アルミニウム合金の溶接

大阪大学　接合科学研究所　中田一博

1.　緒言

アルミニウム(Al)合金は各種構造物・部品の軽量化材料として，また，リサイクル性に優れた材料として注目され，その適用範囲が急速に拡大している．Al 合金を構造材料として使用するためには構造物の組み立てにあたってその溶接・接合技術が必要不可欠である．Al 合金は鉄鋼材料とは物性値が大きく異なるために，鉄鋼材料に対する溶接技術だけでは良好な溶接を行うことはできない．このため Al 合金の溶接に対しては十分な知識と特別の溶接技術が必要である．

本講義では，Al 材料の溶接技術について必要不可欠な基本的知識について述べる．2 章および 3 章では Al 合金母材と溶加材の基本的性質，4 章では溶接・接合法の分類と特に溶融溶接法の特徴，5 章ではAl 合金の溶融溶接部の材料学的および機械的性質，6 章では溶接欠陥とその防止法について溶接施工技術からの対策を記述した．さらに，7 章では Al 合金の次世代溶接技術として特に注目されている摩擦攪拌接合法についてその原理と特徴について述べる．

2.　Al 合金の特徴とその性質

2.1 特徴

アルミニウムの一般的な物理的性質をマグネシウム，鉄及び銅と比較して**表 1** に示す．

表 1　アルミニウムの物理的性質

物性値	単位	温度範囲	アルミニウム Al	マグネシウム Mg	鉄 Fe	銅 Cu
密度	Mg/m^3	20℃	2.70	1.74	7.87	8.93
融点	℃	-	660	651	1536	1083
沸点	℃	-	2056	1107	2735	2582
表面張力	mN/m	融点	914	559	1872	1285
比熱	J/kg・K	20℃	900	1022	444	386
熱容量	J/m^3・K	20℃	2430	1778	3494	3447
熱膨張率	$10^{-6}/K$	20-100℃	23.9	26.1	12.2	17.0
熱伝導率	W/m・K	20℃	238	167	73.3	397
電気抵抗率	$10^{-8}\Omega$・m	20℃	2.67	4.2	10.1	1.69
ヤング率	$10^{11}Pa$	20℃	0.757	0.443	1.90	1.36

また Al 合金の特徴は次のようになる．

①比重が小さい（鉄の約 1/3）にもかかわらず比強度（強度／比重）が大きいものが得られる．

②熱伝導度が大きい．

③電気伝導度が大きい（電気抵抗率が小さい）．

④部材の加工性が良好．

⑤耐食性良好，大気中で自然に保護性の酸化皮膜が形成される．

⑥低温での機械的性質が良好，鋼のような脆性破壊を示さない．

⑦放射化し難く，かつ残留放射能の減衰が速い．

⑧完全非磁性．

2.2 溶接をする上で欠点となる性質

(1)大きな熱伝導率　（鋼の約 4 倍），大きな比熱　（鋼の約 2 倍），大きな溶融潜熱（鋼の約 1.5 倍）：これらの性質のために融点が低いにも関わらず局部的に溶融させることが難しい．エネルギー密度の高い熱源を用いて多量の入熱を急速に供給する必

要がある．

(2) (1) のために母材が広範囲に溶接の熱影響を受けやすい：熱処理材や加工硬化材では熱影響を受けた母材の機械的性質が劣化する．軟化による強度低下， 耐食性劣化，粗粒化などが起こる．

(3) 極めて酸化しやすい： 酸化アルミニウム皮膜は薄いが硬く，高融点(約 2000℃) のために取り除くのが困難であり，これが表面に形成されたままでは母材同士，母材と溶加材との接合を妨げる．また大気中の加熱で形成された酸化皮膜は結晶水を有する水和酸化皮膜であり，分解して水素を出すために溶接部の気孔の原因となる．これらのために 溶接前に開先の酸化皮膜の除去が必要であり，また溶接中は溶融金属の酸化を防ぐために溶融池を不活性ガス(Ar, He など) で十分にシールドする必要がある．

(4) 大きい線膨張係数(鋼の約２倍) ，大きい凝固収縮(鋼の約 1.5 倍)：これらのために溶接ひずみが発生しやすく，また凝固割れ感受性が大きくなる．

(5) 小さな電気抵抗率：電気抵抗溶接では大容量の電源必要(高電流、短時間溶接)．

表２　アルミニウム合金の分類

- 展伸材
  - 非熱処理型合金
    - 純アルミニウム (1000系)
    - Al-Mn系合金 (3000系)
    - Al-Si系合金 (4000系)
    - Al-Mｇ系合金 (5000系)
  - 熱処理型合金
    - Al-Cu-Mg系合金(2000系)
    - Al-Mg-Si系合金(6000系)
    - Al-Zn-Mg系合金(7000系)
- 鋳物材
  - 非熱処理型合金
    - 純アルミニウム
    - Al-Si系合金
    - Al-Mg系合金
  - 熱処理型合金
    - Al-Cu-Si系合金
    - Al-Cu-Mg-Si系合金
    - Al-Mg-Si系合金
    - Al-Si-Cu-Ni-Mg系合金
- ダイカスト材
  - Al-Si系合金
  - Al-Si-Mｇ系合金
  - Al-Mg系合金
  - Al-Si-Cu系合金

3.　Al 合金母材及び溶接用溶加材

3.1 Al 合金母材

Al 合金は表 2 に示すように製造法により展伸材，鋳物材及びダイカスト材に分類される．一般に溶融溶接が適用されているのは展伸材であり，鋳物材では一部で鋳物の補修溶接及び展伸材との溶接が行われるが，ダイカスト材では気孔の発生が著しいために適用は一般的には困難である．

Al 合金の強度を増加する方法として加工硬化現象を利用する非熱処理合金と時効析出硬化現象を利用する熱処理型合金に分かれる．

(1) 加工硬化：圧延，押出，鍛造により合金中に加工ひずみを導入して強度を増加する．5000 系合金では Mg の固溶強化との相乗効果により高い強度が得られる．

(2) 時効析出硬化：高温での溶体化処理後，急冷（水焼き入れ，空冷）により過飽和固溶体を形成し，さらに焼戻温度（時効温度）にて長時間加熱することにより過飽和固溶体からの析出相の析出にともなう析出ひずみにより強度を増加する．

このような調質方法の違いは表 3 に示すように 4 種類の調質記号で表される．また加工硬化や時効硬化の程度はそれぞれ表 4 及び表 5

表3　アルミニウム合金の調質記号

基本記号	定　義	意　味
F	製造のままのもの	加工硬化または熱処理について特別の調整をしない製造工程から得られるもの。
O	焼なまししたもの	展伸材については最もやわらかい状態を得るように焼なまししたもの。 鋳物については伸びの増加又は寸法安定化のため焼なまししたもの。
H	加工硬化したもの	適度のやわらかさにするための追加熱処理の有無にかかわらず，加工硬化によって強さを増加したもの。
T	熱処理によりF・O・H以外の安定な質別にしたもの	安定な質別にするため追加加工硬化の有無にかかわらず、熱処理したもの。

表4　調質記号H

記号	基本的な処理又は状態
H：	歪硬化（加工硬化）で硬化された状態を示す 第一位の添付数字：特性を調整するための二次的処理又はそれがなされた状態 第二位の添付数字：Hのみに添付，冷間加工後，又は冷間加工及び熱処理後の加工硬化の程度（残留硬さ）を示す．H1Xのみ冷間加工量と直接対応
H1	冷間加工のみで次工程の熱処理無し H12：1/4硬質 H14：1/2硬質 H16：3/4硬質 H18：硬質，断面減少率約75％の冷間加工がなされた状態 H19：超硬質
H2	冷間加工後部分焼き鈍しされた状態 H22, H24, H26, H28 要求の強度よりも高い状態に冷間加工後部分焼き鈍しで調整する
H3	冷間加工後安定化処理 H32, H34, H36, H38 冷間加工後低温焼き鈍しで延性を増し機械的性質を安定化する Al-Mg 系合金の為の処理

表5　調質記号T

細分記号	意　　味
T1	高温加工から冷却後自然時効させたもの
T2	高温加工から冷却後冷間加工を行い，更に自然時効させたもの
T3	溶体化処理後冷間加工を行い，更に自然時効させたもの
T4	溶体化処理後自然時効させたもの
T5	高温加工から冷却後人工時効硬化処理したもの
T6	溶体化処理後人工時効硬化処理したもの
T7	溶体化処理後安定化処理したもの
T8	溶体化処理後冷間加工を行い，更に人工時効硬化処理したもの
T9	溶体化処理後人工時効硬化処理を行い，更に冷間加工したもの
T10	高温加工から冷却後冷間加工を行い，更に人工時効硬化処理したもの

に示すように調質記号H及びTとその添え数字で表される[1]．

展伸材では，合金元素の種類により 1000 系から 7000 系までに分類されており，得られる引張強度は 1000 系の約 50MPa から 7000 系の約 600MPa まで合金により大きく異なる．

表 6[2] に代表的な Al 合金の主要合金成分とその用途例を，**表 7**[3] に代表的な溶接構造用 Al 合金の機械的性質を示す．また**表 8**[1] に鋳物およびダイカストの化学成分を示す．表 6 に示す合金元素以外にリチウム（Li）を含む合金があり，低密度・高強度合金として特に宇宙・航空機用構造材として注目され，開発が進められている．これはリチウムがアルミニウムよりも低密度であり，かつ Al-Li 合金は時効

表6　代表的なアルミニウム合金の主要合金成分とその用途例

合金系		合金例		用途例
		JIS記号	標準成分	
非熱処理合金	純アルミニウム系	1060	99.6%Al以上	化学用機器，車上タンク
		1100	99.0%Al以上	板金用，器物
	Al-Mn系	3003	1.2%Mn	厨房器物，化学装置，建材
		3004	1.2%Mn，1.0%Mg	板金工作物，タンク
	Al-Si系	4043	5.0%Si	溶接棒，電極ワイヤ
		4343	7.5%Si	ブレージング用板，線
	Al-Mg系	5005	0.8%Mg	器物，建材，電導材
		5052	2.5%Mg，0.25%Cr	板金工作物，水圧管，器物
		5356	0.1%Mn，5.0%Mg，0.1%Cr	溶接棒，電極ワイヤ
		5083	0.7%Mn，4.5%Mg，0.15%Cr	圧力容器，船舶，車両，航空機
熱処理合金	Al-Cu系	2014	0.8%Si，4.4%Cu，0.8%Mn	トラック，フレーム，航空機構造用
		2017	4.0%Cu，0.5%Mn，0.5%Mg	切削部品，フィッティング
		2024	4.5%Cu，0.6%Mn，1.5%Mg	切削部品，航空機構造用
		2219	6.3%Cu	宇宙・航空機構造用
	Al-Mg-Si系	6061	0.6%Si，0.25%Cu，1.0%Mg	耐食性構造物，船，車両，家具
		6N01	0.5%Si，0.7%Mg	車両，自動車，建材
		6063	0.4%Si，0.6%Mg	パイプレール，家具，サッシ
	Al-Zn-Mg系	7N01	4.2%Zn，1.5%Mg	車両構造用
		7075	1.6%Cu，2.5%Mg，0.3%Cr，5.6%Zn	航空機その他の構造物

硬化を示すために既存合金よりも高い比強度が得られるためである．一例として 2094-T8（押出材）は Al-(4.4-5.2%)Cu 合金に Li を 0.8-1.5%添加した合金であり，耐力 709MPa，引張強さ 716MPa，伸び 6.5%を有する．

