合される。〔図10〕中高真空ゲージとして逆マグネトロンゲージを利用している。このゲージもフランジ、ボディ、内部電極、同軸真空端子を全てアルミニウム合金としている。〔図11〕

第10図 アルミニウムフランジに組立てられた
B-Aゲージ。

第11図 アルミニウム合金で作られた逆マグネトロンゲージ。

4.12 真空スイッチ

コンピューターコントロールの場合、超高真空かほとんど大気圧かを判定するために大気圧と50 Torr の間で接点信号を出す真空スイッチを必要とする。アルミニウム合金フランジに片端

が閉じたアルミニウム合金ベローズを電子ビーム溶接で接合する。ベローズの端部にマイクロスイッチをつける。

4.13 ガス導入弁

超高真空から大気圧にする場合次回の排気時間を節約し且つ加熱脱ガス処理を最少限にするため純酸素を導入する。この場合のガス導入弁も全てアルミニウム合金のものが利用出来る。

4.14 直線駆動装置

ビーム計測などに直線駆動装置を必要とする。運動用ベローズとしての要求を満たすアルミニウム合金ベローズに関して現在でも種々の試みをしているものの残念ながら成功していない。従ってステンレス鋼の溶接ベローズをアルミニウム合金とステンレス鋼の爆着や摩擦圧縮によるトランジション材を利用してアルミニウムへ変換している。その他は全てアルミニウム合金を用いている。

4.15 加熱ヒーターと断熱保温材

超高真空を達成するため効果的な加熱脱ガス処理が要求され、 150°C 、24時間の加熱を行う。アルミニウム真空チェンバーにはあらかじめヒーター溝を設けておく。10φのアルミニウム1050材で作られたシースに非磁性材のコイル状Ni—Cr発熱体をマグネシア粉末で電氣的に絶縁して組込む。通常1KW/mのパワーを持つ。シースヒーター溝へ押し込み。ヒーターを局在させて出来るだけ均一の高温に保ち、且つ電力を節約するため断熱保温材で包むのが望ましい。加速器ではマグネットや電力のコストを低くするため真空チェンバーと磁極の隙間を最少にしたので出来るだけ薄肉で断熱保温効果のある断熱材を要求される。耐熱性のあるカプトンフィルム〔 $\sim 25\mu\text{m}$ 厚み〕の両面に $\sim 1\mu\text{m}$ 厚のアルミニウム蒸着膜をつけさらに熱間ロール加工で凹凸処理したものを積層巻きとして利用する。伝熱の3要素を効果的に抑え極めて薄い断熱層で目的を達することが出来る。

§ 5. アルミニウム合金材料

アルミニウム合金は製法によって展伸材と鋳物材に大別され、それぞれ非熱処理合金と熱処理合金に分けられる。²⁸⁾ 現在のところ鋳物材は超高真空材料に不向きである。非熱処理合金はMn,

Si, Fe, 及びMgなどの硬化に寄与する元素を単独または組合せで添加し1000(純アルミニウム), 3000(Al-Mn系), 4000(Al-Si系)及び5000(Al-Mg系)シリーズ合金と呼ぶ。これらの合金は加工硬化によって強度が増大するのでHの質別記号とそれに続く数字でその程度が示される。熱処理合金はCu, Mg, Zn, 及びSiなどを単独または組合せで添加し, 合金の初期強度を増し, さらにこれらの元素や化合物は温度上昇とともに固溶度が増すので, 焼入れ, 焼もどしなどの熱処理により強度も著しく増し, 2000(Al-Cu系), 6000(Al-Mg-Si系)及び7000(Al-Zn-Mg系)シリーズ合金と呼ばれる。これらの合金は質別記号Tとそれに続く数字により, 熱処理の種類が示される。多くの熱処理合金は焼入れ後1週間程度の常温時効で強度が増し安定する。MgとSiまたはMgとZnを含む合金は長期にわたり時効硬化が続き, 比較的高温で適当な時間加熱(人工時効, 焼もどし)を行うと強度はより増大し安定する。また溶体化, 焼入れ, 冷間加工および高温時効を適当に組合わせると更に強度を増す。このようにシリーズの違い, 質別の違いで機械的特性, 加工性, 溶接性, 耐食性, 耐熱性などが大巾に異なるばかりでなく, 超高真空材料として重要な放出ガス率に関して微量元素, 圧延や押出しの工程, 保存状態, 表面処理などで大巾に異なるので単にアルミニウムとして対応すると失敗する。

