◀ 資 料 ▶

《アルミニウムおよび アルミニウム合金の融接》

Fusion Welding of Aluminum
and its Alloys

アルミニウム合金の溶接性*

水 野 政 夫**

Weldability of Aluminum Alloys

by Masao Mizuno**

はじめに

溶接構造用アルミニウム合金材料については本誌 Vol. 38 (1969), No. 4 にその概要を述べたが、5年後の今日においても溶接構造材としては依然として A5083 材によって代表される非熱処理型に属する Al-Mg 系合金を中心に、熱処理型合金の Al-Zn-Mg 系合金が広範囲にわたって実用されている。この間、新しいタイプの合金の開発はほとんど見られなかったが、微量元素の添加による改良や、製造工程において在来合金に各種の処理を施すことにより材質の面においては格段の改善が見られ、使用上、裨益する所が大きい。さらに、ここ数年来、構造物の大型化、溶接による各種製品の多量生産が急速に進むとともに、アルミニウム合金材に対する需要も高まり、同時に使用板厚も次第に増加し、大電流ミグ溶接をはじめとした高能率、高性能溶接の必要性が強く要望されている。

第1表¹⁾は代表的なアルミニウム合金溶接構造物の製作状況を示した一例で、ここ数年間の発展には目覚ましいものがある。

昭和47年度のアルミニウム新地金の消費は131万トンであり、再生地金(約35万トン)を加えた総需要は163万トンといわれているが、その主な用途²⁾は住宅用サッシを中心とする建築部門(30.8%)、自動車エンジン材料を主とした輸送関係(19.6%)、製鋼時の脱酸剤を含む金属製品関係(19.4%)、送電線、家電製品(7.6%)、各種包装容器(2.5%)、その他17.4%である。溶接構造材としての板、管、押出し型材の生産量、使用量の詳細は正確な統計資料が得難いため明らかでないが、上記の需要構成から見てもそれほど多いとは考えられない。第1図³⁾はアルミニウム(合金)溶加材の生産実績を示したもので、溶接製品重量の2~3%が溶加材と考えても年間数万トンというのが現状ではなからうか。溶加材生産量の過半数以上はミグ溶接用電極ワイヤであり、さらにその半数は5000系(Al-Mg)合金で、A5183-WY(4.3~5.2% Mg, 0.5~1.0% Mn)が最も

*原稿受付 昭和49年10月16日

**正 員 京都大学工学部 Member, Faculty of Engineering
Kyoto University

第1表 アルミニウム合金を用いた溶接構造物の製作状況 (1967~1973)¹⁾

年度	客 電 車		低温液化ガス貯槽				高 速 舟 艇		
	鉄道・型式	製作両数	ガスの種類	設計温度 °C	容 量 Kl	内径×高さ m	船の種類	排水量 ton	隻 数
1967	営団地下鉄	5000	O ₂	-183	400	10×4.7	救命艇	40	1
	東 急 電 鉄								
	相 模 鉄 道								
	トロント地下鉄								
1968	京 成	1600	エチレン	-104	4015	19.7 (球)			
	大阪地下鉄	3000							
	近 鉄	8000							
	営団地下鉄	600							
1969	山陽電鉄	3000	エチレン	-104	4000	17.6×16.5	巡視艇	40	2
	新幹線試作車								
	国 鉄	301							
	営団地下鉄	6000							
1970	大阪地下鉄	6000	N ₂	-196	880	11.2×9.0	ハイドロ ファイル	50	1
	相模鉄道	2100							
	国鉄振子電車								
	札幌地下鉄								
	営団地下鉄	6000							
	京阪電鉄	5000							
1971	札幌地下鉄	54	O ₂	-183	3160	17.0×14.0	巡視艇	44	4
			"	"	1140	14.1×13.0			
			エチレン	-104	8000	23.4×19.5			
			N ₂	-196	1150	14.1×13.0			
			O ₂	-183	1140	11.2×11.7			
			"	"	"	"			
			"	"	880	11.2×9.0			
			"	"	"	"			
			"	"	878	12.4 (球)			
			N ₂	-196	875	12.4 (球)			
			O ₂	-183	1750	15.6 (球)			
			N ₂	-196	625	11.1 (球)			
			LNG	-162	45000	44.6×28.8			
1972	相模鉄道	5100	エチレン	-104	4000	17.6×17.4	魚雷艇	100	2
	営団地下鉄	6000							
	札幌地下鉄								
1973	国鉄振子電車		LNG	-162	45000	44.6×28.8			
	営団地下鉄	47	"	"	"	"			
	輸 出	95	"	"	60000	51.5×28.8			
			"	"	25000	36.0×34.3			

多く、A5356-WY (4.5~0.5% Mg), A5556-WY (4.7~4.5% Mg, 0.5~1.0% Mn) などがこれに次いでいる。溶接構造用材料として A5083 (4.0~4.9% Mg, 0.3~1.0% Mn) が多く用いられている証拠ともいえる。A7N11-WY (1.0~3.0% Zn, 3.0~4.6% Mg) も生産されているが、その量は比較的少い。7000系の Al-Zn-Mg 合金は押出し型材として車輛、舟艇の強度部材として用いられているが、溶接性、特に溶接割れの関係から A7N11-WY よりも A5356-WY を溶加材として使用する傾向があり、従って A7N11-WY の生産量が少い結果となっているのであろう。ティグ、ミグ用溶加材とも 5000系以外のものは A1100 (工業用純アルミ

ニウム) および A4043 (4.5~6.0% Si) によって占められ、それぞれ各種貯槽および電気導体などの溶接に用いられている。

1 アルミニウム (合金) 展伸材の溶接性

第2図は熱処理性アルミニウム合金の溶接部近傍の組織を概念的に示したもので、溶接熱により析出過度の部分が熱影響部のどこかに必ず発生し、これが軟化域として残る。常温時効性の優れた A7N01 などは別として 2000系、6000系合金の固溶域も常温放置では回復せず、軟化域を拡げる。

加工硬化材は約 300°C 以上に加熱された熱影響部で軟化が起り、加工度の高いものほど軟化域の中は増大す

第1図 アルミニウム(合金)溶加材の生産量の変化³⁾

第2図 熱処理合金の溶接部近傍の組織

る。

焼なまし材、非熱処理性合金ではボンドおよびボンドに近い熱影響部で粗粒化が起る。

このように母材の組成、加工度、熱処理などの相違により、熱影響部の受ける効果も様々で、溶接条件、特に溶接入熱の選定は重要である。

第2表¹⁾はアルミニウム(合金)展伸材の標準成分と溶接性その他の諸特性ならびに主な用途についてその概要を示したもので、各合金の溶接性については以前にも述べた所であるが、要約して再記すると次のとおりである。