Al 合金が鉄鋼材料に比して特に優れている点にその優れた加工性がある．この優れた加工性を生かした押出形材（断面形状がLやT字形，中空の円形，四角形をしている）が車両や船舶などの大型構造物に用いられ，溶接工程，ひずみ及びひずみ取り工程の低減に大きな効果が得られている．特に中空形材では剛性増加により薄肉化が図られ，より一層の軽量化が可能となっている．**図 1**[4] に鉄道車両に用いられている押出形材の例を示す．

表7　代表的な溶接構造用アルミニウム合金の機械的性質

(単位 kgf/mm²)

強さの区分	熱処理性の区分	合金	質別	材種	母材の規格最小値		継手の規格最小値[1]		LWS D 7601 許容応力 (40℃以下)
					引張強さ	耐力	引張強さ	耐力	
軟質合金材	非熱処理性	1070	O	板材	5.5	1.5	6	2	1.8
		1100 / 1200	O	板材	7.5	2.5	8	3	2.4
		3003 / 3203	O	板材	9.5	3.5	10	4	3.2
		3004	O	板材	16	6.0	(16)		
		3005	O	板材	11	3.5	(11)		
	熱処理性	6063	T5	押出材	16	11	12[2]	–	
中強度合金材	非熱処理性	5052	O	板材	18	6.5	18	7	5.6
			H112	押出材	18	7.0			
		5154	O	板材	21	7.5	21	8	6.4
		5454	O	板材	23	8.5	22*		
		5086	O	板材	25	10	(25)		
		5083	O	板, 40mm以下	28	13	28	13	9.3
				板, 40~80mm以下	28	12	28	12	
				板, 80~100mm以下	27	11	(27)		
		5083	H112	押出材	28	11	28	11	8.8
	熱処理性	6063	T6	押出材	21	18	12[**]	–	4.0
		6N01	T5	押出材 6mm以下	25	21			
		〃	T5	押出材 6mm越え	23	18			
		〃	T6	押出材 6mm以下	27	24			
		6061	T6	板材	30	25	17[**]	–	5.6
			T6	押出材	27	25			
		7003	T5	押出材12mm以下	28	25	27[3]	–	
			T5	押出材12~25mm	28	24			
		7N01	T4	板材	32	20	29[3]	–	9.6
			T6	板材	34	28			
		〃	T5	押出材	33	28			
高力合金材	熱処理性	2219	T87	板材	44	35	24.5 (35)†		
		2014	T6	板材 1~6mm	47	41	25[3]		

(注) 1) とくに断りのない継手は，LWS D 7601 (アルミニウム合金の溶接継手許容応力) による
2) 溶接のままの値
3) 溶接後1か月以上常温時効後の値
* JIS Z 3232 (溶接棒及びワイヤ) による
** JIS Z 3041 ([illegible]) による
† AWS Welding Handbook, 溶接のまま，( ) 内は溶接後 T6 処理後の値

表 8　鋳物およびダイカストの化学成

種類 (JIS呼称)	化学成分(1)(2) (%) Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Pb	Sn	Cr	Al
AC1A	1.2	0.50	4.0~5.0	0.30	0.15	0.30	0.05	0.25	0.05	0.05	0.05	残部
AC1B	0.20	0.35	4.0~5.0	0.10	0.15~0.35	0.10	0.05	0.05~0.30	0.05	0.05	0.05	〃
AC2A	4.0~6.0	0.8	3.0~4.5	0.55	0.25	0.55	0.30	0.20	0.15	0.05	0.15	〃
AC2B	5.0~7.0	1.0	2.0~4.0	0.50	0.50	1.0	0.35	0.20	0.20	0.10	0.20	〃
AC3A	10.0~13.0	0.8	0.25	0.35	0.15	0.30	0.10	0.20	0.10	0.10	0.15	〃
AC4A	8.0~10.0	0.55	0.25	0.30~0.6	0.30~0.6	0.25	0.10	0.20	0.10	0.05	0.15	〃
AC4B	7.0~10.0	1.0	2.0~4.0	0.50	0.50	1.0	0.35	0.20	0.20	0.10	0.20	〃
AC4C	6.5~7.5	0.55	0.25	0.35	0.25~0.45	0.35	0.10	0.20	0.10	0.05	0.10	〃
AC4CH	6.5~7.5	0.20	0.20	0.10	0.20~0.40	0.10	0.05	0.20	0.05	0.05	0.05	〃
AC4D	4.5~5.5	0.6	1.0~1.5	0.50	0.40~0.6	0.30	0.20	0.20	0.10	0.05	0.15	〃
AC5A	0.6	0.8	3.5~4.5	0.35	1.2~1.8	0.15	1.7~2.3	0.20	0.05	0.05	0.15	〃
AC7A	0.20	0.30	0.10	0.6	3.5~5.5	0.15	0.05	0.20	0.05	0.05	0.15	〃
AC7B	0.20	0.30	0.10	0.10	9.5~11.0	0.10	0.05	0.20	0.05	0.05	0.15	〃
AC8A	11.0~13.0	0.8	0.8~1.3	0.15	0.7~1.3	0.15	0.8~1.5	0.20	0.05	0.05	0.10	〃
AC8B	8.5~10.5	1.0	2.0~4.0	0.50	0.50~1.5	0.50	0.10~1.0	0.20	0.10	0.10	0.10	〃
AC8C	8.5~10.5	1.0	2.0~4.0	0.50	0.50~1.5	0.50	0.50	0.20	0.10	0.10	0.10	〃
AC9A	22~24	0.8	0.50~1.5	0.50	0.50~1.5	0.20	0.50~1.5	0.20	0.10	0.10	0.10	〃
AC9B	18~20	0.8	0.50~1.5	0.50	0.50~1.5	0.20	0.50~1.5	0.20	0.10	0.10	0.10	〃
ADC1	11.0~13.0	1.3	1.0	0.3	0.3	0.5	0.5	—	—	0.1	—	〃
ADC3	9.0~10.0	1.3	0.6	0.3	0.4~0.6	0.5	0.5	—	—	0.1	—	〃
ADC5	0.3	1.8	0.2	0.3	4.0~8.5	0.1	0.1	—	—	0.1	—	〃
ADC6	1.0	0.8	0.1	0.4~0.6	2.5~4.0	0.4	0.1	—	—	0.1	—	〃
ADC10	7.5~9.5	1.3	2.4~4.0	0.5	0.3	1.0	0.5	—	—	0.3	—	〃
ADC12	9.6~12.0	1.3	1.5~3.5	0.5	0.3	1.0	0.5	—	—	0.3	—	〃

付 (1) バナジウム及びビスマスについては0.05%以下とする。但しバナジウム，ビスマス及び表にない元素は注文者の要求のあった時に限り分析をおこなう。
(2) 範囲で示していない数値は，最大値を示す。

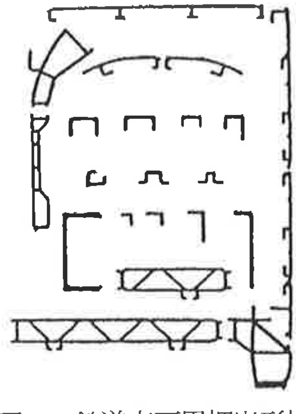


図 1　鉄道車両用押出形材（6N01）の断面

3.2 溶接用溶加材

アーク溶接においては，開先を埋め，適当な余盛を形成するために溶加材（棒もし

くはワイヤ)を使用する．棒の長さは1m，径は 3.2，4.0mmがよく使用される．またワイヤはスプール巻きとなっており，1.2 及び 1.6mm 径が一般的に使用される．棒は手動ティグ溶接に，ワイヤは自動ティグ溶接及びミグ溶接などで使用される．

溶加材の選定にあたっては主に①溶接割れ，②強度及び延性，③耐食性，④陽極酸化皮膜の色調などに留意する．

表 9[1] に実用 Al 合金溶加材と現在適用されている母材及びその特徴を示す．また**表 10** に JIS による各種母材の組合せに対する溶加材の選定指針を示す．これらは上記の①から④等を考慮して決められている．

表 9　実用アルミニウム合金溶加材と適用

溶加材	適用母材	特徴
1070	99.70%以上の高純度アルミニウム用	溶接金属部も母材と同等の耐食性、延性が必要なときに用いる。
1100	99.0%以上の純アルミニウム Al-Mn系合金	溶接性・耐食性が良好。 延性、じん性に優れている。 強度は低い。
1200	同上	
2319	2219	2219用として制定。
4043	6000系合金、鋳物	高温割れに対する抵抗が強い。延性、じん性低く、アルマイトにより黒色となる。
4047	2000系及び6000系、鋳物	同上
5554	Mg含有量の低い5000系合金	耐食性、加工性などがよい。
5654	中程度の強さを持つ5000系合金	溶接性、耐食性良好。 5183より耐力、じん性が若干劣る。
5356	5000系合金、6000系合金、 Al-Zn-Mg系合金(7N01、7003)	広範囲に活用される基本的な溶加材の一つである。
5556	5000系合金	5183に比べ延性、じん性がやや劣るが継手強さは若干高い。
5183	5000系合金、特に5083	5356と同様広範囲に用いられる基本的な溶加材の一つである。

表 10　各種母材の組み合わせに対する溶加材の選定指針（JIS-Z3604）

母材＼母材	AC7A	AC4D	AC4C ADC12	A7003 A7N01	A6061 A6N01 A6063	A5083	A5052	A5005	AA2219 (9)	A2014	A3003 A3004	A1100	A1080
A1080	A4043 (7)	A4043	A4043	A4043	A4043 (6)	A5356 (7)(4)	A4043	A1100 (1)	—	—	A1100 (1)(4)	A1100 (1)(4)	A1070
A1100	A4043 (7)	A4043	A4043	A4043	A4043 (6)	A5356 (2)(4)	A4043	A4043 (1)	BA4145	BA4145 (10)	A1100 (1)(4)	A1100 (1)(4)	
A3003 A3004	A4043 (2)	A4043	A4043	A4043	A4043 (6)	A5356 (2)(4)	A4043	A4043 (1)	BA4145	BA4145 (10)	A1100 (1)(4)		
A2014	—	A2319 (9)	BA4145	—	BA4145 (10)	—	—	—	A2319 (4)(5)	A2319 (4)(5)			
AA2219	A4043	A2319 (9)(10)	BA4145 (4)	A4043	A4043 (6)	A4043	A4043	A4043	A2319 (4)(5)				
A5005	A5654 (7)(3)	A4043	A4043	A5356 (2)	A4043 (1)(7)(6)	A5356 (8)	A4043	A4043 (1)(7)(7)					
A5052	A5654 (7)(3)	A4043	A4043 (7)	A5356 (7)	A4043 (7)(8)(6)	A5356 (7)	A5356 (2)(3)(4)						
A5083	A5356 (7)	—	A5356 (7)(6)	A5183 (8)	A5356 (2)	A5183 (8)							
A6061 A6N01 A6063	A5356 (2)(4)	A4043	A4043 (2)	A5356 (2)(4)	A4043 (2)								
A7003 A7N01	A5356 (2)	A4043	A4043 (2)	A5356 (2)									
AC4C ADC12	A4043 (7)(3)	A4043	A4043 (7)										
AC4D	—	A4043 (7)											
AC7A	A5356 (2)(7)												

注(1)　A1100又はA1200を用いてもよい。
(2)　A5356、A5556又はA5183を用いてもよい。
(3)　A5654又はA5554を用いてもよい。
(4)　用途によってはA4043が用いられる。
(5)　BA4145を用いてもよい。
(6)　陽極酸化処理後、色調差を生じてはならないときはA5356を用いた方がよい。
(7)　母材と同組成の溶加材が用いられることもある。
(8)　A5356又はA5556を用いてもよい。
(9)　JISの鋳物材には規定されていない。
(10)　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溶接ワイヤ)には規定されていない。