5.1 1000シリーズ

99%以上のアルミニウムを含むものをいう。特長は優れた耐食性, 高い電気伝導・熱伝導度, 優れた加工性を持つ反面著しく機械強度が低い。超高真空材料としてはイオンポンプの電極などに利用される。

5.2 2000シリーズ

Cuを主要添加元素とし, 溶体化処理を必要とする。焼入れ常温時効後は軟鋼と同等以上の機械強度を持つ。一般にAl-Cu系合金は耐食性, 溶接性が劣るが, 高強度, 耐熱性, 低温での特性などに優れている。宇宙航空の分野で溶接性などの改善がなされ, 2014, 2024, 2219などの超合金が使われている。特にフランジに用いられる2219合金はCuを比較的多く加え, 低熔点多元共晶成分を形成しないようにMgおよびSiの量を抑え, 結晶粒の微細化のためMnを加え, さらに結晶粒の微細化のためTi, Zr, およびVを添加している。調質として溶体化, 焼入れ, 冷間加工および高温時効を行いアルミニウム合金では最高的高温強度を持ち, 且つ溶接

新開発の全アルミ合金の超高真空装置

性が良好、低温特性にも優れるなどフランジ材料として最も適当な合金と言える。

5.3 3000 シリーズ

1.5%のMnを添加すると純アルミニウムの耐食性を損うことなく強度が増す。3003はアルミニウム真空中う付けに最適である。更に強度の向上と加工性を図ってMgを添加した3004はベローズに最適である。

5.4 4000 シリーズ

アルミニウムに多量のSiを加えると、合金の融点を下げることが出来るので4043はTIG溶接の溶加材として用いられる。真空中う付けにはMgをゲッター材として添加した4047用いる。

5.5 5000 シリーズ

アルミニウムにMgを単独あるいはMnとともに添加すると強度の向上に有効で加工硬化によってさらに強度を増す。耐食性、溶接性も良好で一般の溶接構造用合金としては最もよく使われているが、超高真空材料としては加熱脱ガス処理が不可欠であることから、応力腐食割れ、耐熱性に難点がある。但し加熱脱ガス処理をしない真空系では使える。

5.6 6000 シリーズ

Mg₂Siを形成するようにMg及びSiを添加した熱処理合金が比較的強度があり、耐食性、成形性特に押出性に優れており、比較的耐熱性もあり、超高真空用の押出し材に最適であり6063、6061などが用いられる。

5.7 7000 シリーズ

この合金は一般に高力合金の皮材として用いる7072、強度に重点をおいた7075、溶接性なども改善した7001などに分けられる。7075は航空機に多用される超合金でアルミニウム合金のなかで最高の強度を持つが、耐熱性、溶接性に難点がありまたZnを多く含むので超高真空材料としては多分適当ではない。現在超高真空材料としての可能性を調べている。駆動装置、バルブの軸などの構造材として超高真空に面しない部分に7075-T6を多用している。