1000系(工業用純アルミニウム)は溶接性良好で、溶接割れの心配も少ないが、溶接条件によっては気孔が発生し易い。高純度アルミニウムでは凝固収縮量が大きいので注意しなくてはならない。

2000系(Al-Cu)はアルミニウム合金中、最も溶接割れを起し易く、また熱処理合金であるため溶接熱影響部が軟化する。3000系(Al-Mn)の溶接性は工業用純アルミニウムと同様に良好である。現在のところ、わが国ではこれら両系統の合金の使用量は比較的少ない。

4000系(Al-Si)は鋳造材、建材として広く用いられ、溶接性も優れているが、溶接では溶加材として関係してくる機会の方が多い。

5000系(Al-Mg)の溶接性は工業用純アルミニウムと大差なく良好で、現在、溶接構造材として広く使用されている。

6000系(Al-Mg-Si)は同組成の溶加材を用いて溶接(特にミグ溶接)すると溶接割れを生じ易く、熱影響部の軟化も避けられないが、溶加材としてA4043を用いれば容易に溶接できる。

7000系(Al-Zn-Mg, Cu)のうちCuを含む合金は溶接性、耐食性ともに問題がある。Cuを含まない合金の溶接性は5000系に較べると劣るが、優れた常時効性のため溶接軟化域はある程度、解消する。Al-Zn-Mg合金は5000系合金より高強度の溶接構造材として重要視されているが、溶接性、継手効率、応力腐食割れなどの面でやや伸び悩みの状態が続いている。

一般に合金材は第2表にも示したように標準組成で示されるが、規格ではある巾を持った成分範囲が定められている。従って同一材質の合金といっても、その組成は個々の母材について見ると幾らか差のあることは己むを得ない。この点、溶接施工時において配慮しなくてはならない場合もあるので注意しなくてはならない。

母材の溶接性におよぼす表面状況の影響*も無視できない。何らかの形で表面が汚染された母材は鉄鋼材料に対すると同等、あるいはそれ以上に鋭敏にアーク現象に影響をおよぼし、溶込み状況、ひいては溶接部の諸性質に影響を与える。母材の保管中の結露による表面状態の劣化、あるいは取扱中の汚染に対しては十分、注意する必要がある。

母材開先面は機械加工後、乾燥空気中ならば1ヶ月程度放置してもほとんど影響はない。長期間放置または汚染の甚だしいものは苛性ソーダによる洗浄が有効であるが、この種の化学処理を施した場合は2~3日以内に溶接しないと経時変化の影響が顕著に現われる⁹⁾。

2 溶 加 材

一般に合金材の溶接に際し溶接金属、溶接継手の物理的、化学的諸性質に直接影響する所の大きい溶加材の選択は極めて重要である。JIS Z 3232に規定された溶加材の特性はほぼ次の通りである。

A1070-BY(WY); 溶接金属の耐食性が重要視される高純度アルミニウム(>99.7% Al)用で、引張強さはあまり重要ではない。

A1100, 1200-BY(WY); A1100, 1200(工業用純アルミニウム)および3000系(Al-Mn)合金用で、溶接性、延性、耐食性ともに良好で、溶接部の引張強さは8~11 kg/mm²。