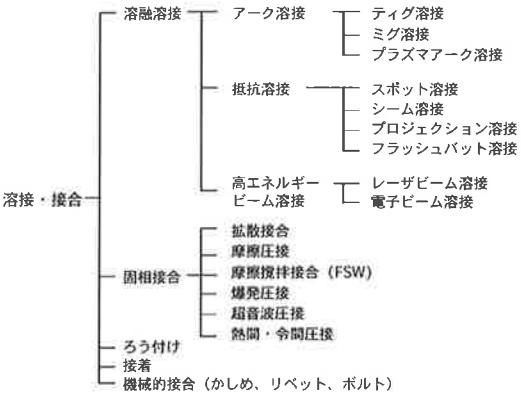
4.　溶接法

4.1 溶接・接合法の分類

Al 合金の溶接・接合法は**表 11** のように分類される．溶融溶接では接合すべき部材

を溶融し，冶金的に完全に一体化して接合するものであり，局部的な溶融，凝固過程を受けるために材質の変化，変形などの問題がある．しかし最も信頼性の高い方法であり，ほとんどの構造物はこの方法で接合される．固相接合は融点以下の温度で合金元素の拡散現象や塑性流動の現象を利用して接合する方法であり，材質変化や変形が少ないが，適用は限定されている．しかし後に7章述べるように摩擦接合の一種である摩擦攪拌接合法は溶融溶接に匹敵する適用性を有しており，近年その実用化が進んできている．

表11　アルミニウム合金の溶接・接合法



溶融溶接法の中で最も広く一般的に用いられているアーク溶接法について，車両，船舶及び一般用途における Al 合金溶接への適用状況を表 12[5] に示す．表中の括弧内の数値は適用板厚の範囲を示す．また併せて各溶接法の長所・短所も示している．

中空薄肉形材が多用されている車両では小入熱，ひずみの低減化の観点からパルスミグ溶接が主として使用されている．これに対して，中・厚板が用いられている船舶では，中板ではやはりひずみの低減のためにパルスミグ溶接が使用されているが，厚板では高能率化の観点から直流ミグ溶接が専ら使用されている．また、ティグ溶接(交流)は車両及び船舶ともにミグ溶接が実施できない場所(狭隘部など)で補助的に使用されることが多い．これら以外の溶接法はほとんど使用されていない．

車両・船舶以外での一般的な用途では交流(AC)ティグ，直流ミグ及びパルスミグ溶接が最も良く使用されており，交流ティグ及びパルスミグ溶接は薄・中板に，直流ミ

表12　アルミニウム合金溶接への各種アーク溶接の適用状況

（　）：適用板厚範囲（mm）

溶接法＼継手		車両	船舶	一般用途	長所	短所	備考
ティグ	AC	△ (2〜3)	○ (3〜40)	◎ (2〜10)	高品質	低能率 熱量大	薄・中板（10mm板厚）専用
	DCSP・He	—	—	○ (0.5〜2)	高能率 熱量小	開先前処理が不十分な場合は気孔が発生しやすい	前処理に注意
ミグ	DC	—	◎ (5〜40)	◎ (3〜40)	高能率 熱量はティグ（AC）より小	スパッタが多い	中・厚板用
	パルス	◎ (2〜20)	○ (3〜6)	◎ (1〜10)	スパッタ小		薄板から中板まで可
	AC	—	—	△ (0.5〜1)	スパッタ小 ヒューム小		薄板専用
プラズマアーク	AC	—	—	△ (1〜10)	高速度 熱量小	適正溶接条件範囲が狭い	中板まで可

◎ 良く使用している　△ 一部使用している　× 使用不可
○ 使用している　— 使用していない

グは中・厚板に適用されている．次いで，直流正極性(DCSP,He ガスシールド)のティグ溶接が高能率・小溶接ひずみの観点から薄・中板に適用されている．交流パルスミグ溶接は板厚 1mm 前後の極薄板用のミグ溶接として期待されているが，適用はまだ少ないようである．

プラズマ溶接は中板まで可能であるがその適用は少ない．しかし高品質の溶接部が得られるためにスペースシャトルの外部燃料タンクの溶接に交流プラズマ溶接が適用されている．

なお，電子ビーム溶接は小入熱で深い溶込みが得られるために，精度が要求される厚板，精密部品及びアーク溶接では溶接困難な 2000 及び 7000 系部材などに適用されている．また，レーザ溶接は電子ビームと異なり大気下での溶接が可能であり，小入熱の溶接の特徴を生かして，アーク溶接の適用が困難な微小部箇所や薄板の高速度溶接への適用が検討されている．

4.2 アーク溶接法

4.2.1 ティグ溶接

図 2[6] にティグ(TIG)溶接法の模式図を示す．シールドガスとして不活性ガスあるいはイナートガスとも呼ばれる Ar もしくは He が用いられ，その雰囲気中でタングステン電極と母材との間にアークを発生させ，このアーク熱を利用して母材と溶加材を溶融させて溶接する方法である．タングステン電極は溶融消耗しないので，非溶極式アーク溶接法の一種である．

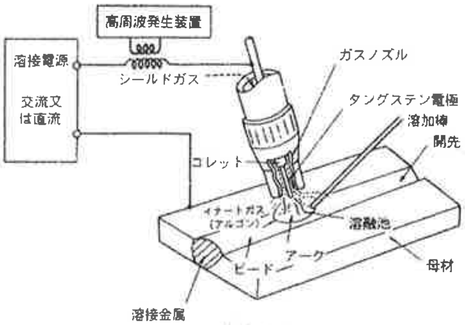


図2　ティグ溶接法

ティグ溶接では，**図 3**[2] に示すように電極極性が溶込み特性やクリーニング作用に大きな影響を及ぼす．

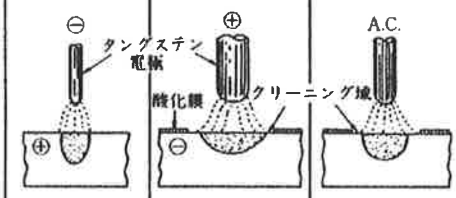
電　流	直　流	直　流	交　流	
電極極性	マイナス	プラス		
溶込み				
クリーニング作用	な　し	非常によい	良　好	
溶込み	深く狭い	浅く広い	中　間	
アーク熱	母材　70% 電極　30%	母材　30% 電極　70%	正弦波交流 母材　50% 電極　50%	矩形波交流 母材　30~70% 電極　70~30%
タングステン径	細くてよい	太いものが必要	中　間	

図3　ティグ溶接における極性効果

クリーニング作用はアーク放電により自動的に母材表面の酸化皮膜が除去される現象であり，母材がマイナス極性の間に母材表面に形成される陰極点が関係する．陰極点は仕事関数の小さい（電子放出能の高い）酸化皮膜の存在部に形成されやすく，この陰極点部に放電エネルギーが

集中するために，陰極点部の酸化皮膜は爆発的に溶融・蒸発し，破壊され，金属面が露出する．陰極点は新しく酸化物を求めて走り回り，表面の酸化皮膜が除去される結果，清浄な金属面のクリーニング域が形成される．その例を**図 4** に示す．2.2 で述べたように Al 合金の溶接では気孔の防止や健全な溶接部を得るために母材表面の酸化皮膜を除去する必要があるが，一般的にはこのクリーニング作用を利用して溶接を行う．クリーニング作用は極性として母材が陰極となる直流・電極プラス（DCEP）もしくは交流（AC）で発生するが，溶込み深さでは DCEP が最も浅く，クリーニング作用の無い直流・電極マイナス（DCEN）が最も深い．このため，Al 合金のティグ溶接では極性として中間的な溶込みを示す交流が一般的である．さらに，インバータ式交流溶接機を用いることにより，EN 期間を 80～90％としてクリーニング作用を起こしながら，かつ溶込み深さを DCEN 並に深くすることができる．なお特殊なケースとして，シールドガスに He を用いると DCEN でもビード表面の酸化皮膜が極薄くなる．このため開先面の酸化皮膜をあらかじめ機械加工で除去することにより溶接が可能となり，ビード幅が狭く深溶込みの溶接ビードが得られる．

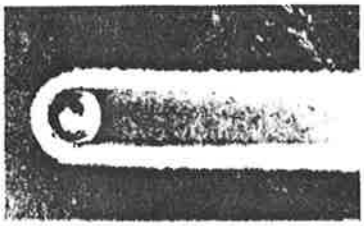


図 4　Al 合金溶接部の
クリーニング域

4.2.2 ミグ溶接

ミグ溶接の模式図を**図 5**[6] に示す．ミグ溶接は溶極式アーク溶接法であり，電極に溶加材を兼ねた Al 合金製の溶接ワイヤを使用し，母材との間でアークを発生し，母材とワイヤを溶融して溶接を行う．ティグ溶接よりも高能率で厚板の溶接が行えるが，溶けたワイヤが飛び散るスパッタ発生の問題がある．ワイヤは定速供給され，溶滴となってアルゴンシールドガス中を溶融池に移行（溶滴移行）する．極性にはクリーニング作用がある DCEP が用いられる．電流値が一定以上（臨界電流）ではプラズマ気流が発生し，溶滴は小粒で連続的にスムーズに移行する（スプレイ移行）．小電流では大きな塊の溶滴となり不安定となる（グロービュル移行）が，溶接電流をパルス化することによりピーク電流期間に同期して強制的に移行させることができ（１パルス１ドロップ移行），またスパッタも少ない．これを直流パルスミグ溶接と呼び，主に小入熱での薄板の溶接に適用されている．なお極性が周期的に反転する交流パルスミグ溶接も最近開発され，より薄い薄板（1～2mm）の溶接に適用されている[7,8]．

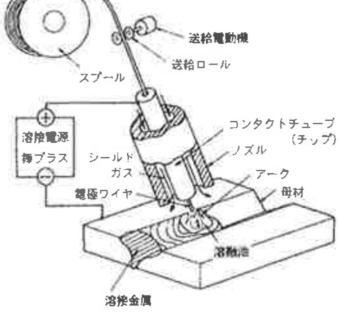


図5　ミグ溶接

4.2.3 プラズマアーク溶接

図 6[9] にプラズマアーク溶接の模式図を示す．ティグ溶接と同じ非溶極式であるが，Ar ガスからなる高温のプラズマガスを陽極である水冷銅ノズルから母材に噴出するこ

とにより母材および溶加材を溶融して溶接を行う．プラズマアークは水冷銅ノズルで拘束されるために細く絞られ（熱的ピンチ効果），エネルギー密度は高くなる．このためビード幅が狭く，深溶込みの溶接部が得られる．また高圧のプラズマ気流により直下の溶融池内の溶融金属が押しのけられて母材裏面に達する貫通孔が形成される（キーホール）．このような状態で溶接を行うことをキーホール溶接と呼び，比較的厚板のＩ型突合せ１層溶接が可能であり，高能率で，かつ溶接変形が小さい特徴がある．Al 合金に対してはクリーニング作用が必要なために，交流パルス電流波形を用いる．高品質な溶接部が得られるために，例えば現在ではスペースシャトルの外部燃料タンクやスペースステーションの溶接に適用されている[10]．