以上材料について概説したが、JIS規格では微量成分まで規制しておらず、場合によってはク

ズ材を混入した再生材料を知らずに利用してしまうことのないよう注意を要する。超高真空材料は、バージンの素材から製造した素性の明白な材料を用いなければならない。ミルシート〔成分分析表〕の提出を求めることが出来る。フランジ材料は複雑な熱処理で優れた特性を得ているので、後の加工や溶接などの熱影響でT 87の調質が失われる場合もあるので充分アルミニウムの特性を理解して対応しなければならない。フランジの型鍛造では金属組織の流れの方向も調整してある²⁹⁾ので単に丸棒や厚板を利用するのには問題がある。型押出しの真空チェンバーは基本的には窓枠のアルミサッシと同じ製造方法であるが、もし同一の製造工程で作られた押出材で超高真空をねらっても目的を達することが出来ない。ステンレス鋼に優る放出ガス特性を持つ特殊押出し材は、押出しの際パイプの内表面を完全に大気から遮断する。³⁰⁾また後の焼もどしも大気と遮断した状態で行う。通常の方法では内表面に厚い酸化変質層が生成され大量の油分や水分などの汚れを吸蔵しているのに対し、新しい方法では清浄で緻密な薄い酸化層で覆われた超高真空材料として望ましい表面をもつ。圧延板材も表面は酸化変質層が油分で汚れていると思わなくてはならず、適当な方法で除去しなければならない。

材料の入手や保管には油分や水分で汚さない、材料名を明記する〔目視では材料を区別出来ない〕、傷をつけないなど注意を要する。出来れば信頼出来る入手ルートを確立することがよい。

§ 6. アルミニウム合金の溶接

アルミニウム合金の超高真空への適用で材料と並び溶接^{31～34)}の問題がある。ステンレス鋼の溶接と比較してアルミニウム合金の溶接は難しい。それは①約10倍以上の熱伝導度を持ち熱の分散が大きく溶融温度になり難く且つ広範囲に熱影響が現れる。従ってパワー密度が大きく要求され、溶接のパワー密度の適正条件の変動が大きい。②溶融潜熱が1.5倍大きく、低融点にもかかわらず大きい入熱が必要になる。このため溶融プールが大きくなる。③線膨張率が2倍以上大きく薄板と厚板の溶接では歪みが大きくなる、場合によっては割れを起こすことがある。④溶融金属の表面張力が約1/2と小さいので、溶融プールが垂れ下り易いので上向き姿勢では特に困難がある。⑤表面に強固な酸化皮膜が存在し、母材同志あるいは溶加材との融合を妨げたり、溶融金属中に残留して溶接欠陥になり易い。⑥化学的に活性で表面は酸化膜が出来、また溶融金属は水素を溶解吸収する。溶接中に溶解した水素は溶融金属の凝固速度が速いことからブローホール(空胞)として残留する場合があります、気密漏れや、継手強度の低下となる。⑦熱処理合金あるいは加工硬化材料の場合、溶接の熱影響によって母材の機械的性質が劣化する。

6.1 溶接法

超高真空材料の溶接法として通常 TIG 溶接が用いられ、0.7 mm 以下の薄板では電子ビーム溶接を応用し、10 mm 以上の厚板では MIG 溶接が利用される。〔図 12 〕

第12図 TIG 溶接 (左), MIG 溶接 (右) の概念図。

TIG 溶接はアルゴン・ヘリウムなどの不活性ガス雰囲気でタングステン電極と母材との間にアーク放電を発生させ、そのアーク熱で母材、溶加材を溶融して接合する。TIG 溶接には、交流法 (AC-TIG)、直流正極性 (DCSP-TIG)、および直流逆極性 (DCRP-TIG) があるが、アルミニウム合金の溶接では AC-TIG が多用される。AC-TIG 法はアルミニウム表面の酸化層をアルゴンイオンで叩き酸化層を除去するクリーニング作用があるので比較的溶接欠陥が少ない。アーク長が大きいので手動溶接の操作性が優れている。しかし溶接ビード幅が広い、融け込みが浅い、歪みが大きいなどの欠点がある。