* 主として溶接金属の気孔との関連において数多くの報告があり、文献(5)にその概要が纏められており、関係文献が紹介されている。

第 2 表 アルミニウム合金の展伸材の特性と用途例⁴⁾

合 金	標 準 成 分 (%)	特 性					応 用 例
		D 耐食性	D 切削性	D 溶接性	硬質材の強さ ²⁾ (kg/mm ²)	軟質材の強さ ²⁾ (kg/mm ²)	
EC	99.45Al, min	A-A	D-C	A-A	19.0	7.0	導電材
1100	99.00Al, min	A-A	D-C	A-A	16.9	9.1	板金用, 器物
1130	99.30Al, min	A-A	D-C	A-A	18.3	8.4	反射板用
1145	99.45Al, min	A-A	D-C	A-A	19.7	8.4	はく, 板金用
1345	99.45Al, min	A-A	D-C	A-A	19.7	8.4	線 材
1060	99.60Al, min	—	—	—	14.1	7.0	化学用機器, 車上タンク
2011	5.5Cu, 0.5Bi, 0.5Pb, 0.4Mg	C-C	A-A	D-D	42.2	—	切削部品
2014	0.8Si, 4.4Cu, 0.8Mn	C-C	B-B	B-C	49.2	19.0	トラック, フレーム, 航空機構造用
2017	4.0Cu, 0.5Mn, 0.5Mg	C	C	B-C	43.6	18.3	切削部品, フィッティング
2117	2.5Cu, 0.3Mg	C	B	B-C	30.2	—	リベット, 引抜棒
2018	4.0Cu, 0.6Mg, 2.0Ni	C	B	B-C	42.9	—	シリンダーヘッド, ピストン
2218	4.0Cu, 1.5Mg, 2.0Ni	C	B	B-C	33.7	—	ジェットエンジン取, リング
2618	2.3Cu, 1.6Mg, 1.0Ni, 1.1Fe	C	B	B-C	45.0	—	航空機用エンジン (200°Cまで)
2219	6.3Cu, 0.3Mn, 0.1V, 0.15Zr	B	B	A	49.2	17.6	高温 (320°Cまで) 使用構造物, 溶接構造物
2024	4.5Cu, 0.6Mn, 1.5Mg	C-C	B-B	B-B	52.7	19.0	トラックの車, 切削部品, 航空機構造用
2025	0.8Si, 4.5Cu, 0.8Mn	C-D	B-B	B-B	41.3	17.6	鍛造品, 航空機用プロペラ
3003	1.2Mn	A-A	D-C	A-A	21.1	11.2	切削部品, 化学装置, 圧力槽, 板金工作物, 建材
3203	1.2Mn, 1.0Mg	A-A	D-C	A-A	28.8	18.3	板金工作物, タンク
4032	12.2Si, 0.9Cu, 1.1Mg, 0.9Ni	C-D	D-C	B-C	38.7	—	ピストン
4043	5.0Si	—	—	—	—	—	溶接棒, 電極ワイヤ
4343	7.5Si	—	—	—	—	—	ブレーシング用板, 線
5005	0.8Mg	A-A	D-C	A-A	21.1	12.7	器物, 建材, 電線材
5050	1.4Mg	A-A	D-C	A-A	22.5	14.8	建材, 凝結機トリムコイル, チューブ
5052	2.5Mg, 0.25Cr	A-A	D-C	A-A	29.5	19.7	板金工作物, 水圧管, 器物
5252	2.5Mg, 0.25Cr	A-A	D-C	A-A	27.4	19.7	自動車のトリム
5652	2.5Mg, 0.25Cr	A-A	D-C	A-A	29.5	19.7	溶接構造物, 圧力槽, H ₂ O ₂ 用槽
5154	3.5Mg, 0.25Cr	A-A	D-C	A-A	33.7	24.6	溶接構造物, 圧力槽, タンク, 塩水供給装置
5454	0.8Mn, 2.7Mg, 0.10Cr	A-A	D-C	A-A	30.9	25.3	溶接構造物, 圧力容器, 船舶用部
5056	0.1Mn, 5.2Mg, 0.10Cr	A-C	D-C	A-A	44.3	29.5	ケーブル皮膜, マグネシウム材
5356	0.1Mn, 5.0Mg, 0.10Cr	—	—	—	—	—	のリベット, スクリーン, ジッパ
5456	0.8Mn, 5.1Mg, 0.10Cr	A-B	D-C	A	45.7	38.0	溶接棒, 電極ワイヤ, 強力溶接構造物, 貯蔵タンク, 圧力容器, 船舶部品
5657	0.8Mg	A-A	D-C	A-A	22.5	13.4	陽極処理した自動車, 器械の外装部品
5083	0.7Mn, 4.5Mg, 0.15Cr	A-C	D-C	A-B	36.6	29.5	火なし溶接圧力容器, 船, 自動車, 航空機用品
5086	0.5Mn, 4.0Mg, 0.15Cr	A-C	D-C	A-B	35.2	26.7	TV管, 運搬用具, ミサイル部品, 低温装置
6101	0.5Si, 0.6Mg	A-B	B-C	A-B	22.5	9.8	強力ブス材
6151	1.0Si, 0.7Mg, 0.25Cr	A-B	C	A-B	33.7	—	形状の複雑な機械や自動車の部品
6053	0.7Si, 1.3Mg, 0.25Cr	A-B	C	B-C	29.5	11.2	リベット材, 線材
6061	0.6Si, 0.25Cu, 1.0Mg, 0.20Cr	A-A	B-C	A-A	31.6	12.7	耐食性構造物, トラック, 船, 車両, 家具
6262	0.6Si, 0.25Cu, 1.0Mg, 0.09Cr, 0.6Pb, 0.6Bi	A-A	A-A	B-B	40.8	—	パイプライン
6063	0.4Si, 0.7Mg	A-A	D-C	A-A	29.5	9.1	切削部品
6463	0.4Si, 0.7Mg	A-A	D-C	A-A	24.6	15.5	パイプライン, 家具, サッシなど
6066	1.3Si, 1.0Cu, 0.9Mn, 1.1Mg	B-C	D-B	A-A	40.1	15.5	建材用押出形材, 建築用, トリム材
7001	2.1Cu, 3.0Mg, 0.3Cr, 7.4Zn	C	B-C	D	68.9	22.5	鍛造品や形材の溶接構造物用
7039	0.2Mn, 2.7Mg, 0.2Cr, 4.0Zn	A-C	B	A	42.2	22.5	重構造物, 溶接構造物—低温, ミサイル用など
7072	1.0Zn	A-A	D-C	A-A	—	—	フィン材, 合せ板の皮材
7075	1.6Cu, 2.5Mg, 0.3Cr, 5.6Zn	C	B	D	58.4	23.2	航空機その他の構造物, キー
7178	2.0Cu, 2.7Mg, 0.3Cr, 6.8Zn	C	B	D	61.9	23.2	航空機その他の構造物部品
7179	0.6Cu, 0.2Mn, 3.3Mg, 0.20Cr, 4.3Zn	C	B	D	54.8	22.5	航空機の構造用部材

注 1) A, B, C, Dは優劣の順を示す。"D-C"の—の左が軟質材, 右は硬質材を示す。

2) 硬質材はじゅうぶんな冷間加工あるいは熱処理を与えた材料の代表値を示し, 軟質材は焼なまし材の代表値を示す。

3) A—は普通の方法でアーク溶接できる。B—やゝ困難, テストを行なうとよい。C—割れやすく耐食性あるいは強さを低下する。D—従来の溶接方法では使えない。
ガス溶接では2000および7000シリーズの合金はDで, これを除くと, いずれもアーク溶接の場合とほとんど同じである。ただし, マグネシウムが5052材の範囲を越えるとCとなる。

A4043-BY (WY) ; 5% Si を標準組成とする合金で、延性および靱性は小さいが、A6061 などの高温割れを発生し易い合金に適し、溶接部の強さは 17~25 kg/mm²。

A5554-BY (WY) ; 65~200°C で使用される Al-Mg 系合金は応力腐食防止のため、Mg は 3. % 以下に抑えてあり、溶加材も Mg% の少ないものが必要となる。溶接部の強さは 18 kg/mm² 以上。

A5154-BY (WY) ; 標準組成は 3.5% Mg. 溶接性、耐食性は共に優れ、溶接部の強さは 21~27 kg/mm²。比較的強度を必要としない一般溶接構造物用。

A5183-BY (WY) ; 45% Mg を標準成分とする Al-Mg-Mn 系合金で、機械的性質、耐食性、特に溶接性に富み、溶接部の強さは 28~31 kg/mm²。延性、靱性も優れ、5000系合金に対する最も一般的な溶加材。

A5356 BY (WY) ; 5% Mg を標準成分とする Al-Mg 系合金で、結晶粒微細化のため Ti が添加されている。溶接性、機械的性質は共に良好であるが、A 5183-BY (WY) に比べ耐力、靱性がやや低い。

A5556-BY (WY) ; 標準組成は 5% Mg, 微量の Ti を含む Al-Mg-Mn 系合金。溶接性良好で、継手強度を必要とする溶接構造物に適しているが、溶接部の延性、靱性は A5183-BY (WY) に比べるとやや劣る。

A7N11-BY (WY) ; Al-Zn-Mg 系合金用であるが、溶接割れ防止のため Zn, Mg 量を母材と逆にし、微量の Ti, B, Zr その他の元素を添加し、組織の微細化、溶接割れの防止、応力腐食割れの防止をはかっている。常温時効 (1ヶ月) させた溶接部の強さは 30 kg/mm² 以上。

Al-Zn-Mg 系合金では溶接部の強さよりも溶接性を重要視する場合は A5356-BY (WY) A5183-BY (WY), 場合によっては A5556-BY (WY) が用いられる。