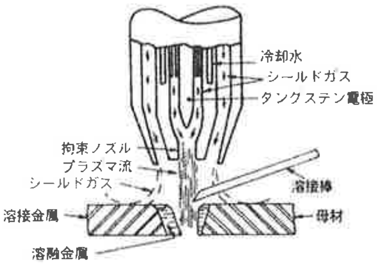


図6　プラズマアーク溶接

4.3 抵抗溶接

抵抗溶接には図 7[1] に示すように，スポット溶接，シーム溶接，プロジェクション溶接などがあるが，原理は同じであり，薄板の重ね溶接に用いられる．スポット溶接では 2 本の電極（銅合金製）で重ね合わせた 2 枚の板を挟み，加圧下でこの間に短時間（数～数 10Hz）で大電流（10k～100kA）の通電を行い，重ね部の抵抗発熱により溶融し，碁石状の溶接部（ナゲット）を形成する．シーム溶接は円板状の回転電極を用いて文字どおり縫うように連続的に溶接部を形成する．板の重ね部に突起を付け，初期通電を確実にし，ナゲット形成の信頼性を高めたのがプロジェクション溶接である．いずれも母材表面や電極表面のクリーニングが良好な溶接性を得るために重要である．

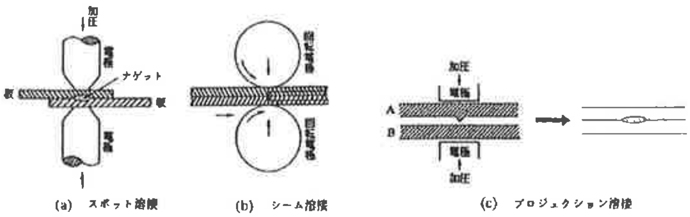


図7　各種抵抗溶接

4.4 高エネルギービーム溶接

4.4.1 電子ビーム溶接

電子ビーム溶接は細く収束した高い運動エネルギーを有する電子ビームを母材に衝突させ，その運動エネルギーを熱エネルギーに変えることにより母材を溶融して溶接するプロセスであり，高真空中（10^{-4}Torr 台）の溶接チャンバー内で行われる溶融溶接である[11]．電子ビームの加速電圧により 40～60kV の低電圧型と 100～150kV の高電圧型に分けられる．電子ビーム溶接の特徴は次のようになる．

①エネルギー密度がアーク溶接に比して格段に高い.

②深溶込みのビード形状：①のためにビーム照射部では母材が瞬間的に溶融・蒸発し，このときの蒸発圧力が溶融金属を押しのけるためにビーム孔が形成される．電子ビームはこのビーム孔を通過して母材内部に到達し，**図 8**[12] に示すようなビード幅に対して溶込み深さが極端に深いビード断面形状を示す.

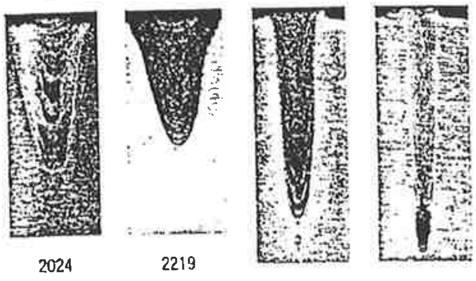


図８　電子ビーム溶接部断面溶込み形状

③厚板（50～100mm）の１パス溶接が可能である（横向溶接の場合）.

④高速度溶接が可能である.

⑤母材の熱影響が小さい．熱処理型合金に適している.

⑥溶接部の変形が小さい．割れ難くなるために割れの問題のためにアーク溶接が困難な合金（2000 系，7000 系）でも溶接が可能.

また，以下のような電子ビーム溶接に特有な現象もある.

⑦蒸気圧の高い合金元素の選択蒸発：真空中での溶接のために Zn，Mg，Mn は蒸発しやすく，溶接金属中の成分が減少する.

⑧合金による溶込み形状の違い：⑦のために Zn，Mg，Mn を含む合金では同一溶接条件でも溶け込みは図 8 に示すように大きく異なり，これらの成分が多い合金ほど深溶込み形状を示す.

⑨ビーム焦点位置による溶込み形状の違い：同一溶接条件でも電子ビームの焦点位置を母材表面より下方もしくは上方にずらすことにより溶込み形状が大きく異なる.

4.4.2 レーザ溶接

レーザビームは電子ビームと同様に高エネルギービームであり，エネルギー密度が高い．このためレーザ溶接[13] は以下のような特長を有している.

①深溶込みビードが得られる．電子ビーム溶接よりはその程度は劣る.

②高速度溶接が可能である.

③母材への熱影響が小さい.

④溶接部の変形が小さい.

⑤大気中での溶接が可能である．電子ビームは真空チャンバー内でしか実施できないが，レーザ溶接は Ar，He をシールドガスとして大気中で実施できる.

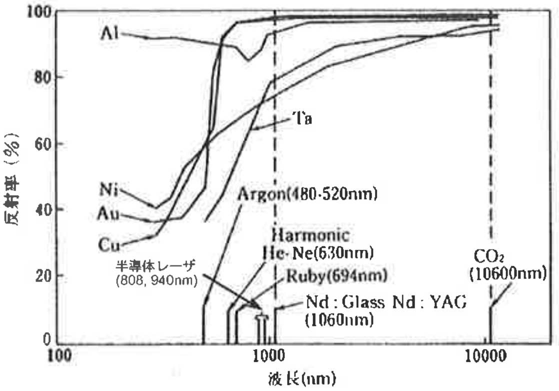


図９　レーザ波長と各種金属の反射率の関係

レーザビームには各種波長のものがあるが，溶接には赤外域の CO_2 レーザ

（波長 10.6μm，連続出力），Nd:YAG（波長 1.06μm，連続出力，パルス出力）及び半導体レーザ（波長 808nm, 940nm, 連続出力）が用いられる．**図 9**[14] に示すようにアルミニウムはレーザビームに対して高い反射率を示す．レーザビームの波長が短いほど反射率は小さくなる（吸収率は高くなる）ためにアルミニウムに対しては Nd:YAG レーザや半導体レーザが有利であり，またこれらはファイバー伝送ができる利点がある．

一般的に，蒸気圧の高い Mg や Zn を多く含む Al 合金では溶接部に気孔が発生しやすい．これらの金属蒸気によりビーム孔が不安定となり，ジールドガスを巻き込みやすくなるためである．また割れ感受性の高い 2000，6000 及び 7000 系では割れ防止のために適当な溶加材の添加が必要である（表 10 参照）．

5. Al 合金の溶融溶接性

5.1 溶接部形成組織

5.1.1 溶接金属（WM）

Al 合金の溶接金属の形成組織は例えば**図 10**[15,16] に示すように合金や溶接条件により大きく異なる．工業用純 Al(A1050) では低速度溶接時には主として柱状晶より成るが，高速度溶接時にはビード中央部では等軸晶が形成する．一方，合金量の多い 5083 では低速度溶接時でもすでに等軸晶が形成する．また場合によっては，(d) に示す羽毛状晶が形成する場合もある．このような形成組織の変化は材質パラメータである溶質濃度 C_0（合金添加量）と溶接条件に関係するパラメータである凝固パラメータ $G/\sqrt{R}$（G: 温度勾配、R: 成長速度）より図 **11**[15] のように表される．すなわち，C_0 が大きく，$G/\sqrt{R}$ が小さい程，デンドライトが発達し，等軸晶が形成しやすくなる．溶接ビード部の組織変化は図 **12**[15] のようになる．ビード中央部に向かうにしたがって G が小さく，か

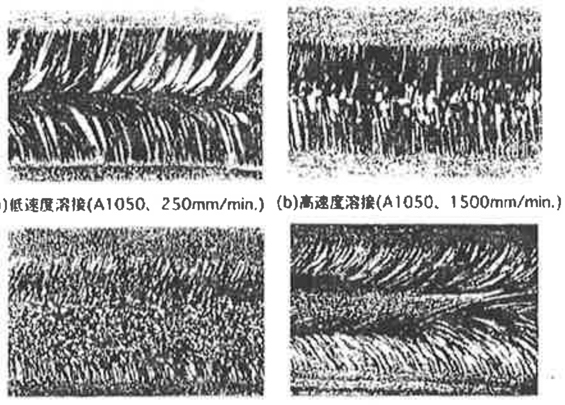


図 10 溶接金属の形成組織例

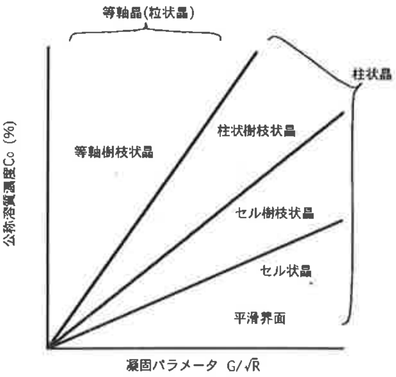


図 11 形成組織と溶質濃度，凝固パラメータとの関係

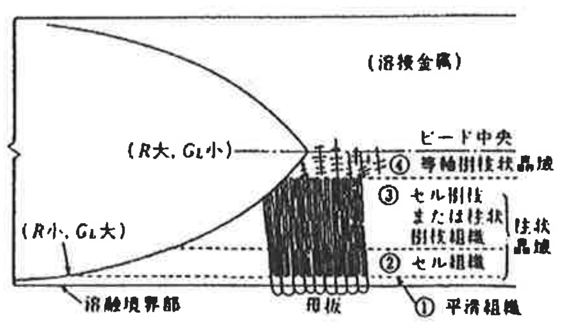


図 12 溶接金属内における形成組織の変化

つ R が大きくなるためであり，図 10 の変化が説明される．なお羽毛状晶は等軸晶から柱状晶への遷移過程で，等軸晶が形成する直前の条件域で発生しやすいと言われている．

Al 合金の特徴は Ti，B 及び Zr などの微量添加元素の存在により同一合金でも形成組織が大きく異なることである．これらの元素は結晶粒微細化元素と呼ばれており，等軸晶の凝固核を形成することにより等軸晶の形成を容易にする効果がある．また，溶接中に溶融池内の溶融金属を磁気撹拌法 [17] や低周波パルス溶接法 [18] により強制的に撹拌し等軸晶化を図ることも可能である．このような溶接金属の等軸晶化による結晶粒微細化は凝固割れの防止や機械的性質の向上に有効である．

5.1.2　熱影響部(HAZ)

図 13 に溶接部断面上での HAZ 組織の模式図を示す．マクロ組織では再結晶，ミクロ組織では過時効や析出物の固溶，溶融部境界部近傍では粒界液化などが起こる．

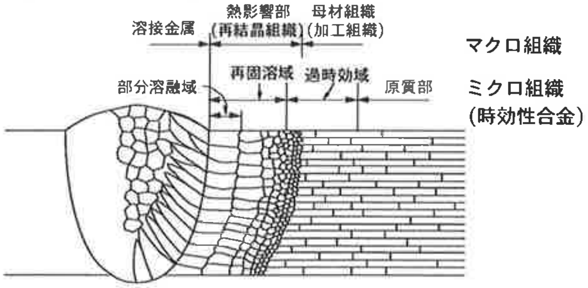


図 13　溶接部断面組織模式図

(1)　加工硬化材(1000、3000 及び 5000 系)

再結晶温度(約 300℃)以上に加熱された領域は再結晶組織となり，軟化する。加工度が大きいほど再結晶温度が低下するために，軟化域も広くなる．軟化域の強度は 0 材(焼なまし材)相当にまでに軟化するために，溶接入熱を小さくして軟化域の幅を狭くすることなどが重要である．

(2)　時効硬化材(2000、6000 及び 7000 系)