DCSP-TIG 法は狭いビーム幅、深い融け込みが得られ歪みが小さい溶接法であるが、酸化層を除去するクリーニング作用がなく、アーク長が短く手動は難しい。トリスタンのビームパイプは自動溶接で接合されるが、より高品質の溶接接合とするため AC-TIG と DCSP-TIG の長所を取り入れたパルス DCSP-TIG 法を採用している。クリーニング作用をもたせ、狭く深い溶接ビードが得られ、歪みも少なく、アーク長の短いことも自動走行機構、アーク電圧調整器で補っている。むろん溶加材も自動供給である。³⁵⁾

0.7 mm 以下のベローズや真空端子を TIG 溶接では現在のところ良好な接合が出来ない。真空中の電子ビームではあらかじめ表面の酸化層を除去しておけば溶接中に酸化や水素の吸蔵は抑えられパワー密度の大きい入熱で極めて短時間で熱影響や歪みの少ない良好な溶接が出来る。通常電子ビーム溶接では急速入熱、急冷のため割れを生じることがないので溶加材を用いない。

MIG 溶接は不活性ガス雰囲気中で連続的に供給される電極ワイヤーの先端と母材の間にアーク

を発生させ電極ワイヤーを溶融させながら溶接を行う。直流逆極性（DCRP）が用いられ、クリーニング作用があり、深い融け込みで、溶着量が多いので大型厚肉真空チェンバーに適合する。

6.2 熱影響

ステンレス鋼に比較して熱伝導が良好なため溶接部分に広範囲に熱影響部を生じ、冶金的な不連続部となり、継手強度が低下したり、耐食性が損われる。熱影響は非熱処理合金と熱処理合金とは本質的に異なる。非熱処理合金の加工硬化材では母材の再結晶温度以上に加熱された領域で軟化が生じ、母材の固相線温度以上に加熱された領域では溶接条件によっては結晶粒界が溶融する。熱影響部の幅や軟化の程度は母材の調質や入熱によって異なる。熱影響部の機械的強度は母材の軟質材〔質別，0〕にまで低下する。熱処理合金の熱影響部はさらに複雑で溶融領域、融合域、固溶域、過時効域、母材と続く。融合域は母材の固相線温度以上に加熱されて粒界が局部的に溶融した領域、固溶域は第2相が固溶するに十分な温度に加熱された後急冷され固溶体を保っている領域でどちらの性質も母材と比較的似ている。過時効域は軟化を伴うが非熱処理材のように軟質材にまで強度の低下を生じることはない。通常熱処理合金の余盛のままの溶接継手の引張試験を行うと過時効域で破断し、その継手効率は40～70%である。溶接後再熱処理をすれば80%以上の継手効率に回復する場合もある。

6.3 溶接欠陥と防止

アルミニウム合金の真空チェンバーの溶接欠陥³³⁾で最も困るのが気密漏れに結びつく ① 溶接割れ、② ブローホールであり、③ 融合不良、④ 酸化層の混入も問題となる。

溶接割れは主に溶接部に生じるが、熱影響部に生じることもある。割れは溶融金属が凝固時に起る割れと、熱影響部に生ずる局部溶融による微少割れに分けられる。凝固時に起る高温割れは2元あるいは擬2元共晶合金系において液相線と固相線の間の温度範囲の広い程生じ易い。従って合金の化学組成に影響されるので母材と溶加材の適正な組合せとしなければならない。ビードの割れは溶接部のすき間が広い場合や、縁継手や角継手などの隅肉継手で溶着量が少なくビード形状が偏平か凹形になる時に生じ易く開先設計を適正としなければならない。〔図13〕に開先の代表例を示す。溶接終了部のクレーターでは最終凝固部を中心にして放射状に割れが生じることが多く、溶加材を多く供給して余盛をしながら除々にアーク電流を降下させるなどの注意を要する。

