資料

非鉄材料の溶接

Welding of Non-ferrous Metals

アルミニウム合金の溶接*

—溶接金属の性質および溶接欠陥を中心とする
冶金的な問題点—

内 田 彰**

Welding of Aluminium Alloys*

—The metallurgical aspects of the weld metal,
and the welding defects—

by Akira Uchida**

1. ま え が き

最近アルミニウムおよびその合金による大形溶接構造物が増加し、とくに超低温タンク¹⁾や鉄道車両²⁾などは目下脚光を浴びている。またこれらに対してじゅうらいのものよりさらに強度の高い新しい溶接構造用アルミニウム合金材も開発され³⁾、他方溶接機器の改善とくに各種ミグ溶接法とその機器の開発が行なわれて⁴⁾、1~40 mm以上のアルミニウム(合金)板を高能率に溶接することができるようになった。さらに宇宙航空関係や化工機関係では電子ビーム溶接法による厚い材料の溶接も実用が増えつつある。

しかるに耐食性などを主眼とする化学容器類に工業用純アルミニウムが使用されるのを別として、他の構造用には強さのなるべく高いもの(25~40 kg/mm²)が望ましく、主として Al-Mg-(Mn) 系、Al-Zn-Mg 系、Al-Mg₂Si 系、また特別の場合は Al-Cu-(Mg) 系などの合金が使用される。とくに Al-4.5%Mg-0.6%Mn (少量の Cr) の 5083 合金材はじゅうらい一般溶接構造用材と

してもっとも多く使用され、機械的性質(引張強さ 28 kg/mm² 以上)および溶接性が優れているとされる。

これらのアルミニウム合金は一般に鋼のような格子変態がなく、また5083材のような非熱処理性合金は普通溶接用には焼鈍材(0材)または4硬質以下の加工度のものが用いられるとはいえ、相当高いあるいは多種類の合金成分を含んでいるから、その溶接は鋼でいえば相当高級の高張力鋼のそれに比すべきものである。Al-Zn-Mg 合金の場合は熱処理性材料であるからさらに考慮を必要とする。しかるにアルミニウム合金は溶接構造材としての歴史が浅く、それらの認識や研究がかならずしもじゅう分とはいえなかったが、最近実際の立場での検討はかなり行なわれるようになった。

また非鉄材料の溶接で問題の多いのはポロシティである。アルミニウム合金のミグ溶接の場合条件がよければ JIS X線検査A級に相当する溶接がじゅう分に得られるが、他方施工条件や材料の現場的管理で確実にポロシティを避けることはかならずしも容易でなく、とくに 0.4 mm 以下の微小分散気孔の完全防止はきわめて困難のようである。軽度の気孔は静的引張強さにはあまり影響しないから実用的に問題とすべきではないという主張もされるが、現状ではかならずしも定見があるとはいえないであらう。

* 原稿受付 昭和44年5月27日

** 正 員 鉄道技術研究所溶接研究室 Member, Railway
Technical Research Institute, JNR. Welding
Laboratory.

このように現時点でアルミニウム合金溶接部の性質に関する細い問題を基本的な面から吟味してみることは、さらに今後の進歩のために必要なことであろう。その意味で以下主としてミグ溶接の溶接金属の性質、気孔、溶接割れなどの問題についての展望を試みて参考に供したい。なお熱処理性アルミニウム合金の調質や熱影響部については水野氏の資料³⁾にも紹介されており、また他の専門家による解説も得られようと思われるので、ここではあまり触れないこととしたい。

2. アルミニウム合金の溶接金属について

2.1 溶接金属の組織

主な実用アルミニウム合金の Al 側の状態図は多くの場合図-1 の形式である。溶接金属はいうまでもなく急冷铸造組織であり、例えば写真-1 のように共晶組成に近い多量の合金成分を含む場合は自由な初晶デンドライトが見られる。しかし実用の Al-Mg 合金や Al-Zn-Mg

図-1 主な二元系合金の Al 側状態図

写真-1 AC3A(鋳物, Al-11% Si) の溶接部の組織 (ティグ溶接)

(a) ボンド部 (b) 溶接金属中心部

写真-2 Al-Zn-Mg-T6 合金の溶接部横断面
ミクロ組織, ミグ溶接 (×80×0.4)

合金のボンドに近い溶接金属(写真-2)はよく発達した柱状晶から成り、ボンド部ではいわゆる epitaxial growth をなし、また各結晶粒は横枝のないセルあるいはセルデンドライト組織から成る⁵⁾。このセルデンドライトの間隔は単位溶接長あたりの熱入力 (q/V) の平方根に比例することを Brown ら⁶⁾は2014合金 (Al-4.4% Cu) でまた Jordan ら⁷⁾は Al-Mg-Mn 合金で確かめている。また溶接条件にもより溶接金属の中央附近には柱

図-2 溶接金属中央部に生ずる羽毛状結晶の形態 (Jordan)

写真-3 Al-Zn-Mg 合金厚板 (16 mm) のミグ溶接断面のマクロ組織

状または等軸デンドライトが見られるが、とくにやや厚い板を溶接速度 25 cm/min 前後の高い入熱で溶接した場合はビード中央の余盛部に図-2 のような大きな羽毛状組織が生じやすい。これはチル製造インゴットによく現れるのと同じ凝固双晶である^{7,8)}。

厚板で多層溶接を行なった場合は溶接ビードの重ね方で模様が変わるが、写真-3 に示すように下層の柱状晶が上層へ連続して成長している。層間ピーニングにより一部鍛造組織に変えて性能改善がはかられたこともあるが、手間がかかり却って割れを生じることもあるから今ではほとんど行なわれない。アルミニウム合金は格子変態がなく、溶接による加熱時間も短いから、後層の溶接により前層が焼鈍その他の影響を受けることは、粒界共晶溶融などを除いてはあまり問題にならないと考えられる。また航空機関係の部品などで溶接後応力除去焼鈍を要求したものもあるようであるが、一般構造物では加熱によるひずみ発生の問題もあって応力除去焼鈍は行なわないのが普通である。しかし熱処理性材料は溶接後に人工時効処理をする場合がある。

2.2 溶接金属の機械的性質

このような溶接金属の静的引張り強さはたとえば5083-O 材のような場合には母材に劣ることなく、突合せ溶接の継手効率は 100% (27 kg/mm² 以上) をとることができるが、延性あるいはじん性は母材よりじやっかん劣

ると普通は考えられている。図-3 は 5083-R, 36 mm 板の片面多層溶接部からとった微小試験片による引張試験 (ハンスフィールドテンソメータ) 結果である⁹⁾。母材が R 材 (熱間圧延上りで完全な焼鈍材でない) であることとワイヤ (5183) の合金成分が多少低い懸念もあり、母材硬度 (H_{RF}) 約 76 に対し溶接金属のそれは約 68 と低かったが、溶接金属の伸びは良い値を示し、母材に比べてごくわずかしかならない。また方向による差はばらつきの範囲で明確でない。