マクロ組織では(1)と同様の変化が見られるが，さらにミクロ組織的な変化として，時効（焼もどし）温度（合金により異なるが，120～200℃程度）以上に加熱された領域では過時効や析出物の固溶が発生する．このため HAZ は**図 14** [19] に示すように軟化し，強度が低下する．強度回復のためには溶接物全体に溶体化→焼入れ→焼戻（時効硬化）の熱処理を行う必要があるが，大型構造物では困難である．このため加工硬化材

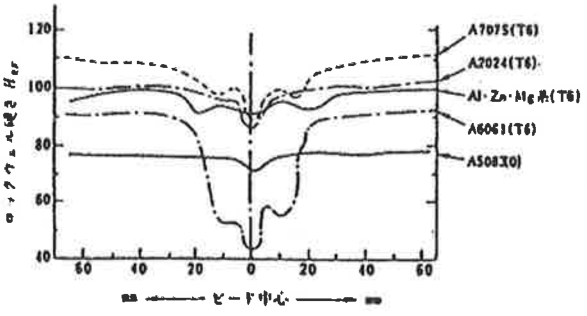


図 14　ティグ溶接部の硬さ分布
(共金溶加材)

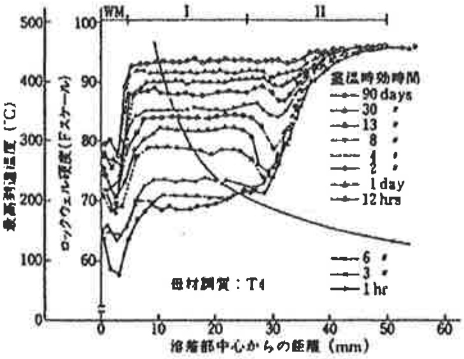


図 15　7N01 合金溶接部の自然時効による硬さ分布の変化

と同様に可能なかぎり小入熱溶接を行い，HAZ の幅を狭くすることが望ましい．なお 6061 や 7075 では溶接後の冷却速度が十分に速い高エネルギー溶接や摩擦攪拌接合の場合には，溶接のままでも熱影響部の大部分は焼入れ状態となるために溶接後の焼戻処理（T5 に相当）により硬さをある程度まで回復することができる．さらに 7000 系合金の中で、Cu をほとんど含まない Al-Zn-Mg3 元系の 7N01 及び 7003 では通常のアーク溶接でも溶接後の空冷により HAZ 部が焼入状態となり，かつ室温で時効硬化して**図 15**[20] に示すように硬さが回復する．これは自然(室温)時効硬化性と呼ばれている．

5.2 溶接金属部の機械的性質

5.2.1 引張特性

(1) マクロ組織（柱状晶、等軸晶、羽毛状晶）

図 16[21] に示すように強度に及ぼすマクロ組織の影響はほとんどみられないが，伸びは等軸晶では若干増加する．羽毛状晶では**図 17**[22] に示すようにかなり減少する．

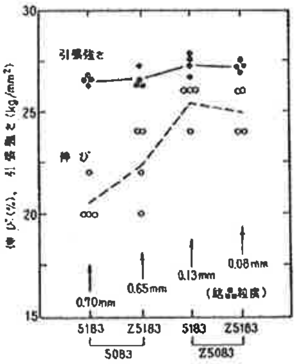


図 16　5083 ミグ溶接部の引張性質に及ぼす結晶粒径の影響（Z は Ti,B の添加の試作材）

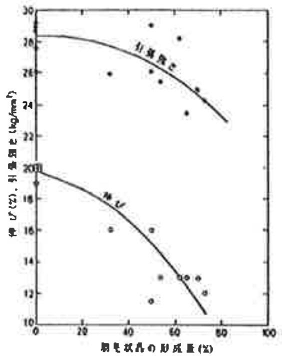


図 17　5083 合金ミグ溶接部の引張性質に及ぼす羽毛状晶の影

(2) ミクロ組織

図 18[23] に示すように 5000 系合金では溶接入熱が大きいと引張強さが低下する．これは**図 19**[23] に示すように入熱の増大とともにサブグレインが粗大化(デンドライトアームスペーシングが増加)するために，粒内の固溶元素(Mg) が減少するためである．このため，過度な溶接入熱はさけなければならない．

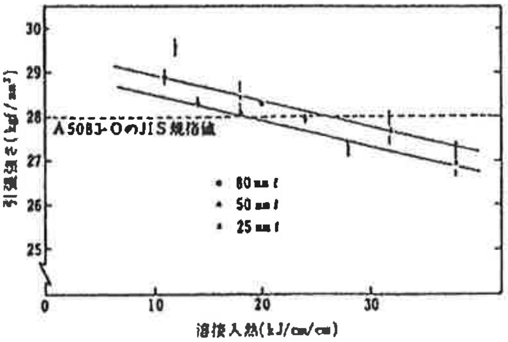


図 18　溶接金属の引張強さと溶接入熱（単位板厚）との関係

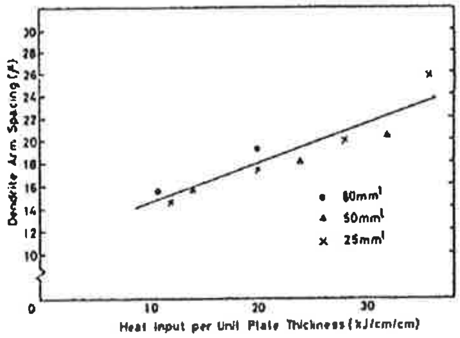


図 19　デンドライトアームスペーシングと溶接入熱（単位板厚）との関係

5.2.2 低温靱性

鉄鋼のように結晶構造が体心立方構造を有する材料では低温になると急に延性を失って脆くなる現象（低温脆性）があるが，アルミニウムのように面心立方構造の材料では低温でも延性を保ち，いわゆる低温脆性は示さない．**図 20**[19]は引裂試験による各種アルミニウム合金の亀裂伝播エネルギーと温度との関係を示す．

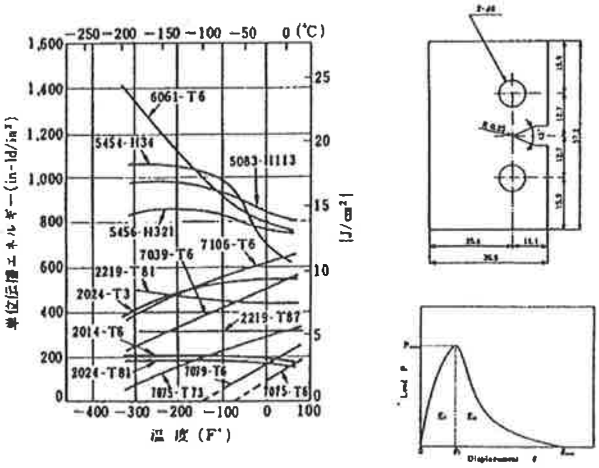


図 20　各種 Al 合金の亀裂伝播エネルギーと温度との関係

一般に各種アルミニウム合金の低温靱性は次のようになる．

①1000, 3000, 5000, 6000 系合金は良好であり，-196℃でも延性破壊を示す．

②2000 系合金は上記グループよりは靱性は低いが，2219 は-196℃でも良好である．

③高強度の 7000 系合金は-196℃の極低温では靱性が劣化する．不純物（Fe, Si），Mn, Cr 量の低減による改善が図られている．

5.2.3 疲労特性

図 21[24]に示すように Al 合金溶接継手の疲労強度は静的引張強度に比して著しく低下する．これは合金の種類にはよらない．このため疲労を受けるような溶接構造物の強度設計に当たっては特に注意が必要である．余盛の存在は疲労強度を低下させる（**図 22**[1]）．また余盛が存在している場合には余盛の形状（余盛角度）が大きい程疲労強度を低下させる（**図 23**[1]）．これは余盛部と母材との境界部（止端部）が応力集中部となりここから疲労亀裂が進展伝播するためである．**図 24**[1]に示すようにすみ肉継手で

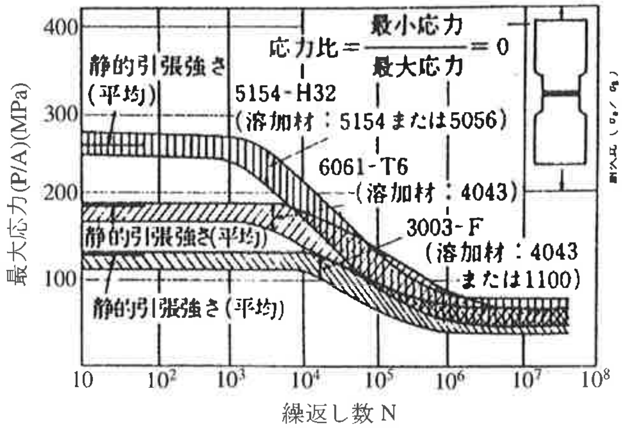


図 21　各種 Al 合金のティグ突合せ溶接継手の疲労強度

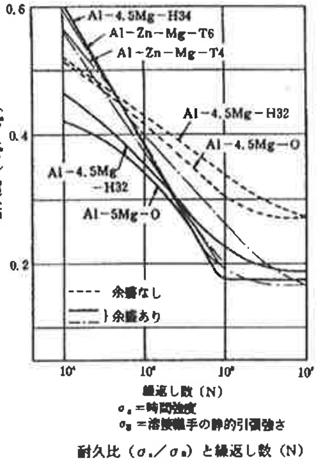


図 22　疲労強度に及ぼす余盛の有無

も同様の傾向にある．このため以下の対策がとられる．

①余盛の削除．

②余盛止端部を滑らかに仕上げる．

③ショットピーニング等による止端部への圧縮残留応力の付与．

④アンダーカットの防止．

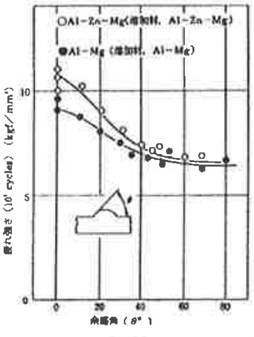


図 23　余盛角度が疲労強度に及ぼす影

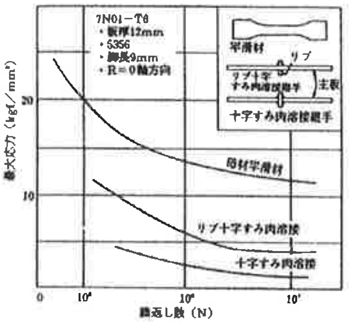


図 24　すみ肉継手の疲労強度

6.　溶接欠陥とその防止

6.1 溶接欠陥の分類

溶接欠陥は，**表 13** のように分類されているが，Al 合金を対象とした場合の狭い意味での溶接欠陥は，溶接割れ，気孔，融合不良などの内部欠陥を指すことが多い．これらは溶接構造物の信頼性に大きな影響を及ぼすためである．

表 13　溶接欠陥

- 溶接欠陥
  - 形状欠陥
    - ひずみ
    - 寸法不良（脚長不良，余盛り高さ過大など）
    - 外観不良（表面汚れ，凸凹，幅不揃いなど）
    - アンダーカット
    - オーバーラップ
    - 溶込み不良
  - 内部欠陥
    - 割れ（ビード割れ，クレーター割れなど）
    - ブローホール
    - 融合不良
    - 巻込み（タングステン）
  - 性質欠陥
    - 機械的性質（強度・伸び不足など）
    - 化学的性質（耐食性低下など）

6.2 溶接割れ

Al 合金の溶接時に溶融部で発生する割れは，高温割れであり，結晶粒界の低融点液膜の存在による粒界割れである．凝固割れと液化割れに分けられる．また発生場所により**図 25** のように呼ばれる．**図 26**[24] は液化割れ例を示す．