新開発の全アルミ合金の超高真空装置

第13図 代表的なアルミニウム合金の溶接開先形状。

アルミニウムは溶接凝固に際して水素の溶解度の変化が著しく、水素がブローホールの支配的な原因とされている。ブローホールとなる水素は母材や溶加材の内部ガス、表面の汚れ、不活性ガスに混入されているものの他、雰囲気の水分子の分解が原因となる。従って素性のわかった良い材料、溶加材の入手、油や水分で汚れないように管理、溶接機器の整備、作業環境を除湿するなどの整備、不活性ガスの管理などに注意を払う必要がある。またブローホールは以上の水素の混入源を断つことが重要であるが、開先の設計や溶接姿勢も発生したブローホールが蒸発するように考慮する必要がある。

融合不良は溶接開先の形状と溶接条件によって起こることがある。厚肉と薄肉の継手、隅肉・角・縁継手で比較的起き易い。アークのねらい位置、トーチの角度が適正でない場合も起き易い。融合不良は外観上は健全なビードのように見えても溶融池と母材の濡れが充分でなく単にビード

が母材の上に乗っているのみで気密漏れになることがある。酸化層の混入は母材や溶加材の酸化層の除去が充分でない場合に起り、ブローホールの原因、継手強度の低下になる。原則として母材の溶接開先は機械加工で酸化変質層を除去する。加工後溶接施工までの保管では酸化が進行しないように注意する。出来るだけ酸化層除去後すみやかに溶接施工を行うのが望ましい。よく行われているヤスリ、ワイヤーブラシはかえって酸化層を巻き込むので抑ける方がよい。どうしても機械加工が出来ない場合はハンドカッターで酸化変質層を一度剥ぐのがよい。溶接のスタート部に酸化層の影響が出来易いので、場合によってはクリーニングを充分に行うためトーチを逆方向に移動させ少し進んだところで反転するなどの方法もある。酸化層の混入を防ぎ、ビードの近傍の母材表面の酸化防止のためトーチからの不活性ガスの他に補助的に不活性ガスを供給したり、供給したガスが拡散しないようにカバーをつけたり、トーチの逆の側からバックシールドガスを供給することは良好な溶接になる。

厚肉では予熱したりすることもあるがかえって酸化変質層を増大させることがあるので注意を要する。ステンレス鋼の溶接に比較して溶接電流などの適正条件が狭く、熱影響で時々刻々変化するので、出来れば電流制御をする人と溶接作業者が2人組になって施工するのが望ましい。いずれにしても溶接サンプルを作り切断してビードが健全かどうか確認して本番の溶接を行うことが望ましい。

§ 7. 超高真空特性

特殊押出しの方法で製作されたアルミニウム合金管とアルミニウム合金フランジを出来るだけ油で汚さないように端部を機械加工し、TIG溶接で接合し、リークテスト後、トルエンとエチルアルコールで脱脂洗浄を行う。アルゴンまたは窒素ガスでアルコールを吹きとばし直ちにターボ分子ポンプで排気すると排気開始後24時間で放出ガス率 $Q_0 \sim 10^{-10} \text{ Torr} \cdot \text{l} / \text{s} \cdot \text{cm}^2$ ^{30, 36)} に達する。残留ガスはほとんど水で他にわずかに水素、一酸化炭素と二酸化炭素である。この後高真空のまま150℃、24時間の加熱脱ガス排気を続け、加熱停止後約8時間で $Q_0 \sim 10^{-13} \text{ Torr} \cdot \text{l} / \text{s} \cdot \text{cm}^2$ 以下に達し、アルミニウム合金表面が活性になり、活性ガスを吸着排気するポンプ作用を持つに到る。排気テストの概念図と結果を[図14]と[図15]に示す。ポンプ作用は特殊押出しのアルミニウム合金チェンバーのみに起こり、従来方法による押出しのアルミニウムチェンバーでは起っていない。現在ポンプ作用の解明を進めている。極めて小さい放出ガス率に達した真空チェンバーに純酸素を注入し大気圧にして後、空気に接触しても加熱脱ガス処理