しかしシャルピ衝撃試験では一般に溶接金属 (たとえば 5083 材-5183 フィラー、常温 V ノッチで 4~5 kg-m/cm²) は母材 (5083-R, 13 mm, 常温 V ノッチで 7~12 kg-m/cm²) に比しかなり低いが¹⁰⁾、厚板 (R 材 35 mm) の場合に表面に近い母材は 4 kg-m/cm² 以下 (圧延方向および表面に直角方向のノッチ) であることもあり、またその溶接金属中心部では 2 kg-m/cm² 未満の場合もあり¹¹⁾、検討の要がある。

JIS 切欠引張試験片による (切欠引張破断応力)/(引張強さ) は 5083 常温母材で 0.85~0.92 (圧延方向), 0.79~0.87 (圧延直角方向) に対し溶接金属では 0.8 前後で母材と変りないかまたはわずかに低いが、低温でもほとんど変りがない¹¹⁾。しかし -195°C で溶接継手の二重引張試験を行なったものにおいて耐力以上の応力で一部粒界われのようなきれつを生じるとされるが、なお検討の要があらう¹⁰⁾。また NP 5/6 (5083) 材ミグ溶接十字継手の前面すみ肉の破壊角度 (すみ肉のせん断面から測った) がやや大きく、30°~40°を越えるものがよく現れることは軟鋼などの場合に比してこの材料の変形能の少ないことと関係があるように思われる。前面すみ肉の破壊角度は最大せん断応力説で 22.5°, 最大主ひずみ説で 36° となり、この場合後者の方が適合するかもしれない¹²⁾とされている。

アルミニウム合金溶接材の疲れ強さは例えば図-4 に示されるように、溶接欠陥の影響を別としても母材に比

図-3 アルミニウム合金5083の溶接部の微小引張り試験結果 (5083-R, 36 mm 厚, ミグ多層溶接, 300 A) (藤村)

図-4 溶接部仕上げ表面に欠陥をもつ 5083-R, 20mm ミグ溶接材の S-N 曲線 (竹内)

べてかなり劣るが¹³⁾、これはやはり铸造組織であることに起因すると考えられる。なお余盛のある継手ではその影響がかなり支配的で、そのために軽微な気孔などの影響はあまり現れないようである。

2.3 溶接金属の組成について

アルミニウム合金は後述のように高温われ傾向があり、それには合金組成が支配的であるから、溶接金属の割れ感受性になるべく低いように溶添加材を撰ぶ。したがって溶接金属の組成は母材と多少異なり、さらに詳しくいえば継手や開先の形状、板厚、溶接条件などによっても変化する。しかし5083材の場合は母材と組成の近い溶添加材が用いられるから、静的強さにはほとんど問題がない。表一¹⁴⁾は JIS による5356の規格範囲内で Mg 量の異なるワイヤ、2つの溶接姿勢と開先を用い、異なる溶接者によってミグ溶接された継手の引張り強さであるが、ワイヤ成分の差による変化は $\sim 1 \text{ kg/mm}^2$ 程度で、他の要因で $\pm 1 \text{ kg/mm}^2$ 程度のばらつきがあるが規格値が 27 kg/mm^2 以上と定められているので問題はない。ただし母材の強さが通常 30 kg/mm^2 前後(代表値)で

あるのに規格の最低強さが 27 kg/mm^2 (近く28に改訂)と定められているので、規定上の継手効率が100%となるにすぎないことに注意すべきである。

Al-Zn-Mg 合金については近く母材および溶添加材の JIS が決められるが*、成分範囲にかなり巾があり、また溶接入熱すなわち溶接金属の各部分が受ける熱サイクルによっても時効が異なるので複雑であり、メーカ毎に多くのデータが出されているが現段階で決定的なことはいいい難い。しかしこの場合も母材の強さの最低規格値がこの種材料としては低く定められており、これは主として応力腐蝕割れを避けるような熱処理法を採用しているからであるが、このため溶添加材として Zn を含めぬ5356や5556などを使用しても母材に対する溶接金属の相対的な強さ低下は少ない。図一5¹⁵⁾は5356または Al-Mg-Zn を溶添加材としてミグ溶接した継手の引張強さと耐力で、これにより継手強さの基準 (LISTW-4-1968) は 30 kg/mm^2 または母材強さの90%のうち小さい方以上とされているが、かなりの変動がある。したがって実際に使用する材料、継手、溶接条件ごとに試験溶接を行

表一 市販ミグ溶接ワイヤ (5356) の組成と溶接継手の強さ

ワイヤの) 種 類	主 な 成 分 量 (%)				突合せ継手の引張り強さ (kg/mm^2) ²⁾⁻⁵⁾	
	Mg	Mn	Cr	Ti	下向 I 形 1 層(自動)	横向 V 形 2 層(半自動)
A	4.77	0.09	0.07	0.09	$\frac{27.1 \sim 28.6}{28.0}$	$\frac{26.3 \sim 29.1}{27.6}$
B	5.12	0.13	0.13	0.12	$\frac{27.9 \sim 30.1}{28.5}$	$\frac{26.9 \sim 29.1}{27.8}$
C	4.78	0.07	0.05	0.07	$\frac{26.6 \sim 28.6}{28.0}$	$\frac{26.9 \sim 29.0}{28.0}$
D	5.38	0.12	0.10	0.09	$\frac{27.6 \sim 29.4}{28.7}$	$\frac{28.1 \sim 30.0}{28.9}$
(5356) 規格	4.5~5.5	0.05~0.20	0.05~0.20	0.06~0.20	(平均)28.3	(平均)28.1

注 1) ワイヤは各種とも製造後1ヶ月以内のものと8ヶ月保存のもの、1.6mmφ。

2) 溶接はそれぞれのワイヤにつき4実験者がそれぞれ同種母材 (5083-0, 6mm, Mg: 4.28~4.56%, Mn: 0.63~0.73 (1種のみ0.48)%, Cr: 0.08~0.25%) を使用した。薄付銅裏あて使用片面溶接。

3) 溶接条件範囲。下向: 250~290A, 24~27V, 35~65cm/min, 横向1層目: 200~250A, 21~26V, 30~80cm/min, 横向2層目: 170~240A, 23~27V, 30~80cm/min。

4) 引張試験片は図示のものにより、X線検査B級以上またはC級でも引張り結果に影響がないと思われるものについて試験した。

5) 引張強さは同一試験材の2本の試験片の平均値の最小, 最大およびそれらの平均を示す。

	主 な 成 分 (%)				機 械 的 性 質 (kg/mm^2)	
	Zn	Mg	Mn	Cr	T.S.	Y.S.
A7NO1	3.8~5.0	1.0~2.2	0.9~0.20	0.30以下	(T4 32以上 T6 34以上)	20以上 28以上
A7NXX-WW (ワイヤ)	1.0~8.0	8.0~4.6	0.20~0.7	0.30以下	(継手) 30以上	(母材 7NO1-T4 溶接後1ヶ月の値)

図—5 LIS TW-4 による Al-Zn-Mg 合金 (T4 材) 継手引張強さと試験値

図—6 Al-Mg-Mn 系ミグ溶接ワイヤの組成と溶接金属の衝撃値 (2mm V ノッチ, 溶接の中央板厚方向) の関係 (母材 5083, 18mm, 1パス 240 A, 2~6パス 300 A)