第3表は Kaiser 社が推奨するミグ溶接時の母材と電極ワイヤとの組合せ、および溶接継手の機械的性質を示したものである。

溶加材、特にミグ溶接用電極ワイヤの表面状況は母材のそれ以上に溶接時の作業性ならびに溶接部の機械的性質、気孔の発生に影響する所が大きいので、開封後の管理には十分注意する必要がある⁷⁾。現在市販されている光沢線の表面状態は開封後、余程手荒な取扱いをしない限り 2~3ヶ月程度の保管には影響がないとされている⁹⁾。

溶加材も母材と同様、規格では成分範囲があり、その範囲が主要元素で 1% あるいはそれ以上におよぶものもある。溶接金属の組成はその組織や強度、割れ感度と密

接な関係があり、溶接中の成分損失 (成分移行率) および稀釈率についても予め検討しておく必要がある。また溶接金属中に Mg₂Si, CuAl₂, AlFeSi あるいは MnAl などの金属間化合物が過剰に生成されると溶接継手の靱性、疲れ強さが低下するので溶加材の選択にはこれらのことも含め、細心の注意を払わなくてはならない。

溶加材に含有される不純物、微量の添加元素の影響については次第にその全貌が明らかにされつつある。

アルミニウム合金中における不純物としての Fe, Si は一方においては除去の困難さ、他方において鑄造後の強度を高めることもあって規格の面においても比較的少量に許容されている。第3図¹⁰⁾は A5083P-O 材溶接部の衝撃値におよぼす Fe, Si の影響を示したもので、室温、-196°C ともに (Fe+Si) 量の増加に伴って衝撃値は低下している。これらの不純物からなる析出相が 5000系, 7000系のいわゆる高力合金中に析出すると亀裂生成の核として作用するとともに亀裂の伝播を助長するといわれている¹¹⁾。現在市販されている実用合金、特に溶加材においてはこれらの点を考慮し、規格値を遙かに下廻った Si<0.1%, Fe≒0.1~0.15% あるいはそれ以下に抑えられている。

第3図 Al-Mg (-Mn) 合金溶接部のシャルピー衝撃値におよぼす Fe, Si の影響¹⁰⁾

5000系, 7000系の高力合金では母材、溶加材ともに結晶粒の微細化による溶接割れの防止、強度の向上、さらには応力腐食割れ防止のため種々の合金元素 (Ti, B, Zr

稀土類元素, Ag, V その他) が微量添加されることが多い。これら微量の添加元素は一応予想通りの効果を収めていることは事実である。しかしながら, 例えばBの添加は結晶粒の微細化, 高温割れの防止には有効であるが, その添加量が多くなると気孔発生の増大, 低温衝撃値の低下など予期せぬ影響もあるといわれている。溶接性全般にわたって特効薬的な微量添加元素あるいはこれらの組合わせの開発に一段と努力が払われなくてはならない。

3 シールド・ガス¹²⁾

アルミニウム合金のティグ, ミグ溶接用シールド・ガスとしては Ar が最も一般的に用いられていることは言うまでもない。最近, 厚板の大電流ミグ溶接においてフィンガーの形成を避け, 溶込み深さを増大する目的で, Ar+(50~75%) He 混合ガスが使用されている。O₂, N₂, Cl₂ などの添加は混合の手数, 作業性, 溶接結果の面などで利害が対立することもあり実用化の例は少ない。Ar に対して H₂ または H₂O の添加はプラズマ・アーク切断において利用されている。

4 アルミニウム合金溶接部の性質

第4図¹³⁾ は代表的な溶接構造材である A5083 材を A5183-WY でミグ溶接した溶接金属部の凝固組織の概

第4図 5083/5183 溶接部における各々の凝固組織の形成量と溶接入熱の関係。13,000 joule/cm (矢印で示す) 以下では3次元熱流が可能¹³⁾

要を示した一例で, Epitaxial に生成した微細柱状晶に続く粗大結晶粒 (Stray 的に発生したものも含む), 粒状晶および羽毛状晶から成っている。これらの組織の割合は溶接入熱と, また合金元素あるいは結晶粒微細化の目的で添加される微量元素の有無, 量とも密接な関係がある。

溶接金属の強度は非熱処理材の焼なまし状態 (軟質材, O材と呼ばれる) のものをほぼ同質の溶加材で溶接した場合の母材強度とほぼ同じと考えてもよいが, 延性, 靱性はやや低いのが普通である。しかし Mg, Zn などの蒸発し易い合金元素は溶接中に約 5% 程度成分損失を見込んでおく必要がある。熱処理材の溶接金属部はその組成と, その後の時効によって強度は異なり, 加工硬化材の接溶金属部はO材のそれと等しくなることはいうまでもない。第1図に示したように熱処理材では熱影響部に軟化域を生じ, この部分の強度はO材と同程度となり, また合金成分の析出のため脆くなったり, 耐食性が低下する場合もある。さらに溶接条件によっては合金成分の多い母材では熱影響部にも割れを生ずることがある。

アルミニウム合金溶接部に発生する溶接欠陥の種類はティグ溶接におけるタングステンの巻込み, ミグ溶接における銅の巻込みなど特別のものを除けば一般の溶接の場合と変わりはなく, 多くは溶接施工の段階で処置され得るものであるが, アルミニウム合金なるが故に特に注意し, また母材, 溶加材の選定, 溶接装置やアーク現象などとの関連で検討しなくてはならない問題も多く残されている。

最近, 関係方面で興味を持たれている事項としては

- 余盛形状の改善
- 溶接割れの防止
- プロ・ホールの防止
- 溶接強度の向上
- 溶接部の耐応力腐食割れ性
- 溶接部の表面処理
- その他

などがあり, これらのうち主要なものに就いてその概要を述べると次の通りである。

(1) ビードの形状

ミグ溶接特有のフィンガー形の溶込み形状は両面溶接を実施する場合, フィンガーの先端をうまく連結させるのに苦労することが多い。幸いこの特有の溶込み形状は (Ar+He) 混合ガスの利用により著しく改善され, 差当たりの問題は解決された。

余盛の形状が溶接部の疲れ強さにおよぼす影響についてはすでに多くの報告がある¹⁴⁾¹⁵⁾。余盛の盛上りが大き

くまた余盛角度も大きくなる傾向は元来 CO_2 アーク溶接、ミグ溶接など半自動溶接特有の現象とも見られるが、溶接継手が余盛を残した状態で使用されることの多いアルミニウム合金溶接部では応力集中の面から問題となる場合が多い。余盛の形状を支配する凝固過程、溶融金属の表面張力、アーク現象とも関連した Toe 部の融合など検討すべき事項が多く残されている。

(2) 溶接割れ (高温割れ)