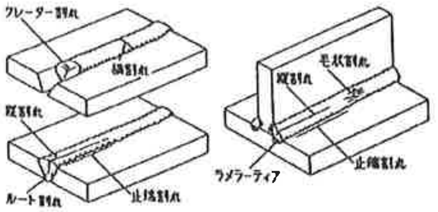


図 25　溶接割れ形態

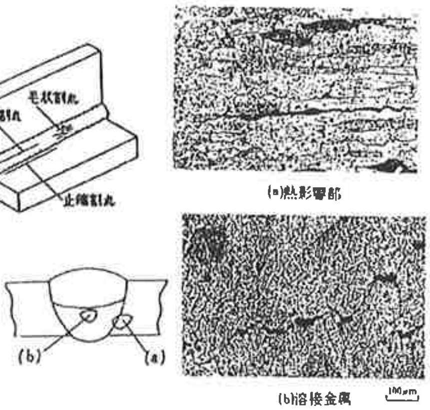


図 26　液化割れの一例(7N01)

6.2.1 凝固割れ

(1) 割れ発生機構

凝固割れは大きくは①材料的特性：凝固中の固液共存相域における低延性（脆性）特性と②力学的特性：溶接中に起こる変形（変位）特性の２つの因子の相互関係により引き起こされる．**図 27** は溶接中の溶接ビードをはさむ 2 点 Y-Y' 間の変位曲線を模式的に示す．溶融池が通過すると Y-Y' 間は収縮するが，母材の拘束により自由収縮はある程度制限される．このため，溶融池後方には引張ひずみが加わり，母材の拘束が大きい場合や，また外部から大きな引張変形が加わると液相線 (T_L) と固相線 (T_S) の間の固

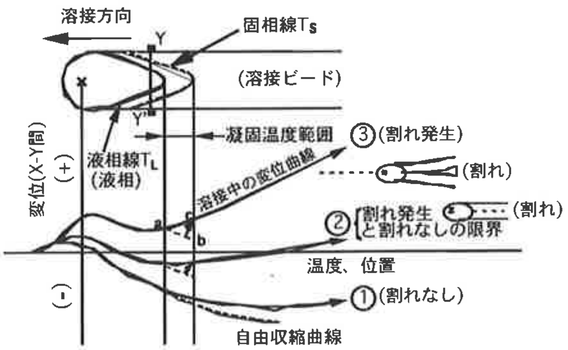


図 27　溶接時の溶接部近傍の変形曲線

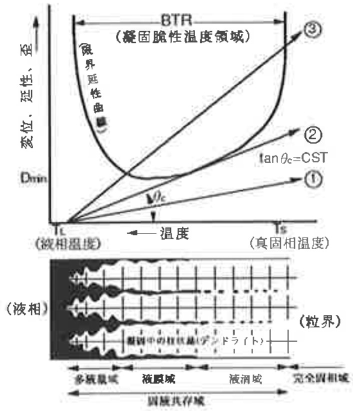


図 28　溶接割れ発生機構模式図

液共存域で凝固割れが発生する．**図 28** はこの部分を拡大したものである．凝固時のミクロ偏析による粒界の液相は温度の低下とともに液量が減少し，T_L 近傍の多液量域，液膜状に存在する領域，　さらに T_S 近傍の液相が断続的に存在する液滴域を過て，完全固相に至る，この温度域は凝固脆性温度域と呼ばれ合金の延性は極めて低く，一般に上図のような限界変位曲線を有する．特に，液膜域の延性が最も低く，この部分で最初に割れが発生する．多液量域では常に溶融池から液相が補充されるために割れ難く，また液滴域では固相同士の粒界の存在により延性が回復する．ここに図 28 で示した原因で(3)のように延性曲線と交わるような大きな引張ひずみが加わると粒界はこのひずみに耐えきれずに開口して割れが発生することになる．したがって凝固割れを防ぐためには，①材料学的には，狭い BTR と高い Dmin(最低延性)を有する合金組成の溶接金属とする．②力学的には溶接金属に加わる引張ひずみが限界曲線(CST)以下になるように溶接条件，拘束条件などを選択することになる．材料学的因子のうち，BTR は固液共存温度範囲 (T_L-T_S) に相当し，合金系及び合金量できまる．またDmin は(a)粒界における残留融液の形態，量及び流動性，(b)結晶粒径：粒界への引張ひずみの分散，(c)凝固収縮率，(d)熱膨張係数などが関係する．

(2) 実用 Al 合金の割れ発生傾向

図 29[25] は Al2 元系合金の凝固割れ感受性と状態図上での凝固過程との関係を示す．凝固温度範囲が最も広くなる合金成分である最大固溶限(b)で最も高い割れ感受性を示すと考えられている．多くの実験データより最大割れ感受性を示す成分 Cm は**図 30**[1,2] のようになる．この Cm は平衡状態図上の最大固溶限とは一致せず，かなり小さな値をとる．これは非平衡凝固によるミクロ偏析のために最大固溶限が見掛け上，低成分側に移動するためである．実用合金の割れ易さは次のようになる．

割れ易いもの：2000，7000 及び 6000 系，(但し 2219 は割れ難い)

割れ難いもの：1000，3000，4000 及び 5000 系，(但し 5005(低 Mg 量)は割れ易い)

合金成分からの対策としては溶接金属成分が Cm からはずれる(Cm よりも多くなる)ようにすることである．すなわち，

①適切な溶加材の選定.

②異種 Al 合金の溶接では溶加材は合金量の多いほうに合わせる.

③溶接金属の結晶粒の微細化には個々の粒界への引張りひずみ量を分散し減少させる効果があり，見掛け上Dmin を上昇させることにより，凝固割れ感受性を低減する．これには次の方法がある.

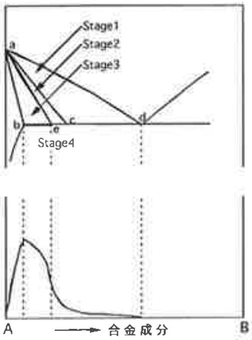


図 29　Al2 元系合金の凝固割れ感受性と凝固過程の関係

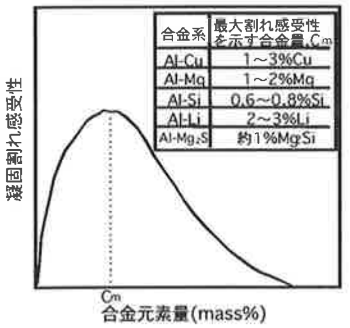


図 30　Al2 元系合金の溶接割れ傾向

(a)結晶粒微細化元素の添加：5000 系には Ti 及び Ti+B, 7000 系には Zr，また溶加材への添加も有効.

(b)低周波パルス溶接や磁気撹拌による溶接金属の結晶粒微細化[17, 18].

6.2.2 液化割れ

凝固割れと同様に液相線と固相線の温度範囲で粒界の局所的な液化と引張ひずみの作用により発生する粒界割れである（図 27 参照).

(1)HAZ 割れ(母材の熱影響を受けた部分での割れ)

合金成分の影響は凝固割れと同様の傾向を示し，2000，6000 及び 7000 系合金で発生しやすい．また組織の影響が大であり，結晶粒が大きくなるほど割れ易い．繊維状加工組織では発生し難い．溶接入熱の低減により，HAZ 幅を狭くし，結晶粒の粗大化を防止し，かつ変形量を少なくすることが割れ発生の防止に重要である.

(2)多層溶接部の前層部割れ(ミクロフィッシャー)

図 31[26] は 5083 合金ミグ溶接部（両面溶接）に認められたミクロフィッシャーであり，結晶粒界に沿って断続的に小さな割れが発生している．破面には液化を示すデンドライト模様が認められる．前層部粒界にはすでに凝固偏析による合金元素の濃化や低融点共晶が形成されているために液化しやすく，このため HAZ 割れよりも割れ感受性は高くなる．割れ防止策として，適当な溶接入熱及び層間温度の選定（過大な入熱を避け，層間温度を十分に下げる）や溶接ビード部の結晶粒微細化（引張ひずみの分散効果）などがある.

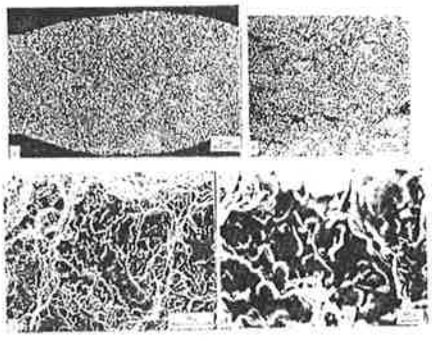


図 31　ミグ溶接部に発生したミクロフィッシャーとその破面形態 (5083)

6.3 気孔

6.3.1 気孔発生機構

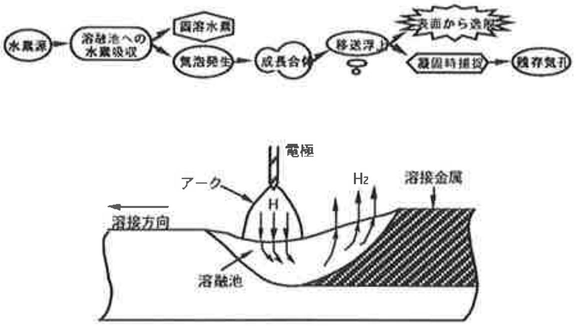


図32　アーク溶接部の気孔発生過程模式図

Al 合金溶接ビード中に生成した気孔の残留ガス分析結果によれば，残留ガスの 85～90vol%は H_2 ガスであり，残りは N_2，Ar，O_2 からなり，水素が主因とされている．図 32 に気孔発生過程の模式図を，図 33[27] に水素の溶解度曲線(水素分圧 1 気圧)を示す．シールドガス中に巻き込まれた空気中の水分などがアーク中で解離して原子状水素となりアーク直下の高温の溶融池表面から溶融金属中へ溶解・吸収される．溶融池の低温部では溶融度の急激な減少及び液−固相間の溶解度差のために気孔が生成し，これが溶融池表面から離脱しきれずに溶融金属中にとじこめられるといわゆる気孔となる．すなわち次の過程を経る．

1)アーク直下での溶融池における溶融金属へのガスの溶解

2)溶融金属の冷却過程でのガス放出

①温度低下にともなう溶融金属の溶解度の減少

②溶融点での液−固相間の溶解度差による放出(固液界面での濃度増加)

また気孔はその形状により次のように分けられる．図 34[28] にその一例を示す．

・球状（ブローホール）（内面はデンドライト模様を呈する）

・ウォームホール（内面はデンドライト模様を呈する）

・不定形の空洞状のもの（内面が酸化されており、デンドライト模様が見えない．ルート部で空気やシールドガス巻き込みなどで発生）

気孔の防止法は基本的には次の２つになる．

①水素源を断ち、溶融金属への水素の溶解・吸収を防ぐ．

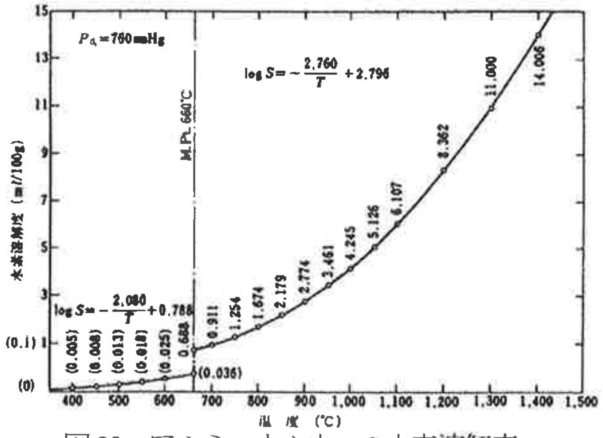


図33　アルミニウム中への水素溶解度
(水素 1 気圧)