なって強さ基準を確認することが必要であろう。

衝撃値は合金成分によってかなり変るようである。図—6¹⁶⁾は Mg 3.5~5.5%, Mn 0.2~0.8%, Cr 0 または 0.2% と変化した 5083 系の各種成分のワイヤによる溶接部の衝撃試験結果であるが、合金成分の増加とともに衝撃値が低下し、とくに 0.2% Cr による低下が著るしい。ただし静的引張試験の伸びでは Cr の影響はほとんどない。この試料ワイヤは数社で分担して製作された点で多少問題があり、また Mn を別として各成分の溶着金属における気孔発生傾向がその衝撃値の変化とやや似た傾向を示しているの、その間に直接または間接に関係があるかもしれないが、いずれにしてもなお検討すべき点があるといえよう。Al-Zn-Mg 合金についてもその組成にもよるであろうが、溶接金属の衝撃値の著るしく低い場合 (たとえば約 1 kgm/cm²¹¹⁾) があるようである。衝撃値がいくら以上あればよいかというのは常に答え難い質問のようであるが、個々の実績を尊重するほかないのである。

以上のほかアルミニウム合金には結晶粒微細化剤とし

ての Ti や Zr あるいは B などの添加があるが、溶接金属中でのその挙動はかならずしも明といえないようである。また Fe や Si は通常単に不純物と見なされているが、後述の高温割れと関連して問題になることもある。

2.4 溶接金属の不均一性

溶接金属の機械的性質に関してはその健全性を吟味する必要がある。気孔と溶接割れについては後述するが、その他に偏析, micro cavity などが問題となろう。

一般に溶融池はきわめてよく攪拌されるとはいうものの種々のミクロ的またはマクロ的偏析が見出されている。ただしその機械的性質への影響などについてかならずしも明らかにはされていない。

溶接金属の断面をうすくエッチすると溶融池の固液界面にはほぼ平行的な偏析線群が見られる。これは溶融池のなんらかの熱的変動によるものであるが、D'Annessa¹⁷⁾は 2219 および 7039 合金溶接部の EMP scanning によりこれがそれぞれ Cu および Zn, Mg などの溶質濃度の高い solute banding であることを見出した。Jordan¹⁷⁾は、この部分で結晶は不連続とはなっていないが、成長速度の変化にしたがってデンドライト間隔が変化していることを認めている。またビードの縁から中央に向かって溶質濃度のマクロ的減少 (Cu で 26%, Mg で 11%, Zn で 33%) が認められているが、これは solute banding の密度の差によるとして説明されている。

デンドライト間のミクロ偏析について Makara ら¹⁸⁾は Al-15% Zn を用い 0.004~100°C/sec. の範囲で冷却速度と偏析度 (デンドライト間の Zn 平均濃度/デンドライト幹における Zn 平均濃度) の関係を調べ、後者は 1~3°C/sec の冷却速度で最大に達し、それより冷却速度が高くなってもほとんど変わらないとしている。しかし実際の溶接における凝固モードについてとくに注意をあたえてはいない。

写真—4 Al-Mg-Zn 溶接部における Beta bond (Robinson)

写真—5 X7006 合金溶接オーバーラップ部における Zn と Mg の分布 (D'Annessa)

Zn を含む溶接金属についてはつぎのような特別な場所の偏析が指摘されており重要な注意といえよう。第1は beta-bond と呼ばれており (写真—4)⁸⁾、ボンド部に層状に生ずる Zn-rich な部分である。これは熱入力不足のとき一種の融合不足として起り、強度に影響するとされている。これに類する組織は筆者も見ている。また D'Annessa¹⁹⁾ は、オーバーラップ的な溶融部分をもつ溶接の場合にこの部分は他の溶接金属より溶質濃度が高くなり、そのため撰択的な腐食を受けたりあるいは初期のクラック発生箇所となったりすることを指摘している (写真—5)。彼はこの原因は凝固現象というよりアークの作用によるものと考えている。すなわちオーバーラップ部はアーク柱からの熱放射をうけるため凝固がむしろ遅いことと、陰極部分では溶質が撰択的に蒸発してそれがオーバーラップ部分で凝結して溶質濃度を高くするとしている。この推論が正しいかどうかにはわけには断じ難いが、いずれにしても余盛の影響を toe 部の幾何学的形状だけで論ずるのは不じゆう分だということになる。

5083材のミグ溶接部を仕上げてX線透過写真をとると写真—6に示すようなむらが現れることがある¹⁴⁾。溶接金属を研摩エッチして観察すると、このむらは結晶組織と一致し、前述の solute banding とは別物である。この偏析は Mn, Fe などの重金属が関係するのではないかと推測されるが確かめていない。またこれが衝撃値などに影響があるかどうか未検討であるが、この組織むらが起るのは約 8000 J/cm 以上 (母材は 6 mm) の入熱の溶接条件の場合のようである。

なおマクロ偏析について Rabkin ら²⁰⁾は AMg3 または AMg6 合金溶接部の X 線透過写真において 'dark

写真—6 5083溶接部を仕上げて透過撮影した X 線写真に現れた組織むら (母材 6 mm, ミグ溶接ワイヤ5356)

band' が現れ、融合不足や酸化物介在などの欠陥と誤られやすいと述べている。たとえば 3 mm 板を約 190 A, 約 30 cm/min. でティク突合せ溶接し X 線撮影したとき、これは溶接軸方向にのびた巾 0.5 mm 位の縁のぼけた黒い部分で、その継手の引張試験結果は無欠陥のものと変りがない。しかし衝撃値延性などの変化については明らかにされていない。この dark band は破面検査では見出されないが、ミクロ組織をみると β 相が一層明瞭な string pattern を示している。特殊なスパークスペクトル分析装置によって組成分布が検討された結果、band の部分は AMg3 (2.8~3.8% Mg) の場合最高 7.2%, AMg6 (6% Mg) の場合最高 11% の Mg を含むことが明らかにされた。またその発生場所は鋼裏あてのじゆう分密着していない部分であったと述べられている。

2.5 溶接金属の不連続性

溶接金属のデンドライト間には shrinkage cavity と思われる micro cavity がしばしば存在する。Mantel²¹⁾ はX線検査で健全と見られる溶接金属も比重測定を行なうと母材より小さいといっているが、このような cavity またはミクロポロシティと関係があるのであろう。

またデンドライト間は融点の低い $\alpha + \beta$ 相がなんらかの形で存在しているから、多層溶接の後層の溶接に際して前層の溶接金属の一部は局部融解を生じ、それから micro fissure を生ずることがある。これについて最近福井氏²²⁾は注目すべき検討を行なった。すなわち Al-Mg 系、Al-Mg-Si 系、Al-Cu-Mg 系、Al-Zn-Mg 系など各種合金 6~15 mm 厚の板を 2~4 パスで常温~300°C の層間温度で溶接した。いずれの場合も 2 層目の熱影響を受けた一層目溶接金属は粒界あるいはデンドライト間が共晶融解を生じ再凝固して中広くあるいは層状に連続し、とくに Al-Zn-Mg-Cu や Al-Zn-Mg では micro fissure あるいは割れを生じる場合がある。(このような粒界融解は母材熱影響部に起ることもある。写真-8左方) またとくに Al-Zn-Mg 合金を5356フィラーを用いてミグ溶接した継手の引張強さと伸びに対する層間温度の影響を試験して図-7のような結果が示されている。