アルミニウム合金溶接部に発生する割れは高温割れであり、主として結晶粒界における合金元素の偏析あるいは低融点物質の存在に起因するものである。割れは溶接金属が凝固する際、状態図でいう凝固温度範囲の低温側で凝固時の収縮力または外力が作用したとき発生するもの、熱影響部の高温に加熱された粒界が局部的に溶融し膨張力によって開口するもの、局部融解した粒界が凝固するときの収縮力によって開口するものなどがある。前者は凝固割れ (Solidification Cracking)、後者は融解割れ (Liquation Cracking) と呼ばれている。アルミニウム合金の多層溶接、あるいは補修溶接を行なった際、さきに置かれたビード中に見られる微少割れ (Micro-fissure) も一種の融解割れである。

アルミニウム合金の溶接割れはこのように凝固温度域と密接な関係があり、従って溶接条件の影響もさることながら、先ず合金成分の影響の方が大きいと考えられ¹⁶⁾¹⁷⁾¹⁸⁾¹⁹⁾、凝固温度域の広いものほど割れを発生し易いといわれている。第5図¹⁷⁾は Al-Mg 系合金における溶接金属の Mg 量と割れとの関係を示した一例で、Mg=1~2% の範囲が最も割れ易い。この割れのピーク位置 (C_m) と割れの長さは合金元素の種類によって異なり、 C_m の値はほぼ

2000系 (Al-Cu)	; $C_m=1\sim3\%$ Cu
4000系 (Al-Si)	; $C_m=0.6\sim0.8\%$ Si
5000系 (Al-Mg)	; $C_m=1\sim2\%$ Mg
6000系 (Al-Mg-Si)	; $C_m\approx 1\%$ Mg_2Si

第5図 T継手の割れ感度におよぼす成分元素の影響 (Al-Mg-Mn)¹⁷⁾

であり、実用合金においては 2000系 (Al-Cu-(Mg)), 7000系 (Al-Zn-Mg-Cu), 6000系 (Al-Mg-Si), 7000系 (Al-Zn-Mg) の順に割れ難く、1000系 (工業用純アルミニウム), 3000系 (Al-Mn), 4000系 (Al-Si), 5000系 (Al-Mg-(Mn)) 合金などはいずれも割れ難く、溶接性は良好なことが経験的に知られている。

割れ感度にピークが現われる上記の C_m 値は割れ試験の方法が異った場合は幾分違った値を示し、²⁰⁾ 鋳造試験に比べ冷却速度、特に凝固時の冷却速度の早い溶接実験では平衡状態図が全般的に左側にずれる可能性もあるため、合金元素量の少ない側に移動する。溶接実験の場合でも溶接方法が異ると同様の現象が認められ、冷却速度の遅いガス溶接よりも冷却速度の早いミグ溶接の方が C_m は低合金成分側に移動する²¹⁾。

a) 割れ試験方法;

高温割れはアルミニウム合金の溶接性を左右する重要な因子であり、母材および溶加材の良否、ならびにそれらの組合せの適否、さらには溶接条件の選定、溶接施工法、溶接管理基準の決定に際して有力な資料となるものであり、従って簡便、確実な割れ試験方法の確立が各方面から強く望まれている。

試験方法としては種々の形の試験材と試験条件とが提案されているが²²⁾²³⁾²⁴⁾²⁵⁾²⁶⁾、試験方法によっては割れ感度の測定結果、判定結果に可成りの差も認められ、標準的な試験方法が確立されたとはいえない。軽金属溶接術会において実施した広範囲な比較実験の結果によると、試験材製作の容易さ、試験方法の簡便さなどの点から第6図²⁴⁾に示したような「すき間付き重ねスミ肉試験材」によるのが当面の試験方法として妥当なものとされている。この試験方法では溶加材の組成の微妙な差を明確にするほどの精度は期待できないとしても、溶接条件の選定や溶接施工法、溶接管理基準の決定など実用面では充分、利用価値がある。第7図²⁴⁾は重ね試験材を用いた場合、溶接割れにおよぼす溶接条件の影響を示した例で、割れは溶接速度が早いほど、また (アーク電圧×溶接電流) の値が小さいほど増加している。

b) 微量添加元素による高温割れの防止;

結晶粒界で発生するアルミニウム合金溶接時の割れを防止するため、微量の Ti, B, Zr などを溶加材に、場合によっては母材にも添加し、結晶粒の微細化によってその目的を果そうとする試みは可成り早くから行なわれ、効果をあげている。これに関係した研究は枚挙にいとまがない。第8図²⁴⁾は (Ti+B) 処理した A5183 WY は著しく割れ感度が減少する結果を示した一例である。図より 5000系溶加材に対する Zr の効果はあまり認められないが、Al-Zn-Mg 系合金に対する Zr 添加の効

第6図 重ねすみ肉溶接割れ試験材の形状、寸法²⁴⁾ 第7図 割れにおよぼす溶接条件の影響²⁴⁾ 第8図 割れ率におよぼす電極ワイヤ中への微量添加元素の影響²⁴⁾

果はきわめて顕著である²⁰⁾。

c) 高温割れの発生機構；

金属の凝固時に発生する高温割れ（凝固割れ）の発生機構に関しては従来から多くの説が提唱されている²⁷⁾。これらの諸説は鋳造割れの研究から明らかにされたものであるが、溶接割れにも十分適用可能と考えられる。しかしながら、溶接割れを説明するには未だ不十分な点もあり、割れ試験方法の確立とともに凝固機構との関連において今後の研究にまつ所も多い。

(3) プロ・ホール

溶接部に発生するプロホールは溶接割れに次いで問題となる欠陥である。第9図²⁸⁾は主な金属の水素溶解度を比較したもので、熔融状態における水素の最大固溶量と融点におけるそれとの比はアルミニウムが最も大きい。Tottle ら²⁹⁾は水素によるプロホールの発生感度を次式で与えている。

$$\frac{1}{p_c} = \left(\frac{S_{\max}}{S_F} \right)^2 = 0.9 \exp \left[\frac{4H}{R \left(\frac{1}{T_F} - \frac{1}{0.85T_B} \right)} \right] \quad (1)$$

ただし p_c ; bubbling を起すに必要なアーク雰囲気中の水素の最低分圧

$S_{\max}$; 1気圧中での水素の最大溶解量

S_F ; 1気圧中での融点における水素の溶解量

$4H$; 熔融金属中への水素の溶解熱

R ; ガス常数

T_F ; 金属の融点

T_B ; 金属の沸点

第9図 主な金属の水素溶解度（低温部の従来の実験結果に基いたもので、高温部は従来のデータを延長し、金属の蒸気圧を補正してある）²⁸⁾

式(1)より熔融金属中で bubbling を起すに必要なアーク雰囲気中の水素濃度を求めると第4表²⁹⁾のとおりで、アルミニウムは他の金属に較べアーク雰囲気中の水素濃度が低くても bubbling を起し易く、従って冷却条件によっては凝固後、プロホールが残留し易いこととなる。