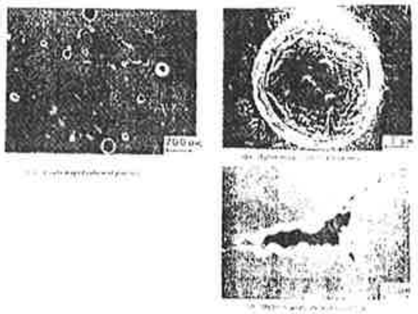


図 34　気孔形態（5083 ティグ溶接部、He-0.5%H_2 シールドガス）

②溶融金属内で生成した気孔の溶融池表面からの離脱を容易にし，促進する．
このためには水素源及び気孔発生に及ぼす因子を把握しておく必要がある．

6.3.2 水素源

気孔を形成する水素は以下の状態がその元となっている．

① 母材及び溶加材中の溶解水素（展伸材 0.3cc/100g 以下，金型鋳物 0.3～0.5cc，砂型鋳物 5～10cc，ダイカスト材 10cc/100g 以上）

②母材・溶加材の表面に吸着・付着した水分，有機物など

③母材表面の水和酸化皮膜（$Al_2O_3 \cdot nH_2O$）

④シールドガス中の水素、および水分

⑤シールドが不完全な場合にアーク雰囲気中に巻き込まれた周辺空気中の水分

- Ar 中にH_2が 0.03%混入で気孔発生．
- Ar の露点が-40～-30℃以上で気孔発生．

⑥溶接トーチ，チューブ中の結露やよごれ

6.3.3 気孔発生に及ぼす溶接施工因子と防止法[1, 19, 29)]

(1) 母材前処理

母材の継手部及び開先面の前処理は気孔防止の観点から極めて重要であり，表面の脱脂と酸化皮膜の除去を目的に以下の処理が行われる．

①有機溶剤による表面脱脂

②機械的方法による除去：清浄なステンレス鋼製ワイヤブラッシング

③化学的方法による除去：5～10%水酸化ナトリウム溶液（約 70℃，約 1 分）浸して水洗後，中和（約 15%硝酸，常温で約 2 分浸す），水洗後，湯洗，乾燥．

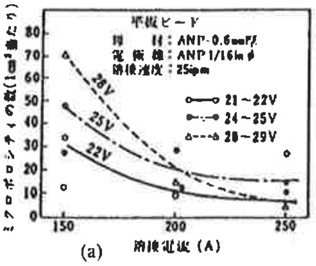
通常は①＋②の組合せであり，③の場合はこの処理単独でよく，特にひどい汚れや酸化皮膜が厚い場合に用いられる．いずれも前処理後は速やかに溶接施工を行う必要がある．なお開先加工は機械加工仕上げが望ましい．

(2) 溶接法，溶接条件などの溶接施工条件の影響

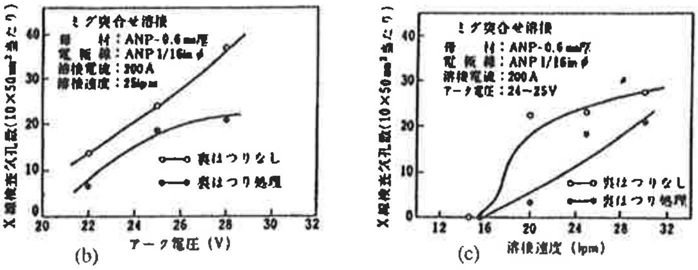
(a) 溶接法：ミグ溶接はティグ溶接より発生大
（冷却速度大，細い溶接ワイヤの使用）

(b) 溶接電流，電圧，溶接速度（図 35[30)]）

- 電流増大で減少
- アーク電圧増加で増加



(a)



(b) (c)

図 35　気孔発生に及ぼす溶接電流，電圧，溶接速度の影響

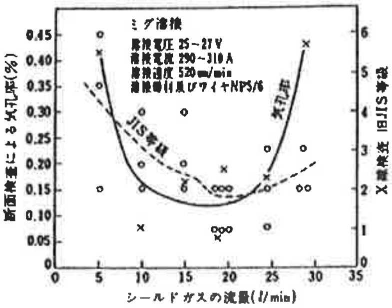


図 36　気孔発生に及ぼすシールド
ガス流量の影響

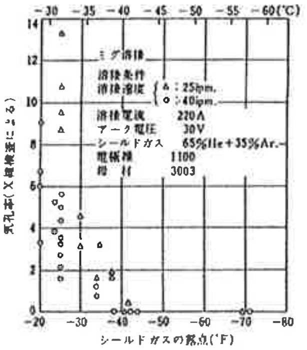


図 37　気孔発生に及ぼすシールド
ガス露点の影響

・溶接速度は速いと増加（極端に速くなると減少）

(c) シールドガスの種類，純度，流量

・シールドガス量に適正値がある（**図 36**[19)]）

・露点が-40℃以上で急速に増大（**図 37**[31)]）

・純 He は Ar、Ar+He より少ない（冷却速度の低下）

(d) 開先形状，継手形状，溶接姿勢

・下向きよりも横向，上向き，ルート間狭いほど発生する（**図 39**[82)]）

・溶融地表面からのガスの逃げやすさやクリーニング作用により関係

(e) 合金元素（**図 39**[33)]）

・純アルミニウムよりも合金の方が水素溶解度は大きいので気孔は発生しにくい.

(3) 溶融池撹拌による防止（図 40[28)]）

低周波パルスミグ溶接や溶融池の磁気撹拌により溶融池表面からの気孔離脱を促進し，気孔形成を抑制することができる.

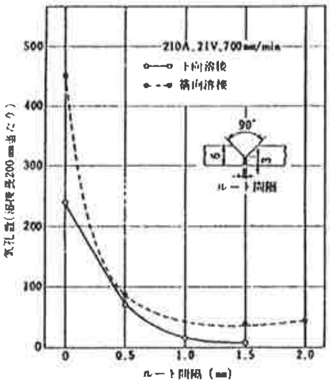


図 38　気孔発生に及ぼす溶接
姿勢，開先形状の影響

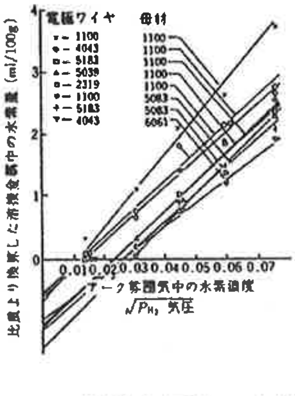


図 39　溶接金属中の水素量
(気孔内)と雰囲気中
の水素分圧との関係

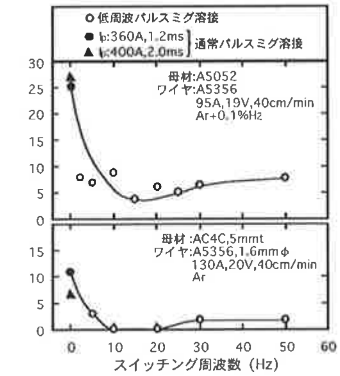


図 40　パルスミグ溶接
の気孔抑制効果

6.4 その他の溶接欠陥

6.4.1 形状欠陥

溶接ビードが望ましくない外観形状を呈するもので，代表的なものに**図 41** および**図 42** に示すアンダーカットとオーバーラップがある．溶接部の機械的性質や耐食性に悪影響を及ぼす．

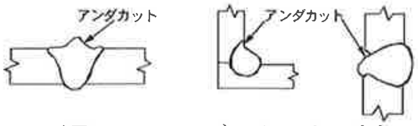


図41　アンダーカットの例

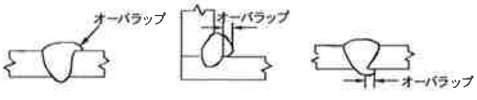


図42　オーバーラップの例

6.4.2 融合不良および溶込み不足

いずれも未溶着部が存在するために割れと同様に強度低下が著しい．

(1)　融合不良（**図 43**）

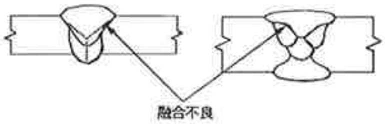


図43　融合不良の例

溶融金属が母材と冶金学的に結合しないうちに凝固してしまう現象であり，Al 合金では大きな熱伝導度のために冷却速度が早くなり，発生しやすい．原因として，開先(初層もしくは多層溶接時の層間)の酸化皮膜やよごれの存在及び不適切な溶接条件(電流不足，速度過大, アーク長過大など)などがある．防止策として，溶接電流の増加など適正な条件の選択や開先先端半径の増加などが挙げられる．

図 44　コールドシャットの例

(2)　コールドシャット(Cold Shut)（**図 44**[12]）

電子ビーム溶接部に特有の現象であり，断続的湯流れと極めて速い冷却速度が原因である．融合不良とよく似ているが，部分的には冶金学的に結合している場合が多い．適切な溶接条件の選定により防止できる．

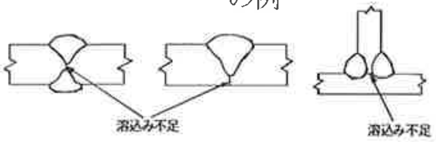


図45　溶込み不足の例

(3)　溶込み不足（**図 45**）

十分に大きな溶接入熱および適当な開先形状の選定により防止できる．

6.4.3 巻込み

溶接金属中に異質の介在物が入り込んだ状態を巻込みというが，これには次のような物がある．

(1)酸化物：開先表面の酸化皮膜や汚れ等の付着物，溶融池の乱れなどが原因．前処理，開先形状，運棒法，溶接条件などを改善すればよい．

(2)タングステン：ティグ溶接の場合のみ発生する．電極径に対し過大な電流を流した場合，電極が母材や溶接棒と接触した場合に巻き込まれる．

(3)ワイヤブラシ：溶接直前にワイヤブラシをかけることが多いがワイヤが脱落し開先底部に残ると溶接金属中に巻き込まれる．

(4)銅：ミグ溶接でバーンバックするとチップの銅が溶け落ちて溶接金属に巻き込む恐れがある．

7.　新しい接合法-摩擦攪拌接合法-

7.1 摩擦攪拌接合法の原理と特徴

英国溶接研究所（TWI）が 1991 年に国際特許を取得した全く新しい接合法であり[34]，母材を溶融することなく接合する固相接合法である．Friction Stir Welding（略称 FSW）と呼ばれている．表 11 に示した既存の固相接合法はその適用が小さな部材サイズや特殊な継手形状に限定されていたが，FSW では後述するように溶融溶接とほぼ同様に板材の突合わせ・長手接合継手の形成が可能である．

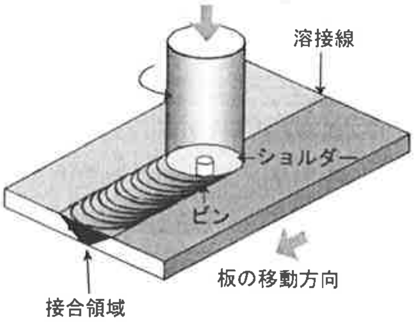
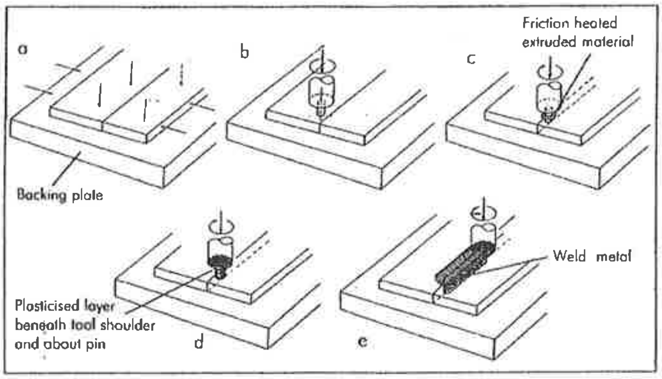