これとは別問題ではあるが、Al-Zn-Mg 合金は溶接入熱が過大であると母材熱影響部の時効性が劣化し、たとえば7039合金については図-8⁸⁾のようなものが示されており、いずれもこの系の合金の溶接施工管理に重要なデータといえよう。

Al-Mg 合金でも薄板の表裏2層溶接では粒界融解に

図-7 Al-5% Zn-2% Mg 合金 (フィラー Al-5% Mg) のミグ2層溶接における層間温度と継手強さの関係 (福井)

図-8 7039合金の溶接入熱制限

より割れが発生して漏洩の原因となることがあり、補修溶接も難しくなるから、自動一層溶接で行なうのが望ましい。2 mm 以下の Al-Mg 板の完全気密溶接は普通のミグあるいはティグ溶接ではピンホールの問題もあり、実際上の困難が多いようである。

以上のように溶接金属は種々の不均一性不連続性を含んでおり、これは合金である以上当然ともいえる。これらが実用上かならずしも支障をきたすとはいえないが、アルミニウム合金の構造物が軽量性、低温での性質その他の特徴を目指してしばしば高度の性能を期待されることから、このような諸問題はさらに研究されることが望ましいであろう。

3. 気孔発生について

3.1 気孔発生機構

アルミニウム合金の溶接金属に発生するブローホール中のガスの約80%は水素であることが知られている²³⁾。アルミニウム単独中の水素の溶解度は表-2のように示されている。気泡発生条件として気泡中の水素ガス分圧 P_{H_2} は次式を満たさなければならない。

$$P_{H_2} = \left(\frac{[H]_P}{[H]_{PO}} \right)^2 \geq 1 + 2\sigma/r \quad (\text{気圧})$$

σ : 溶融金属の表面張力

r : 気泡半径

$[H]_P$ は溶融金属中の平衡水素濃度, $[H]_{PO}$ は $P_{H_2}=1$ のときの溶解度である。これから気泡発生には $[H]_P$ が

表-2 水素の Al における溶解度

温度 (°C)	ml/100g	H/Al 比
850	2	4.8×10^{-5}
660 (Liq.)	0.7	1.6×10^{-5}
660 (sol.)	0.04	0.1×10^{-5}
常温	0.01	0.024×10^{-5}

純アルミニウムに対して $0.7(\text{ml}/100\text{ g})$ 以上でかつ γ が有限となるような核が存在することが必要である。ボンド附近では柱状晶のノッチ部分が核として作用することが想像されるが、一般に核として有効なものの定量的評価についての知識はないようである。

いったん発生した気泡は成長浮上のよい場合は大気へ逸出するが、核となったデンドライト表面に長く附着したりデンドライト枝に trap されたりあるいはビード表面近くに留ったものは気孔になる。これらは大部分球状であるが、ひずんだものや micro shrinkage cavity と区別のつき難いものもある。(エッチングピットとは区別されねばならない。)

ミグ溶接では電極ワイヤが溶融していわゆるスプレー移行する金属は 2000°C 以上になると推定され²⁴⁾また溶融池でも $1100^{\circ}\text{C}\sim 1600^{\circ}\text{C}$ の温度が測定されている例²⁵⁾があり、アーク雰囲気中または母材開先面に水素化合物が存在すると分解した水素ガスが溶融池に多量に溶け込むと考えられる。Howden ら²⁶⁾ はアルゴンと水素 (1%) の密封容器中でタングステンアークによりアルミニウムを溶融させて、それが溶融点における溶解度の54倍の水素を吸収することを示している。

またガス分析によると実際の溶接金属中に水素はかなり過飽和に ($1\sim 2\text{ ml}/100\text{ g}$ またはそれ以上) 含まれており、また気孔中に含まれる水素量はその数分の一ないし数十分の一であることが示されている²⁷⁾。図-9は藤村氏の実験による含有ガス量と気孔率の関係であるが、一般的にはかならずしも明らかにされていない。溶接金属にこのように過飽和に溶け込んだ水素がどのような形で存在するのかは大きな疑問であり、藤村氏は Al 原子と H 原子がなんらかの物理化学的結合をもつのではない

図-9 Al-Mg 合金 (NP 5/6) 溶接部の気孔率と含有ガス量の関係 (藤村)

かと推測しており、また micro cavity などに高い圧力で封じ込まれていることも想像される。この点が明らかにならねば気孔発生原理も真の理解はできないわけである。すなわち気孔は潜在水素ガス量に対して氷山の一角にすぎないもののように思われる。

3.2 気孔の原因となる水素源

気孔の水素源として挙げられるのは、(1)母材および溶加材内部に含まれる水素、(2)母材および溶加材表面に附着した有機物、水分おけけ酸化膜に含まれる水分、(3)アルゴン中の不純物としての水素、水蒸気または有機ガス、(4)大気中の湿分、などである。

(1) 母材中のガスは普通溶接金属に含まれるガス量に比すれば少なく問題にならぬように思われる。しかし Terentév ら²⁸⁾によれば母材 (AMg6) に $0.4\text{ ml}/100\text{ g}$ 以上の H_2 があれば電子ビーム溶接またはファイラーなしのティグ溶接で気孔が発生する。溶接材の水素分布をスペクトログラフで調べた結果、熱影響部の水素量が低くなり融合部附近のそれが高くなり、拡散によって水素が移動したことが認められた。別に $0.17\sim 0.67\text{ ml}/100\text{ g}$ の水素量の母材 (ATsM) を用いて溶接実験し (自動ティグ, AMg6 ファイラー), 溶接金属の気孔量が $0.23\sim 0.3\text{ ml}/100\text{ g}$ と母材ガス量の影響が認められた。

なお母材中のガス量を逆に高める ($\sim 0.9\text{ ml}/100\text{ g}$) ことによって気泡の成長浮上を早めて、その結果として気孔を減少させ得るという考えが若干の実験データとともに報告されている²⁹⁾。この考えは興味はあるがこれを支持するような報告は他にみられない。

溶加材はその表面を削ってガス分析した場合でも母材に比べてかなり多量の水素 (たとえば $\sim 2\text{ ml}/100\text{ g}$) を含むものがあるようであるが、その原因はよくわかっていないようである。またワイヤ中に Mg, Ti, Zr などの含有が増すといずれも気孔が増加する³⁰⁾。

(2) 材料表面の状態は気孔原因としてももっとも強調されるもので、とくに細い電極ワイヤは表面積が相対的に大きいから影響が大きいとされる。

ワイヤの表面は以前にはカ性ソーダ洗浄したものが用いられたが、現在は光輝仕上げのものが多く、後者の方が保存中の品質低下が少ないとされる。ワイヤは脱ガス処理などした素材を 9 mm 以下の径に粗線引きしたのち、表面を皮むきし、さらに多段のダイスで線引きしたのちじゅう分に脱脂処理される。脱脂処理の不良などは禁物であるが、品質管理法としては試験溶接をして破面検査または X 線透過検査などを行なうほか、Flame test (酸素アセチレンバーナーでワイヤを加熱した後、酸化物, whisker, 内部気孔の量などを検査する), Smoke puff test (ワイヤに短時間通電して溶融点近くまで加熱