新開発の全アルミ合金の超高真空装置

なしに短時間で $Q_0 \sim 10^{-12}$

$\text{Torr} \cdot \text{l/s} \cdot \text{cm}^2$ 以下の超高真空を達成出来る表面を保持する。

再び 120°C 程度の加熱脱ガス処理を数時間行くと再び表面が活性となりポンプ作用が現れる。

500 l/s のスパッタイオンポンプは常温初期排気のみで24時間後に 10^{-9} Torr オーダのはば超高真空に達し、 150°C 、24時間の加熱脱ガス処理で加熱停止後 10^{-10} Torr オーダの超高真空に達する。

§ 8. アルミニウム合金の利点と欠点

アルミニウム合金の超高真空システムは従来のステンレス鋼システムと比較して

- ① 放射化された後の減衰が極めて早い。主に Na^{24} の半減期15時間が効いている。
- ② 良い材料を使えば高真空中で $150^\circ\text{C} \cdot 24$ 時間の比較的低温の加熱脱ガス処理によってガス放出率 $Q_0 \sim 10^{-13} \text{ Torr} \cdot \text{l/s} \cdot \text{cm}^2$ が得られる。また大気圧に戻しても加熱脱ガスを行わずにはほとんど超高真空が得られる。

第14図 放出ガス率測定概念図。

第15図 特殊押し出し法によるアルミニウム合金チェンバーの放出ガス率。

- ③ 熱伝導が良好なため極めて大きな入熱に耐え、局所的な入熱に対しても歪みは小さい。
 - ④ 完全非磁性。
 - ⑤ 合金素材，調質，表面処理が選択出来る。
 - ⑥ 押出し，バルジング，プレス，ロール，型鍛造など多様な加工技術が応用出来る。
 - ⑦ アルマイト，イオンプレーティングなど多様な表面処理が利用出来る。
 - ⑧ 極低温での熱変態がなく低温材料としても適合する。
 - ⑨ 高エネルギー粒子の透過能が大きい。
 - ⑩ 軽量・比強度が大きい。
 - ⑪ 素材，加工など総合的にも低コストとなる。
- 37) などの利点がある。

電気伝導度良好に伴う交番磁場中での渦電流効果が大きい，というコイルに応用する場合の利点が逆になるなど全て長所ではない。これまで機械強度が充分でない，耐熱性がない，溶接性が悪い，放出ガスが多いなどの点で超高真空には不向きと考えられていたのをわずかの可能性の接点を結びつけて可能にしたわけであるので完全なものではない。従って新しい問題に対して知恵を出して解決していくしかない。残留放射能の低減にしてもアルミニウム合金には好ましくない Mn, Zn³⁸⁾ などを含むものもあり注意を要する。

§ 9. ま と め

世界で初めての全てアルミニウム合金を用いた超高真空系をトリスタン計画に応用し [図 16]，昭和 60 年度に予定通り完成すると電子・陽電子衝突型加速器では世界最高エネルギーとなりトップコークの発見を目ざすなど最先端の物理実験が行えると期待されている。残留放射能と超高真空特性の 2 つを明らかにし，これまでわかっていた種々の利点を加え，アルミニウム合金の長所を加速器ばかりでなく核融合，半導体，汎用超高真空装置への応用が展開されつつある。^{39~41)}

これまでの技術開発は真空を専門としないメーカーとの共同によるもので，アルミニウム合金の超高真空システムをまとめるには特に材料と溶接のノウハウを充分習得する必要がある。最近真空メーカー，重電・重機械メーカーも技術習得に熱心になりつつある。