図46　FSW の模式図

(1) 原理

図 46[35,36] および**図 47**[36] に FSW の原理を示す．高速回転しているピン（プローブとも呼ばれる）を突合わせた２枚の板の突合わせ部表面に押しつけると，摩擦熱によりピンに接触している部分の温度が上昇し，ちょうど水あめのように塑性流動を起こし 2 枚の板が混ざり合う．このときピン（もしくは板）を突合せ部に沿って移動することにより接合が可能となる．溶融溶接が困難な 2014，2024 及び 7075 等の航空機用高強度 Al 合金の接合も可能となっている．**図 48**[37] に 2024 の FSW による接合部の組織を示す．接合部は中心部のピンが通過した部分は攪拌部(SZ)と呼ばれており，動的再結晶により微細な再結晶組織となり，しばしばオニオンリングと呼ばれる特徴的な組織も呈する．この周囲には塑性流動の特徴を示す熱加工影響部(TMAZ)があり，さらにその母材側にいわゆる熱影響部(HAZ)がある．接合部の最高到達温度は接合条件や合金によっても異なるが，400～450℃程度である．ミグ溶接では溶融池温度は 1000℃以上



(a)２枚の部材を突合せてバッキングプレートに固定する。(b)円柱の端面に特殊形状のピンを付けたツールを突合せ部の真上にセットする。(c)ツールを一定の回転速度で回転させながら，ピンを突合せ部に押し込む（挿入する）。(d)ピンを押し込むに従い，摩擦熱で加熱されて塑性流動化した金属がピンの周りの表面に押し出されるが，最終的にツール端面（これを専門用語でショルダーと呼ぶ）を板表面に強く押し付けることによりこの金属の押出しは抑制される。またこの時，ツール端面での著しい摩擦発熱により突合せ部は高温に加熱される。(e)この状態でツール（もしくは部材）を板に対して移動すると塑性流動化した金属は回転するピンの周りを前方部から後方に移動し，ピンの移動，すなわち熱源の移動と共に冷却されて接合部が形成される。［図：C.J.Dawes］

図47　FSW の溶接過程

になることが知られており，FSW ではより低温の接合法である．

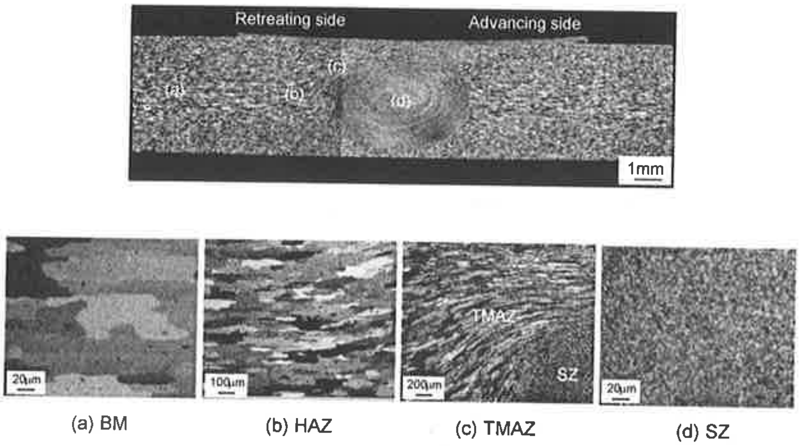


図48　2024のFSW横断面組織

(2) 特徴

FSW の特長をアーク溶接と比較すると以下のようになる[38]．

①固相接合であり，溶融溶接特有の割れ，気孔の発生が無い．

②紫外線，スパッタ，ヒュームの発生が無いクリーンな作業環境である．

③接合長の長い接合部でも変形が極めて小さい．

④溶融溶接に比して残留応力が小さい．

⑤開先前処理が不要である．

⑥溶加材及びシールドガスが不要である．

⑦既存の工作機械技術が適用でき，オペレータの技量に依存しない．

⑧自動化が容易である．

⑨固相接合であるが，突合せ，すみ肉，重ねを含む幾つもの継手形状が適用可能．

⑩板厚が異なる継手が可能．

⑪異種金属接合が可能．

また欠点としては，接合部材の強力な拘束治具が必要であり，このため３次元形状の接合継手が難しいことなどがある．

また，**図49**[35,36] にFSWによる各種継手形状例を示す．

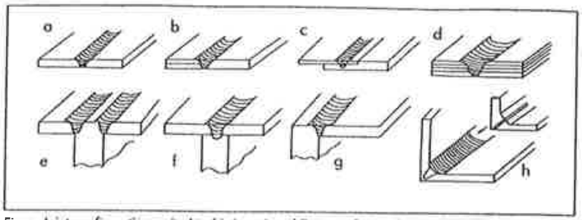


Fig　Joint configurations suited to friction stir welding. a – Square butt, b – Combined butt and lap, c – Single lap, d – Multiple lap, e – 3 piece T butt, f – 2 piece T butt, g – Edge butt, h – Possible extrusion design to enable corner fillet weld to be made.

図49　FSWによる継手形状例

表14　FSW突合せ継手の引張性質

Al合金	引張試片	0.2%耐力 N/mm²	引張強さ N/mm²	伸び %	破断位置
2014A-T6	溶接継手	247	378	6.5	HAZ
	母材	423	474	12.5	母材
5083-O	溶接継手	142	299	23	母材
	母材	148	298	23.5	母材
7075-T7351	溶接継手	208	384	5.5	HAZ
	母材	476	548	13	母材

(3) 応用

このような特長を生かして以下のような分野への応用が進められている．

(a)　船舶，鉄道車両，自動車等の溶接構造物

・小さな変形，自動化，高品質のため

・5000及び6000系合金

(b)　溶融溶接が困難なAl合金の溶接

・2000 及び 7000 系合金（航空機におけるリベット接合の代替）

・鋳物およびダイカスト材

・複合材料（粒子分散型Al 基合金）

7.2 摩擦攪拌接合部の機械的性質

表 14[39] に継手引張特性例を示す．溶接構造用アルミニウム合金として最もよく用いられている 5083 は母材破断であり，100%の継手効率である．溶融溶接がほぼ不可能な 2014 および 7075 でも接合が可能であり，かつ継手強度も高く，母材の 70-80%の値が得られている．**図 50** 及び**図 51**[40] はそれぞれ鉄道車両に用いられている 6N01 の継手強度及び疲労強度をミグ溶接部と比較して示したものであり，いずれも FSW はミグ溶接よりも高い強度であり，優れた機械的性質を示す．

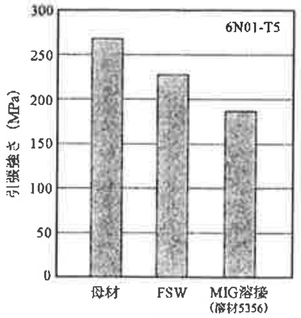


図50　6N01-T5 材母材及び FSW，MIG 溶接継手の引張強さ比較

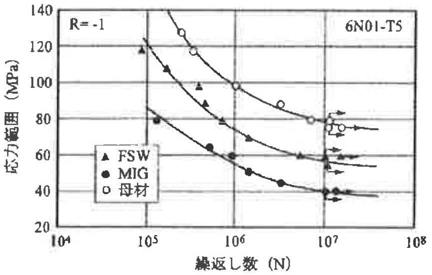


図 50　6N01-T5 材母材及び FSW，MIG 溶接継手の疲労試験結

8．おわりに

Al 合金は地球環境保全の観点から今後益々その重要性が増していくものと思われる．本講義がこの分野に携わる方々の一助となれば幸いである．最後に参考文献より多くの図表を引用させて頂いた．ここに深謝いたします．

参考文献

1) 軽金属協会：アルミニウムハンドブック（第４版），1990.

2) 日本溶接協会：新版ティグ溶接法の基礎と実際，産報出版，1992,185.

3) 内田：溶接技術，34(1986),2,19.

4) 馬場ら：軽金属，33(1983),10,618-631.

5) 中田：軽量化・材料とその接合技術，上田編，溶接学会，1994,第７章.

6) 原田：アルミニウム合金の溶融溶接方法と溶接機器，溶接学会「車体の軽量化」特別研究委員会資料，1992・7.

7) 三田，鹿島，品田：交流ミグ溶接の基礎検討，溶接学会１３５回溶接法研究委員会資料，1991・12.

8) 谷本，平本，片山：軽金属溶接，32(1994),8,352-357.

9) M.Tomsic,S.Barhorst：Weld.J.,63(1984),25.

10) H.Woodward：Weld.J.,1996,3,34-40.

11) 溶接学会編：溶接・接合便覧，丸善，1990，342.

12) 大隈：大阪大学学位請求論文，高力アルミニウム合金の電子ビーム溶接に関する

基礎的研究, 1972.
13)溶接学会編：溶接・接合便覧, 丸善, 1990, 354.
14)浜崎：実用レーザ加工, テック出版, 1986.
15)松田：溶接冶金学, 日刊工業新聞社, 1972.
16)M.Katoh et al : Trans.JWS,3(1972),2,292-301.
17)松田, 中田, 塚本, 成願：溶接学会論文集, 4(1986),1,120-125.
18)中田, 松田, 成願, 原田, 上山：溶接学会論文集, 12(1994),1,108-114.
19)水野ら：アルミニウムとその合金の溶接, 産報出版, 1979.
20)水野ら：溶接学会誌, 36(1967),854.
21)福井：軽金属, 24(1974),181.
22)仙田ら：溶接学会誌, 41(1972),1217.
23)箕田ら：溶接学会誌, 45(1976),61.
24)今泉, 麻野, 奥藤：軽金属, 30(1980),12,736-753.
25)J.C.Borland : B.W.J.,7(1960),8,508.
26)松田, 中川：溶接部破壊面のフラクトグラフィ集, 1979,黒木出版社, 194.
27)C.E.Ransley et al : J.Insti.of Metals,74(1948),559-621.
28)F.Matsuda,K.Nakata,Y.Miyanaga,T.Kayano,K.Tsukamoto:Trans.JWRI,7(1978),181-193.
29)軽金属溶接構造協会：アルミニウム溶接ミグ溶接部の気孔防止マニュアル, 1979.
30)鈴木ら：溶接学会誌, 25(1956),11,612-618.
31)Z.P.Saperstein et al:Weld.J.,43(1964),443-453s.
32)塔本ら：溶接学会誌, 44(1975),1,22-35.
33)R.A.Woods : W.J.,43(1974),3,97-108s.
34)Thomas, W.M., et al.:Friction stir butt welding. International Patent Application No.PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No.9125978.8.
35) C.J.Dawes: An introduction to friction stir welding and its development, Weld. & Metal Fab., January 1995,13-16.
36) C.J.Dawes and W.M.Thomas: Friction Stir Process Welds Aluminum Alloys, W.J.,1996,March,41-45.
37) K.Nakatas: ISIJ International, 40-s(2004), s15-s19
38) Bob Irving: Why Aren't Airplanes Welded?, W.J., 1997, January, 31-41.
39) C.J.Dawes: Seam Weldings Aluminium Sheet and Plate, Using the Friction Stir Welding Process, Proc. of the 6th Int. Symp., JWS, (1996), Nagoya, 711-718.
40)古賀：高温学会誌, 32-2 (2005), 88-93.