し、煙発生を検査する)などが行なわれる³¹⁾³²⁾。

包装方法にもよるが、ワイヤは保存中の劣化が問題とされている。筆者らは最近メーカと共同試験¹⁴⁾により5356, 1.6 mmφ ワイヤについて製造直後から、1, 2, 3, 5, 8, 12ヶ月後の時期において、(A)試験時に初開封したもの、(B)最初の試験時に開封しその後、再封して試験毎に開封再封を繰り返したもの、(C)最初の開封後そのまま放置したものなどを用いて溶接試験を行ない、継手のX線透過検査および引張り、曲げ試験などを行なった結果、6~8ヶ月以降わずかながら溶接結果が低下することを認めた。ただし(A)(B)(C)の差があまりなかったことからじゅうらい行なわれている乾燥剤入りビニル袋包装はあまり有効ではないように思われる。

他方同じ線のガス分析の結果一ヶ所の実験ではガス量が保存期間と共にしだいに増加していることが認められたが、別の実験者の測定ではガス量について明瞭な傾向は見出されなかった。これは分析法自身にも問題があり早急な判断を下すことはできない。

F. R. Coe³³⁾ も上記と似た計画の試験を企て、3ヶ月までのワイヤ貯蔵の影響を報告している。彼はワイヤをカプセルに封じてガス分析し、その含有水素量を求めているが4種の試料の入手時のガス量は1.65~4.48 ml/100 gであった。この中ガスの最小のものは1~3ヶ月の悪い状態の貯蔵でガス量が5.34 ml/100 gまで増加しているが、他は変化が明瞭でない。またワイヤの含有ガスと溶接金属の気孔量について図-10に示すようなほぼ直線的な関係を見出している。

これらに対し Kammer ら³⁴⁾はワイヤの水素量20p.p.m(約22 ml/100 g, 沸とう水に浸漬した場合)までは溶接部の気孔に重要な影響を与えないとしている。なお彼らはワイヤに cathodic に水素添加したものはあまり影響がないことを見出し、また迅速試験法としてワイヤを真

図-10 ワイヤ保有水素量と溶接金属の気孔量の関係 (NG 6 合金) (Coe)

空容器中に封じて加熱し圧力上昇を測定する方法が実際の気孔量とよく対応するとして提唱している。

母材開先部に附着した水、油脂類は少量でも無視できない。開先に故意に水などをつけると著しく気孔を発生するが、しかしこれらは溶着金属の上部近くに生じ(気泡が浮上するため)、余盛を削除すると大部分の気孔が除去され、X線検査等級が向上する結果になる。これに対して機械切削をしてそのまま脱脂もワイヤブラシがけもしないで溶接した場合気孔は少ないが、それがボンド附近に生じ、余盛を削除しても消失しないことがある³⁵⁾。このように水素源は量だけでなく、その種類——水、油脂、含水酸化物などの分解溶解の時期や場所などが問題であり、気泡の成長条件や結晶の凝固モードなどと一緒に考える必要があるようである。

プラズマ切断をした面には薄い溶融層が残るが、この中に小気孔があり、またたとえ気孔がなくとも多量の水素が溶け込んでいると考えられるので、筆者らはこの面をそのまま溶接開先面とした場合の影響を検討した。図-11、図-12はそれぞれ切断時のプラズマガスの水素量を変化させ、それを溶接した継手について引張りおよび

図-11 プラズマ切断後溶接(半自動ミグ)した試験材の引張強さ

図-12 プラズマ切断後溶接(半自動ミグ)した試験材の曲げ試験結果(ローラ曲げ雄型 15 R, 支点間隔 120 mm)

曲げ試験を行なった結果で、機械的性質の低下は僅かではあるが、上記のように水素ガスの影響が認められる³⁶⁾。

(3) アルゴンは現在きわめて高純のガスが供給されるので、配管系統に不良がない限り不純分の問題はないであろう。他方アルゴンガスに他の活性ガス (Cl_2 , O_2 , N_2) を少量混合すると気孔が減少することが知られている。 Cl_2 はミグ溶接トーチのコンタクトチューブを通して 10 cc/min 程度送給すれば良好な効果があるとされる³⁷⁾、このガスが腐食性有毒性であるためほとんど実用されていない。

ミグ溶接における数%の O_2 の混合は溶け込みをよくする (finger がなくなる) とともに気孔減少にも効果がある³⁸⁾³⁹⁾。この理由は酸素と水素の affinity により水素の溶解を減らすというような化学的な考えと、微少の酸化物が核となりあるいはアークの性状の変化により気泡が逸出しやすい条件になるというような物理的な考え方が可能なようであるが、よくわかってはいない。 N_2 の混合も気孔減少に有効といわれるが、同時に熔融池の流動性が悪くなる。母材に Ti, Zr などを含む場合、 N_2 添加により結晶粒の微細化が促進されるといわれるので⁴⁰⁾、そのこととも関係があるかもしれない。

(4) ミグ溶接で大気中の湿分がシールドガス中に巻き込まれることについては若干のデータがある。たとえば栗原氏⁴¹⁾は相対湿度が80%を越えたりシールドガスが25 l/min を越えたと (乱流により大気が巻き込まれると思われる) 気孔が増加することを示している。しかし小林氏³⁰⁾によればたとえ水蒸気が含まれても酸素窒素による効果が勝ち、大気の巻き込みにより気孔は却って減少するとされている。大気湿度がきわめて高い場合は直接シールドガスに巻き込まれるほか、スプールに巻いたワイヤ表面あるいはトーチの水冷部分などに水分が凝結し、それがアーク雰囲気中に持ち込まれる場合もあるかもしれない。

3.3 気孔発生と溶接条件

気孔発生に対する溶接条件の影響については多くの報告がある³⁵⁾³⁹⁾⁴²⁻⁴⁵⁾。影響する要素として熔融金属の到達最高温度、ある温度以上に留る時間、冷却 (凝固) 速度などが考えられるが、冷却速度との関係という見方で行われているデータが多い。しかして普通は冷却速度がある値以上になると急激に気孔が増す⁴²⁾、あるいは溶接速度が増すと気孔が増し、溶接入熱が増すとそれが減じ³⁵⁾、アーク電圧の増した場合も通常は気孔が減じる³⁵⁾ (逆のデータ³⁹⁾⁴³⁾もあるが、シールドガスの露点や大気湿度の影響する場合と考えられる)。

しかし溶接速度についてはそれがあ程度以上速くな

ると気孔が減少するというデータもあり³⁹⁾⁴⁴⁾⁴⁵⁾、興味がある。これは気泡がじゅう分成長できずに凝固し、検出されない微小気孔に留まってしまうか、あるいは水素ガスが過飽和のままで凝固するのであると思われる。じゅうらいこのような場合2層以上の溶接を行なうと層の境附近に最初の微小気孔が成長した多数の気孔が生じるとされ、したがってミグ溶接はなるべく一層で行なう方がよいともいわれたが、データによっては³⁵⁾かならずしもそうではない。これは前層による一種の予熱効果がきくのかかもしれない。