第16図 トリスタン入財蓄積リングの仮組立ての電磁石と真空チェンバー。

参 考 文 献

- 1) 高エネルギー物理学研究所加速器拡充計画, トリスタン I の設計研究, 昭和55年 7 月。
- 2) 石丸, 成島, 水野, 渡部, 久保, 山口, 堀越, 第 4 回加速器及びストレージリングにおける超高真空技術研究会, 高エネ研, 昭和57年 3 月。
- 3) 石丸, アルミニウムを用いた加速器の真空容器, KEK-ASN-III, Jan. 1978.
- 4) H. Ishimaru, J. Vac. Sci. Technol., 15 (1978) 1853.
- 5) H. Ishimaru, et al, IEEE Trans. Nuclear Science NS-26 (1979) 4000.
- 6) 石丸 他, 真空, 22 (1979) 373.
- 7) H. Ishimaru, et al, 8 th International Vacuum Congress, Cannes, France, 1980.
- 8) H. Ishimaru, et al, IEEE Trans. Nuclear Science, NS-28, No.3, 1981.
- 9) 石丸 他, Proceedings of the 3 rd Meeting on Ultrahigh Vacuum Techniques for Accelerators and Storag Rings, 1980, KEK-81-2, 1981.
- 10) H. Hartwig and J. Kouptsidis, Proc. 7 th Inter. Vac. Congr. Vienna, 1977.

- 11) J. R. Rees, IEEE Trans. Nucl. Sci. NS-24, 1977.
- 12) M. Kobayashi, et al, Nuclear Instrum. Method, Vol. 177, 1980. 111.
- 13) A. V. Steenbergen, IEEE Trans. Nuclear Sci. NS-26, 1979, 3785.
- 14) 石丸 他, 真空, Vol 21, No.9, 1978, 315.
- 15) 石丸, 今野, 東北大核理研研究報告, 第14巻, 第1号, 1981.6.
- 16) H. Ishimaru, 3 rd Symp. Acc. Sci. Technol., Osaka Univ. Aug. 1980.
- 17) 酒井, 石丸, 堀越, 玉井, 真空, 第24巻, 第7号, 1981, 408.
- 18) I. Sakai, H. Ishimaru, G. Horikoshi, Vacuum, Vol. 32, No.1, 1981.
- 19) H. Ishimaru, IPP-551, Mar. 1982, 219.
- 20) H. Ishimaru, Proceedings on Ion Assisted Surface Treatments, Univ. of Warwick, 1982, England.
- 21) 石丸, 杉崎, 真空, Vol. 25. No. 4. 263.
- 22) 中村正信, プレス技術, 昭和49年, 第12巻, 第7・8号。
- 23) H. Ishimaru, et al, 8 th International Vacuum Congress, Cannes, France, 1980.
- 24) 石丸 他, 真空, Vol. 25, No. 4, 1982.
- 25) H. Ishimaru, Vacuum, to be published.
- 26) H. Ishimaru, Vacuum, to be submitted.
- 27) 石丸, 真空, Vol. 25, No. 4, 172.
- 28) 杉山, 溶接学会誌, 第48巻 (1979) 第2号, 84.
- 29) 浅見 他, 軽金属学会誌, Vol. 30, No. 7, 1980.
- 30) 塚本 他, 軽金属学会, 1982.
- 31) 栗山 他, IHI技報, 第18巻, No. 1, 昭和53年,
同 第16巻, No. 4, 昭和51年。
- 32) 杉山, 住友軽金属技報, Vol. 22, No. 1, 2, 1981.
- 33) 土屋 他, IHI 技報, Vol. 21, No. 2, 1981.
- 34) 土屋 他, 真空協会2月研究例会, 昭和55年2月。

- 35) 石丸 他, 真空, Vol. 24, No. 4, 276.
- 36) 成島, 石丸, 真空, Vol. 25, No. 4, 172.
- 37) 石丸, アルトピア, 第62巻, 1982, 4月号。
- 38) 今野, Proceedings of the 4—th Meeting on Ultrahigh Vacuum Techniques for Accelerators and Storage Rings, Tsukuba, 1982, KEK. 82—3.
- 39) 石丸, 科学朝日, 第42巻, No.11.1982.
- 40) H. Ishimaru, Proceedings of 6—th Symp. on Ion Source and Ion Assisted Technol. Jun. 1982.
- 41) 石丸, Ionics, Vol. 1, No. 3, 1982.