第 4 表 各種金属の水素による気孔発生感度²⁹⁾

金 属	融点における水素溶解量 (1 atm H ₂) S_F cc/100g	最大溶解量と融点 における溶解量との比 S_{max}/S_F	溶解金属中へ水素の溶解熱 ΔH Kcal/g·mol H ₂	$\frac{1}{T_F} - \frac{1}{0.85 T_B}$ $\times 10^3$	(1) 式右辺より求めた bubbling を起すに必要なアーク雰囲気中の H ₂ %
Al	0.65	61	25	0.65	0.03
Cu	5.17	6.7	23.8	0.325	2.2
Fe	30.2	2.1	14.7	0.218	23
Ni	39	1.7	8.6	0.256	35

アルミニウム合金溶接部に見られるプロホールには球状をしたいわゆる gas porosity と粒界の介在物などにガスが析出し空洞状となった shrinkage porosity とがあるが、その源となるガスは主として母材、溶加材およびシールドガスに含まれる水素、さらにアーク雰囲気中へ巻込まれた空気中の湿気などに基く水素によるものである。これらのプロホールは直径 0.5~1.0 mm 程度の比較的小さいものが多く、また solute band に沿って並んだりしていることが特徴的である。

第10図³⁰⁾はプロホールの生成に及ぼす溶接速度の影響を示したもので、プロホールは溶接速度が増大すれば増加するが、さらに溶接速度が早くなればかえって減少する。すなわち、凝固速度が早いとプロホールの芽の生成が起り難くプロホールを形成しないか、形成したとしても余りにも小さいため押しつぶされるか、あるいは検出不可能となるのであろう。(断面検査の結果によれば直径 0.3 mm 程度以下のプロホールの数は極めて少ない。しかし溶接金属のガス分析結果ではプロホールのない試料でもガスは過飽和に存在している。) 凝固速度がやや

遅くなるとプロホールの芽の生成、成長が容易となり、凝固時に捕捉されて残留するものが増加する。凝固速度がさらに遅くなると溶解ガスはすべて放出されプロホールとして残留しなくなると説明されている³⁰⁾。実験的にはこのような結果が得られているが、実際の溶接作業ではプロホールの発生が少ない上記のような両極端な溶接条件よりはむしろ、入熱が中程度のプロホールを発生し易い溶接条件が溶接性、作業性の面から用いられることになり、プロホールの問題が起る。

プロホールの生成におよぼす溶接条件の影響^{6), 31)}については従来から多くの研究結果があり、その概要はほぼ把握され、溶接施工時に有益な資料を提供しているが、反面、プロホールの発生に関与する因子は多岐にわたるため、現場的には今もおお突発的に多くのプロホールが発生し、種々対策を講じている間に、はっきりとした原因が判明しないままに、いつの間にかその発生がとまるといった状況が繰返され、根本的な解決に至っていないのが実情である。

溶接金属のプロホールには、(1) 溶接時、溶融金属に対するガスの溶解、(2) 溶融金属中での反応(アルミニウムの場合は考慮しなくてもよいと考えられる。)(3) 凝固過程におけるガスの放出、が連動したものであり、その発生機構^{31), 32), 33)}は極めて複雑で、これが解明のため努力が続けられ³⁴⁾、軽金属溶接技術会においても昭和46年、気孔防止研究委員会を発足させ、系統的な研究が実施されている。

溶接部の機械的性質におよぼすプロホールの影響についても多くの研究結果がある^{35), 36)}。これらの結果を極めて簡潔に要約すると、疲れ強さを除く機械的諸性質には多数の大きなプロホール(板厚 10 mm 前後でX線検査での欠陥点数10程度以下)がない限りあまり影響はなく、かえってX線検査で検出されたプロホールの取扱いに余計ともいえる問題を残した形である。

溶接部のプロホールに関連して、アルミニウム合金のガス分析方法³⁷⁾の確立が望まれ、さらに溶接時のアーク現象、凝固機構などと併せ、未解決の問題が多く残されている。

第10図 気孔生成におよぼす溶接速度の影響³⁰⁾

(4) 溶接部の強度

溶接金属の機械的性質は合金組成と同時に組織の影響も受け、最近では凝固機構、凝固時のミクロな偏析を含めた凝固組織との関連で多くの研究成果が得られている。一般にアルミニウム合金溶接部の耐力、引張強さなどの静的強度は母材と比較した場合、ほぼその軟質材の規格値を十分満足する値が得られるが、疲れ強さ、衝撃値などの動的強度は幾分低い値しか得られないのが現状である。

第5表および第11図³⁸⁾は5000系(Al-Mg)合金全溶着金属の機械的性質を示した一例で、合金元素の多いA5556-WYの方が他の5000系合金よりも強度においては優れているが、靱性はやや低い値しか示さない。

結晶粒度によって金属の機械的性質が変化することは

第5表 全溶着金属の引張試験結果³⁸⁾

試験片の種類		引 張 試 験			継手効率 ¹⁾	
		耐 力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び(%) G.L50	耐力引張強さ (%)	伸び(%)
A	5183	14.7	29.2	26.8	113	105
B	5183	14.7	28.8	19.4	113	103
C	5183	14.6	29.1	24.2	112	105
D	5356	13.6	28.5	26.0	105	102
K	5556	15.0	30.5	24.0	115	109
母材5083-0 規格値		13.0	28.0	16.0	100	100

1) 母材5083-0の規格値を100とした場合

第11図 溶着金属のVノッチ・シャルピ衝撃試験結果³⁸⁾

古くから知られているとおりで、アルミニウム合金溶接部においても第12図³⁹⁾のように結晶粒度が細かいほど延性は改善されるが、強度の向上には影響が少ない。また靱性に対してはその影響は少ない。しかし、溶接金属のデンドライト・セル・サイズは第13図³⁹⁾のように強度、延性に影響するところが大きく、セル・サイズが細かいほど靱性も改善される。

デンドライト・セル・サイズは溶接入熱の増加につれて増大する。一方、セル・サイズは溶質元素の凝固偏析によって決まるものであり、セル・サイズが増大すると第14図³⁹⁾のようにセル境界およびその附近の溶質濃度は増加し、逆にセル・マトリックス内の溶質濃度は減少する。このセル・マトリックス中の溶質濃度の大小と機械的性質との間には密接な関係があり、溶接後、溶接部を均質化加熱すると第15図³⁹⁾のように機械的性質が著しく改善されることから了解できる。