純アルミニウムとアルミニウム合金では適正溶接条件も多少異なるが、じゅうらい後者の方が気孔が生じやすいとなんとなく考えられていたようである。しかし種々の条件で比較した結果によればかならずしもそうでなく³⁶⁾、純アルミニウムの場合は適正溶接条件 (ビード外観からきめた) 附近で気孔発生率が著るしく変化するので、むしろ合金より気孔が著るしいこともある (図-13)。これは純アルミニウムと合金とでは結晶の成長形態が異なるためと考えられる。他方 D'Annessa¹⁷⁾によれば球状気孔は偏析帯内に発生することが多いといわれる。このように気孔発生は凝固モードとも関連して研究されるべきで、少なくとも水素源の種類、溶け込みの形態と気孔の発生位置などを区別して考えられるような実験が望ましいといえよう。

図-13 各種アルミニウム合金溶接における冷却速度と気孔率 (藤村)

3.4 気孔と溶接金属の機械的性質

機械的性質に対する気孔の影響は種々いわれ、一般に軽度のものは静的引張試験には影響が小さい。しかし曲げ性についてはかなり強い関係があることが最近わかった。図-14は既述の電極ワイヤの経時変化の試験¹⁴⁾の際得たデータであるが、溶接技量試験あるいは施工法試験などで課される曲げ試験に対しては気孔についてのX線

図—14 溶接部気孔のX線検査等級と曲げ試験結果 (全試験片数約 600) (母材5083-0, 6 mm, 電極ワイヤ5356, 1.6 mmφ, 横切片面2層溶接, 銅裏あて使用)

検査結果がA以上なら90%合格するが, Bでは60%程度の合格, CではC上でも70%不合格となる(これは表曲, 裏曲それぞれについてであるから, 両方に合格するのはBでは約35%, C上では10%未満となる)。X線検査の対象となる気孔は0.4 mm以上であるが, 曲げ性にはそれより小さい多数のミクロポロシティ(またはミクロ偏析や酸化物の散在など)も影響しているのではないと思われるが, 以上の結果はそれがX線検査の対象となるやや大きな気孔と平行的に存在することを意味すると考えると興味がある。

4. 溶接割れについて

4.1 溶接割れの種類と形態

構造用アルミニウム合金はなんらかの程度に溶接割れ傾向をもつといってよい。これはビード割れ熱影響部割れともほとんど高温割れすなわち固相線温度附近で起る粒界割れであって, 低温割れは他の欠陥と結びつくものを別とすればほとんど経験されていない。

割れはビードの縦および横割れ, クレータ割れ, ルート割れ, 内部の微小割れ, 熱影響部の横または縦割れな

ど種々あるが, 5083や Al-Zn-Mg 合金のミグ溶接では特別な操作をしない限りクレータ割れは避け難い。写真—7はビード継目に見出された割れであって, このようにビードを重ねてもクレータ割れは残るから, はつりとしてから次の溶接をしなければならない。またこれを避けるにはクレータフィラーを用いるかまたはアークを切るときに溶接棒を添加してクレータを埋める方法もとられる。

ビード縦割れは突合せ溶接を板の端部から始めるときにもっともよく起る。これを避けるためにはエンドタブを使用するか, 縁より5 cm 位中に入った所から両側へ溶接する。またやや厚い板でギャップが3 mm 以上ある場合にも割れやすい。熱影響部割れは実験室的にはあまり経験しないが実際施工ではときどき起り, 過熱し過ぎた場合に多い。

写真—8にもみるように高温われは一本の割れではなく, 多くの独立した粒界割れが連ったもので, 枝分れや

(上) たて引張破断面, (下) X線透過写真
写真—7 ビード継目に生じた溶接割れ (Al-Zn-Mg合金)

写真—8 溶接金属割れ, 溶接金属と母材にまたがる割れ, 熱影響部の粒界溶融などを示す例 (Al-Zn-Mg 合金)

筋違いが少なく複雑な形を示している。また割れと類似の形をした粒界で共晶組成の相で満たされて開口していないものもある。

4.2 高温割れと合金組成

一般に高温割れには合金組成が支配的であって、図一15に示すように液相線と固相線の間に巾があり、この巾の広いものが割れやすいと考えられる。(Borland⁴⁶⁾らは液相線と固相線間の一部分を脆性範囲としている。また溶接のように急凝固の場合固相線は平衡状態図のそれより実質的にかなり左方へ移動すると考えられる)。このため二元系合金に対しては組成と溶接割れ感受性は図一15の下方に示したような傾向をもつ。このような組成と割れの関係はリング鑄造試験あるいは種々の溶接割れ試験により検討され、その結果は筆者⁴⁷⁾あるいは大西氏

図一15 合金組成と割れ感受性の関係 (Borland)

図一16 Al-Zn-Mg 系合金の組成による高温割れ感受性のコントロールライン (リング鑄造試験) (Patterson 他)

ら⁴⁸⁾によって集録された記事があるが、たとえば Al-Zn-Mg 合金については図一16⁴⁹⁾のようなコントロールラインで示されている。

Fe, Cr, Mn などのように非固溶またはわずかしこ固溶しない元素はそれ自体は溶接割れ傾向を作らないとされるが⁵⁰⁾、たとえば Al-Mg 系合金におけるそれらの存在は割れ感受性曲線の形をかなり変化させるようである⁵¹⁾。また Zr, Ti, B. などの結晶粒微細化元素の添加およびこれらと N₂ の共存などは一般に割れ軽減に役立つとされているが、かならずしも結晶粒度だけでは解決がつかないようで、これらの作用の詳細は現在明らかとはいえないようである⁵²⁾⁴⁰⁾。

4.3 溶接割れ試験方法と溶接条件

溶接割れ試験方法とその結果については文献⁴⁷⁾⁴⁸⁾に集録されているが、アルミニウム合金の場合鉄鋼の溶接における試験法の転用はかならずしも適切ではない。最近よく用いられるのは図一17に示すようなもので、このうち(a)と(b)はスタート部で発生させた割れがどこで止るかという伝播式の試験方法である。

図一17 各種溶接割れ試験方法

しかし他の試験法とともにこれらは母材や溶加材の割れ傾向の相対比較を一応あたえることはできたが、かならずしも実際の溶接経験と合わせの場合もあり、またこの試験条件と実際の溶接の際の条件との関連がはっきりつかないなどの点が悩みというべきであった。このため軽金属溶接技術会厚板溶接委員会では実際の施工に知識を与えるような溶接割れ試験方法の開発に努めているが、たとえばすみ肉溶接においてギャップの存在が割れを誘いやすいことに注目して図一18に示すようなテーバギャップすみ肉溶接割れ試験などを検討中である。図一19は一定ギャップでその巾を変えて試験した結果であるが、割

図-18 テーパーギャップつきすみ肉溶接割れ試験片

図-19 すきま付きすみ肉溶接割れ試験における割れ率—すきま—溶接速度の関係 (杉山)

れはギャップと溶接速度に対してかなり敏感である⁵⁷⁾。

4.4 溶接割れ機構その他について

高温割れが図-15に示すような性質によるとすれば、溶融金属がその周囲および表面から凝固してくる場合には割れるのが当然ともいえる。すなわち泥水の溜りが乾上る時と同様であり、事実ガス溶接で起る crazing と呼ばれるビード表面の浅いひび割れはこのようのものであろう。イナートガスアーク溶接などで実際に割れない溶接ができるのはそれが一方から連続的に凝固するからであると考えられる。したがって逆に不連続な溶接は割れ傾向が大きく、このことはすでに Dowd⁵⁵⁾ が T すみ肉溶接試験 (ティグ) で示している所である。

高温割れの機構の基本的な考え方は Pellini らのいわ

ゆる液膜—ひずみ説が現在でも妥当であると考えられる。これは (1) 図-15のような合金が融液から凝固する終りの段階で、まだ強度はじゅう分発達しないが収縮に対して順応しないような液膜段階が現れること、また (2) ある部分に収縮ひずみの集中があると、その部分に高温割れを生ずるというもので、ひずみの集中場所は鋳物の hot spot のように凝固おくれの部分がそれに当る。したがって高温割れに対しては応力論的な考え方は本質的とはいえない。応力はむしろ外部の条件であって、割れを生ずる部分はほとんど応力というべきものが発生しない段階で割れるのであるから、むしろその附近の冷却中における温度分布の方が重要であろう。

ミグスポット溶接でよく遭遇する割れは上述の考え方で定性的にはよく説明される。図-20に示すように周囲を先に溶接した場合 A の部分は拘束は大きい温度分布が対称的なので割れ難く、割れは B の溶接の外側に近い部分に弧状に現れやすい。また断面で見ると (2) のように上下板の境界部で両側から柱状晶の発達する間の部分が遅れ凝固となり割れやすい。とくに上板の溶込みと下板の溶込みで段がつくようなときは割れやすいが、たとえばシールドガスに少量の酸素を混合すると溶込み形状が改善されて割れも減少する⁵⁸⁾。なおギャップつき溶接割れ試験もこのギャップ部分での凝固おくれが主要素となっていると考えられる。

また板の縁から溶接を始めると割れやすいのは図-21に示すように、この部分の温度分布は鏡像の考えからわ

図-20 ミグスポット溶接の弧状われ

図-21 板の端部から溶接を始めたときその附近の温度分布と張力の作用

かるように勾配がゆるく、したがって板の内部の場合より凝固が遅く、アーク前方の板の膨脹によりアーク後方では張力が働くがそれに対する拘束が弱いので引張りひずみが大きくなり、端部の最後に凝固する粒界で開口するためと考えられる。しかし Si を多量に含む合金ではこのような粒界も共晶成分の多い融液で“healing”されて結局割れとはならない(写真-9)。これは特殊な例であろうが、このようにひずみ集中があってもその合金の融液の性質や凝固モードを考慮する必要がある。この意味で Borland⁴⁶⁾は結晶および融液の表面エネルギーを考え、図-22のように割れる場合と割れない場合の概念的な判別を考えているのは興味がある。

写真-9 溶接金属割れが 'heal' された例 (AC4C, Al-7% Si 鋳物)

図-22 界面張力の比と結晶面間の角度および凝固直前の融液分布状態の関係 (Borland)

なお Al-Zn-Mg 合金とその溶加材については最近種々の研究があり^{59,60)}、既述のように主要成分の組成のほか微量の添加元素の効果などが検討されているが、5083

材に比べると一般に溶接割れ傾向がやや大きいのは否めないようである。以上の大まかな考えではまだ添加元素の効果まで説明することができないが、さらに研究が望ましいといえよう。

5. あとがき

以上主として実際に関係があるような溶接金属の性質について冶金学的基礎的な面に立って述べてみた。ただし Al-Zn-Mg および Al-Cu-(Mg) 系の熱処理合金の時効性その他の問題については最近きわめて多数の研究報告があり、またアルミニウム合金と鋼などの異種材継手の冶金的問題についても少なからぬ文献があるが、紙数も多くなるのでここではあまり触れずにすました。我国ではアルミニウム合金の溶接構造の応用がきわめて急速に拡大した反面、問題点の検討が多少おくらせていた感もあるため、以上の拙文がこの方面に関心を持たれる方の参考に役立っならば幸である。なお文中多数の研究結果を引用させて戴いたが、これらの著者の方々に謝意を表すると共に、もし筆者の考え違いなどの点があればご教示願いたいと思うものである。

参 考 文 献

- 1) 實田：アルミニウム合金製超低温タンクの溶接，溶接学会誌 Vol. 38 (1969) No. 4, 342~358
- 2) 塔本，阪口：軽合金車両の溶接，溶接学会誌 Vol. 38 (1969) No. 3, 225~237
- 3) 水野：最近の溶接構造用アルミニウム合金材料，溶接学会誌 Vol. 38 (1969) No. 4, 314~325
- 4) 木谷：最近のアルミニウム合金の溶接法とその施工法，溶接学会誌 Vol. 38 (1969) No. 4, 326~342
- 5) 中根：溶接金属の凝固組織，溶接学会誌 Vol. 36, (1967) No. 9, 962~973
- 6) P.E. Brown, C.M. Adams, Fusion-zone structures and properties in 'aluminium' alloys, Welding J. Vol. 39 (1960) No. 12, 520s~524s
- 7) M.F. Jordan, M.C. Coleman, [Fusion zone structures in arc welded deposits of a commercial Al-Mg-Mn alloy, British W.J. Vol. 15 (1968) No. 11, 553~558]
- 8) I.B. Robinson, F.R. Baysinger, Welding aluminium alloy 7039, Welding J. Vol. 45 (1966) No. 10, 433s~444s
- 9) 藤村，生田目：アルミニウム合金5083の溶接部の微小引張試験結果 軽金属溶接技術会厚板溶接委員会資料 (S. 42.7.27; 43.2.13)
- 10) 船舶軽金属委員会：超低温構造用アルミニウム合金の低温特性，軽金属溶接，No. 10 (1963) 469~473; No. 11, 509~517,
- 11) 軽金属溶接技術会：溶接構造用大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書 (1966-12) 1. 超大形材の試作とその低温特性 3. 厚板の溶接および溶接部の低温特性
- 12) 大田，他：アルミニウム溶接継手の静的強さ，特殊溶接研究委員会資料 (SW-C 7-63, 1963, 9)
- 13) 竹内：アルミニウム合金継手の疲れ強さについて (その2) 軽金属溶接 No. 42 (1966.6), 240~249
- 14) 軽金属溶接技術会作業標準委員会資料 (未公表) による。
- 15) LIS TW4-1968 アルミニウムおよびアルミニウム合金溶接構造物における溶接施工に対する試験方法とその判定基準解説
- 16) 船舶軽金属委員会：耐食アルミニウム合金溶接用線材の研究 (1~4) 軽金属溶接 (1964) No. 15, 34~43, No. 16, 19~31,