第16図⁴⁰⁾⁴¹⁾⁴²⁾⁴³⁾⁴⁴⁾は種々のアルミニウム合金溶接部の引張強さにおよぼす溶接入熱の影響を示したもので、強度は溶接入熱の増加に伴って減少し、入熱量がある値以上になると溶接部の強度は母材(軟質材)の規格値以下になることもある。同様の結果は第12図においても認められ、最近、注目をあびている厚板の大電流ミグ溶接のように入熱量が多い場合は勿論、板厚6mm程度の通常のミグ溶接でも問題となることがあり、溶接時における溶接金属のデンドライト・セル・サイズの挙動に対し重大な関心が寄せられている。

(5) 溶接部の耐応力腐食性

熱処理性の高力合金である2000系(Al-Cu, Al-Cu-Si-Mn), 7000系(Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg), Si%の高い6000系(Al-Si-Mg)および加工硬化したMg%の多い5000系(Al-Mg)などが応力腐食割れを起し易いことは周知のとおりである。

この対策として厚板製造時の造塊において酸化介在物、気孔の少ない良質な鋳塊の溶製、組織の微細化や結晶粒界におけるPrecipitate Free-Zone改善のためCr, Mn, Zr, Agなどの微量添加、適切な熱処理などが行なわれている。

応力腐食割れはアルミニウム合金中における析出に関連した現象であり、上記の各系合金を溶接した場合の熱影響部における冶金的な変化が応力腐食割れにどのようなかわとあいを持つかについてはあまり知られていない。Al-Zn-Mg系合金が車輛関係を中心に実用化されて以来かなりの年月を経たが、厚板のプラズマ切断端面に近い箇所を溶接したため、外気に触れているプラズマ切断面に応力腐食割れに類似した現象が現われたと聞かされている。これは後記のようにAl-Zn-Mg系合金の

第12図 Al-Mg-Mn 合金ミグ溶接部の引張性質におよぼす結晶粒度の影響

第13図 Al-Mg-Mn 合金ミグ溶接部の引張性質におよぼすデンドライト・セルサイズの影響³⁹⁾ 第14図 Al-Mg-Mn 合金ミグ溶接部におけるデンドライト・セル粒界ならびにその近傍およびセル・マトリックスでの Mg 量とデンドライト・セルサイズの関係³⁹⁾

プラズマ切断面には切断時すでに割れが発生していることもあり、上記の事実が切断時の割れであれば幸である。

(6) 溶接部の表面処理

アルミニウム合金の小物製品では陽極酸化処理(アルマイト処理)されるものが多く、溶接部およびその附近はアルマイト処理のため色違い(Haloと呼ばれている)を起し常に問題とされている。Haloの原因は溶接部および熱影響部と母材との組織の差に基くものであり、根

本的な解決方法を早急に見出すことは困難であるが、今後とも検討する必要がある。

アルマイト処理後の部材を溶接する場合は溶接部にブローホールや介在物が混入し易く、予めアルマイト皮膜を

第15図 Al-4.5% Mg-0.7% Mn (5083) 合金 MIG 溶接部の機械的性質におよぼす溶接後の均質化加熱の影響³⁹⁾

第16図 種々のアルミニウム合金溶接部の引張強さにおよぼす溶接入熱の影響^{40)~44)}

除去した後、溶接を行なう必要がある。

(7) プラズマ切断⁴⁵⁾⁴⁶⁾

酸素切断の不可能なアルミニウムおよびその合金の切断にプラズマ・アークの利用は誠に好都合で、主として厚板を対象に広く実用されている。

プラズマ切断は切断条件によって切断面の平滑度、ド

ロス、の附着状況、切断端面の直角度などに差はあるが、切断速度が遅い場合は切断表面に薄い溶融層が残る、この薄層内にプロホールが認められる。プロホールは Ar または N₂ を主体とした切断ガス中に H₂ または H₂O を混入させた場合の方が多くなる。このような切断面を溶接開先として使用しても溶接部にプロホールが特に増大したような形跡は認められない。

7000系 (Al-Zn-Mg) 合金のプラズマ切断を行なった場合、切断速度が早いと切断直後の切断面に、板厚方向の中央部で圧延方向に平行に微小な割れが発生する。切断速度が遅い場合は前記のように切断面が薄い溶融層で覆れるため外見上では割れは見られないが、内部に割れが発生しているか、あるいは局部的に融解した跡が見られる。この種の切断面をそのまま開先面として溶接した場合も溶接部に特記すべき悪影響は認められない。

厚板の電子ビーム溶接においても母材熱影響部に同様な割れあるいは局部融解が認められる。

おわりに

以上、アルミニウム合金の溶接性について極めて常識的な面を概観し、最近の問題点を列記したが、溶接冶金的な面については紙面の関係もあり、詳細に述べる所までには到らなかった。冶金的な面からの取纏めは各項目毎について、すでに多くの人々によって行なわれているので、本文中に引用した諸文献を参照されたい。

参考文献

- 1) 内田：日本におけるアルミニウム溶接の現在と将来，軽金属溶接，No. 133 ('74,1)，1~9
- 2) 中津川：省資源，省エネルギーに役立つアルミニウム，軽金属溶接，No. 133 ('74,1)，10~13
- 3) 軽金属溶接：毎月掲載されている“溶加材の生産”，統計資料より
- 4) The Aluminum Association: Aluminum Standards and Data (1968~69)，45
- 5) 阪口：気孔の生成に及ぼす母材，ワイヤの表面状況の影響，軽金属溶接，No. 112 ('72,4)，25~32
- 6) 阪口，神崎：アルミニウム合金溶接部の気孔発生に及ぼす母材表面状況の影響，軽金属溶接，No. 128 ('73,8)，9~15
- 7) F.R. Coe: The Quality Assessment of Gas Metal Arc Welding Wire, W. J., 1968/8, 355~363s
- 8) 軽金属溶接技術会作業標準委員会：ミグ電極ワイヤの経時品質変化に関する試験研究，軽金属溶接，No. 85 ('70,1)，9~25，No. 86 ('70,2)，9~16
- 9) 軽金属溶接技術会気孔防止研究委員会 (WB)：気孔生成に及ぼす電極ワイヤの表面状況の影響 (中間報告)，資料 WB-74-10-1
- 10) 福井，雄波：Al-Mg-Mn 合金およびその溶接部の切欠特性および引裂抵抗に及ぼす Fe および Si の影響，軽金属，Vol. 23 (1973)，No. 1，8~16
- 11) これに関連した文献は多数あり，福井：日本金属学会誌，35 (1971)，1041 号 福井：軽金属，24 (1974)，180 などに引用されている。
- 12) シールド・ガスの効用に関しては次の文献に詳細な展望がある。小林：軽金属溶接，No. 107 ('71,11)，561~566，No. 109 ('72,1)，3~10，No. 112 ('72,4)，149~157

- 阪口：気孔生成に及ぼすシールド・ガスの影響，軽金属溶接技術会気孔防止研究委員会資料 WB-71-8-1
- 13) 福井，難波，杉山：アルミニウム合金 5083 の溶接界面組織とその機械的挙動，溶接学会誌，Vol. 42 (1973)，No. 12，71~78
- 14) 石川，吉田：溶込み不足とビード形状の影響について（第2報），軽金属，No. 83 ('67,3)，18~26
- 15) 佐藤：突合せ溶接継手の余盛形状が疲れ強さに及ぼす影響，軽金属溶接，No. 82 ('69,10)，45~49
- 16) F.E. Gibbs: Development of Filler Metal for Welding Al-Zn-Mg Alloy 7039, W.J. Vol. 45 (1966)，No. 10，445~453s
- 17) J.O. Dowd: Weld Cracking of Aluminum Alloys, W.J., Vol. 31 (1952)，No. 10，448~456s
- 18) J.A. Liptak and F.R. Bagsinger: Welding Aluminum Alloys, W.J., Vol. 47 (1968)，No. 4，173~180s
- 19) J.H. Dudas and F.R. Collins, Preventing Weld Cracks in High Strength Aluminum Alloys, W.J., Vol. 45 (1966)，No. 6，241~249s
- 20) 福井：アルミニウム合金の高温割れにおよぼす微量添加元素の影響，軽金属，Vol. 18 (1968)，No. 6，320~331
- 21) J.G. Young: Significance of Filler Metal Composition in Aluminum Alloy Welding, British W.J. Vol. 8 (1961)，No. 12，568~574
- 22) 内田：アルミニウム合金における溶接割れ，軽金属溶接，No. 13 ('64,1)，12~24 No. 14 ('64,2)，8~16
- 23) 大西：アルミニウム合金の溶接割れについて，軽金属溶接，No. 63 ('68,1)，1~18
- 24) 厚板溶接委員会：溶接構造用アルミニウム合金の溶接割れ試験方法に関する研究，軽金属溶接，No. 98 ('71,2)，41~51, No. 100 ('71,5)，19~29, No. 122 ('73,2)，22~36, No. 127 ('73,7) 15~18, No. 128 ('73,8)，23~29
- 25) 仙田，松田，高野：Trans-Varestraint 試験法による溶接金属の高温割れ感受性の研究（2）溶接学会誌，Vol. 42 (1975)，No. 1，48~56
- 26) 安藤，仲田，岸田，藤平：回転変形による高温割れの発生進展機構と高温割れ感受性の評価方法，溶接学会誌，Vol. 42 (1973)，37~47
- 27) 割れ機構の諸説については文献（22）にも解説されているが，多くの文献を引用して下記のものに簡潔に紹介されているので参照されたい。
福井：アルミニウム合金の溶接凝固組織とその諸性能，軽金属，Vol. 24 (1974)，No. 4，180~192
- 28) D.G. Howden and D.R. Milner: Hydrogen Absorption in Arc Welding, British W.J. Vol. 18 (1963)，No. 6，304~315
- 29) C.R. Tottle and J.C. Wright: The Metallurgy of Welding Brazing and Soldering, George Allen & Unwin LTD. (1965)，p. 62
- 30) Z.P. Saperstein, G.R. Prescott and E.W. Monroe: Porosity in Aluminum Welds, W.J. Vol. 43 (1964)，No. 10，443~453s
- 31) プロホールの生成に及ぼす溶接条件の影響については次の諸文献に要領よく取纏められている。
内田：アルミニウム溶接における気泡の発生原因，軽金属溶接，No. 4 ('63,4)，8~12
水野，阪口：アルミニウムおよびアルミニウム合金溶接部の気孔について，軽金属溶接，No. 49 ('67,1)，3~11
寺本：気孔の生成に及ぼす施工条件の影響，軽金属溶接，No. 112 ('72,4)，35~38
- 32) 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及ぼす含有水素ガスについて，溶接学会誌，Vol. 32 (1963)，No. 2，13~22
- 33) 益本，藤田：溶接金属の気孔とそのガス組成，溶接学会誌，Vol. 41 (1972)，No. 4，354~367
- 34) 宇田，大野：溶接金属の気孔生成に関する研究，溶接学会誌，宇田，大野：アルミニウム溶着金属部の気孔生成について，軽金属溶接，No. 125 ('73,5)，31~38
大野，檀，宇田：軟鋼溶接金属の気孔生成に及ぼす水素，窒素の影響，溶接冶金委，第57回資料
- 35) 軟金属協会船舶用軽金属委員会：耐食アルミニウム合金溶接用線材の研究，軽金属溶接，No. 125 ('73,5)，31~38 No. 15 ('64,3)，34~43, No. 16 ('64,4)，19~31, No. 17 ('64,5)，20~29, No. 18 ('64,6)，27~34, No. 23 ('64,11)，20~29
- 36) 永岡：溶接部の機械的性質に及ぼす気孔の影響，軽金属溶接，No. 112 ('72,4)，39~45
- 37) ガス分析に関しては加藤氏の詳細な講義がある。軽金属溶接，No. 102~114
- 38) 軽金属溶接技術会：アルミニウムとその合金のイナートガスアーク溶接，1971，p. 144
- 39) 福井，難波：アルミニウム合金溶接部の機械的性質に及ぼす結晶粒度およびデンドライト・セル・サイズの影響，軽金属溶接，No. 113 ('75,5)，1~8
- 40) J.B. Arthur: Fusion Welding of 24S-T3 Aluminum Alloys, W.J., Vol. 34 (1955)，No. 11，558~569s
- 41) W.I. Humphrey and E.G. West: The Metallurgy of Welding Aluminum and its Alloys, British W.J., Vol. 4 (1957)，No. 6，297~306
- 42) M.F. Jordan and M.C. Coleman: Fused Zone Structure in Arc Welded Deposits of a Commercial Al-Mg-Mn Alloys, British W.J., Vol. 15 (1968)，No. 11，553~558
- 43) W.L. Burch: The Effect of Welding Speed on Strength of 6061-T4 Aluminum Joints, W.J., Vol. 37 (1958) No. 8，361~368s
- 44) F.J. Jackson: Analysis of Time-Temperature Effect in 2219 Aluminum Welding, W.J., Vol. 45 (1966)，No. 4，188~192s
- 45) 杉山：構造用アルミニウム合金のプラズマアーク切断および溶接継手に及ぼす影響について，軽金属溶接，No. 98 ('71,2)，29~42
- 46) 松本，加藤：プラズマ切断面の溶接性について，軽金属溶接，No. 117 ('72,9)，12~17