- No. 17, 20~29, No. 18, 27~34
- 17) A.T. D'Annessa, Characteristic redistribution of solute in fusion welding, *Welding J.* Vol. 45 (1966) No. 12, 569s~576s
- 18) A.M. Makara et al. Chemical microheterogeneity in cast alloys as related to the cooling rate, *weld. Prod.* (Avt. Svarka) 1966, No. 8, 6~9
- 19) A.T. D'Annessa, Mechanism of overlap segregation in aluminum alloy weldments, *Weld. J.* Vol. 45 (1966) No. 9, 427s~432s
- 20) D.M. Rabkin et al, Weld heterogeneity in aluminium magnesium alloys, *Weld Prod* (Avt. Svarka), 1966 No. 5, 74~75.
- 21) Mantel, (訳) アルミ合金における溶接施工法と材料の組合せがその性質におよぼす影響. 溶接学会誌 Vol. 32 (1963) No. 8, 70~74
- 22) 福井: アルミニウム合金溶接部の共晶融解について, 溶接学会全国大会 (S 43秋) 講演概要 (第3集), 85~86
- 23) 益本, 篠田: 溶接金属の気孔について, 同上, 221~222
- 24) 安藤, 他: MIG 溶接における移行粒子の保有熱量, 温度. 溶接学会誌 Vol. 36 (1967) No. 10, 1117~1124
- 25) 橋本, 松田: 溶接金属の温度測定法と測定例について, 溶接学会誌 Vol. 36 (1967) No. 7, 654~664
- 26) D.G. Howden, D.R. Milner, Hydrogen absorption in arc melting, *British W.J.* Vol. 10 (1963) No. 6, 304~316
- 27) 安藤, 藤村: アルミニウムおよびその合金溶接部の諸性質におよぼす含有水素ガスについて, 溶接学会誌 Vol. 32 (1963) No. 2, 91~100
- 28) I.M. Terentev et al. Thermal diffusion of hydrogen and porosity in the welding of aluminium alloys, *Weld. Prod.* (Svar. Proiz.) 1968, No. 3, 1~3
- 29) G.D. Nikiforov A.G. Makhortova, The conditions for pore formation when welding aluminium and its alloys, *Weld. Prod.* (Svar. Proiz.) 1961 No. 3, 5~8
- 30) 小林, 他: アルミニウム溶接部の気孔について (2) 水蒸気および合金元素の影響, 溶接学会全国大会 (S43 春) 講演概要 (第2集), 37~38
- 31) J.R. Lemyre, Production, inspection, quality and packaging of aluminum filler metal in wire form, *Wire and wire Products* 1968/3, 61~65
- 32) E.G. Eichhorn, Tests for evaluating the cleanliness of aluminum weld wire *Weld J.* Vol. 47 (1968) No. 11, 875~880
- 33) F.R. Coe, The quality assessment of gas metal-arc welding wire *Weld. J.* Vol. 47 (1968) No. 8, 355s~353s
- 34) P.A. Kammer et al, The relation of filler wire hydrogen to aluminum weld porosity, *Weld. J.* Vol. 42 (1963) No. 10, 433s~441s
- 35) 軽金属溶接技術会, 溶接構造用大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書 (1966-12), 8. 溶接金属における気孔の発生とその影響
- 36) 内田, 他: 車両用アルミニウム合金のプラズマアーク切断, 鉄道技術研究所報告 No. 647 (1968/7)
- 37) M.B. Kasen, A.R. Pfluger, Chlorine addition for high quality inert-gas metal-arc welding of aluminium alloys, *Weld. J.* Vol. 37 (1958) No. 6 269~276s
- 38) 益本, 篠田: アルミニウムの MIG 溶接における窒素または酸素添加の効果について, 溶接学会誌 Vol. 36 (1967) No. 3, 334 (概要)
- 39) Z.R. Saperstein et al, Porosity in aluminium welds, *Weld. J.* Vol. 43 (1964) No. 10, 443s~453s
- 40) 万谷, 野谷: アルミニウム合金ミグ溶接部の結晶粒度におよぼすアルゴンガスへの窒素添加の影響, 軽金属, Vol. 18 (1968) No. 5, 282~290
- 41) 栗原: 耐食アルミニウム合金溶接部のブローホール防止に関する研究, 軽金属溶接 No. 68 (1968), 381~390
- 42) 日本溶接協会原子力委員会昭和32年度委託研究報告, 溶接技術1959/10. 687~706
- 43) 鈴木, 村瀬: 耐食アルミニウム合金 ANP 板の消耗電極式アルゴンアーク溶接, 溶接学会誌 Vol. 25 (1956), 618~
- 44) I.M. Terentev et al, Influence of welding conditions on the soundness of aluminium alloy weld metal, *Weld. Prod* (Svar. Proiz.) 1965, No. 10, 16~18
- 45) Jen Chia-lieh et al: Porosity in TIG welded aluminum and aluminum-magnesium alloy welds, *IIW Doc.* NoXII-325-66
- 46) J.C. Borland, Generalized theory of super-solidus cracking in welds *British W.J.* Vol. 7 (1960) No. 8, 508~512
- 47) 内田: アルミニウム合金における溶接われ (1~2), 軽金属溶接 1964, No. 13, 12~24, No. 14, 8~16
- 48) 大西: アルミニウム合金の溶接割れについて, 軽金属溶接 1968, No. 63, 98~115
- 49) W. Patterson, S. Engler Thermal cracking and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloys, *Aluminum*, Vol. 35 (1959) No. 1 124-30
- 50) 山口, 他: Al およびその合金の溶接われの研究, 軽金属 No. 11, 1954, VI
- 51) H. Gerbeaux, Quelques problemes concernant le soudage par fusion de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés *Soud et Tech connex*, Vol. 15 (1961) No. 5/6, 219~237
- 52) 杉山, 福井: 溶接構造用 Al-Zn-Mg 系合金の研究 (2), 溶接学会誌, Vol. 35 (1966) No. 11, 1122~1129
- 53) P.T. Houldcroft, A simple cracking test for use with argon-arc welding *British W.J.* Vol. 2 (1955) No. 10, 471~475
- 54) J.A. Hirschfield, R.G. Scilley, New hot-short cracking test for assessment of weldability *W. M.F.* 1968, No. 6, 207~210
- 55) J.D. Dowd, Weld cracking of aluminum alloys, *Weld. J.* Vol. 31 (1952) No. 10, 448s~456s
- 56) J.C. Borland, J.H. Rogerson, Examination of the patch test for assessing hot cracking tendencies of weld metal, *British W.J.* Vol. 9 (1962) No. 8, 494~499
- 57) 軽金属溶接技術会厚板溶接委員会資料 (未公表)
- 58) 内田, 他: アルミニウム合金の MIG スポット溶接法の改善, 溶接学会誌, 1965 No. 10, 1076~1083
- 59) 例えば, J.G. Young BWRA Experience in the welding of aluminum-zinc-magnesium alloys, *Weld. J.* Vol. 47 (1968) No. 10, 451s~461s
- 60) 例えば, F.E. Gibbs, Development of filler metals for welding Al-Zn-Mg alloy 7039, *W.J.* Vol. 45 (1966) No. 10, 445s~453s