

## 異種アルミニウム鑄造合金の TIG 溶接について\*

大橋 照 男・市 川 理 衛

金 属 工 学 科  
(1979年9月4日受理)

## TIG Welding of Dissimilar Aluminum Alloy Castings

Teruo OHASHI and Riei ICHIKAWA

Department of Metallurgical Engineering.  
(Received September 4, 1979)

An experiment has been carried out on simple castings of 3 different aluminum binary alloys in order to reach a better understanding of the problems involved in the butt-welding of some pairs of the dissimilar alloy castings: the microstructures, mechanical properties and weld crack susceptibility of these weld joints are investigated and the weldability of the dissimilar aluminum alloy castings is also discussed briefly in view of the behavior of alloying elements in both of the weld metals and base metals.

## 1. 結 言

最近各種の材料の特徴を有効に利用し併せて省資源化を図るために異種金属溶接法の開発とそれらの施工例が多く見られるようになった。<sup>1)</sup> また本来製品に対して仕上げ加工以外の加工は行わないとされる鑄物においても溶接による構造組立も試験的に行われるようになった。<sup>2)</sup> しかし、これら異種金属同士または鑄物を溶接する際、冶金学上の問題が多く生じることは容易に予想され得る。このため適当な溶接方法、溶加材の選択、中間金属の適用とその選択などを検討することによって解決の糸口を見出す試みがなされている。本研究ではアルミニウム合金鑄物でかつ、それらの異種合金の溶接と云う所謂2つの主題を含む場合のTIG溶接法による溶接性について組織観察、機械試験、拘束試験などにより検討した。

## 2. 実験方法

供試材は市販の99.7%工業用純アルミニウム、99.9%純マグネシウム、Al-35%CuおよびAl-25%Si母合金より溶製したAl-4.5%Cu、Al-10%Mg、Al-11%Si合金

の3種類とし、これらをシエル砂型に注湯し狭角90°のV字形開先となる板状鑄物(7×95×95)を作製してTable Iの組合せで突合せ溶接に供した。なお溶接前にすべて開先はワイヤー・ブラシにより表面清浄化を行った。用いた溶加材は径3mmのAl-1.2%MnおよびAl-4.5%Si合金であり母材との組合せはTable Iに示す。

溶接は最大溶接電流200A、AC-DCTIG溶接機により電極移動を自走式とした半自動式で行った。溶接条件は、Table IIに示すようである。なお拘束試験の溶接条件は電流180A、電極移動速度150mm/min、ガス流量17~20 l/min、3パスとした。

Table I Combinations of the alloys for butt-welding.

Symbol	alloy I	filler metal	alloy II
A	Al-11%Si	Al-Mn	Al-10%Mg
B		Al-Si	
C	Al-11%Si	Al-Mn	Al-4.5%Cu
D		Al-Si	
E	Al-10%Mg	Al-Mn	Al-4.5%Cu
F		Al-Si	

\* 軽金属学会第52回春期大会(昭和52年)に一部発表

Table II Welding cycle and conditions employed.

Run	Welding current (A)	Welding speed (mm/min)	Ar gas flow rate (l/min)
1st	180	100	17-20
2nd*	150	150	17-20
3rd	180	150	17-20

\*) back run without filler metal

試験方法は Fig. 1 (a)~(b) に示す治具による拘束試験 (a), および曲げ試験(b)を主に行った。曲げ試験片は Fig. 1 (b) に示すサイズにビード余盛部も含めて平面研削盤で両面を切削加工したものを用い、荷重はビード面下向きになるようにして加えた。この他、継手部の組織、EPMA による元素分析、硬度試験なども行った。

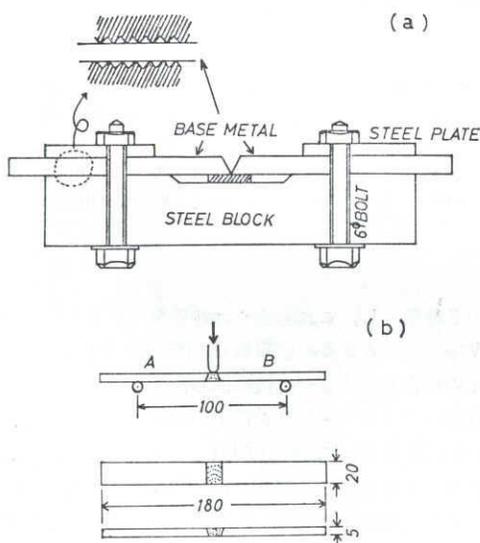


Fig. 1 Jig assembly for a restraint test (a) and specimen size for a bent test (b)

### 3. 結果および考察

#### 1) 継手部の組織および硬度分布

異材溶接であるため形成された溶接金属組織および硬さの分布は組合された母材の種類により異ってくるが、これらの母材-溶接金属境界 (ボンド) 付近の組織を示すと Fig. 2a, 2b のようである。Fig. 2a は溶接金属底部の1パス・ビードに相当する部分を、2b は3パス・ビードと母材間の組織を示す。母材-溶接金属間の組織変化は母材の種類によって異り、溶加材による違いは明瞭ではない。即ち、母材の一方を Al-10%Mg 合金または Al-11%Si 合金としたとき、これらの母材铸造組織からボンド部の微細共晶を含むデンドライト組織を経て溶接

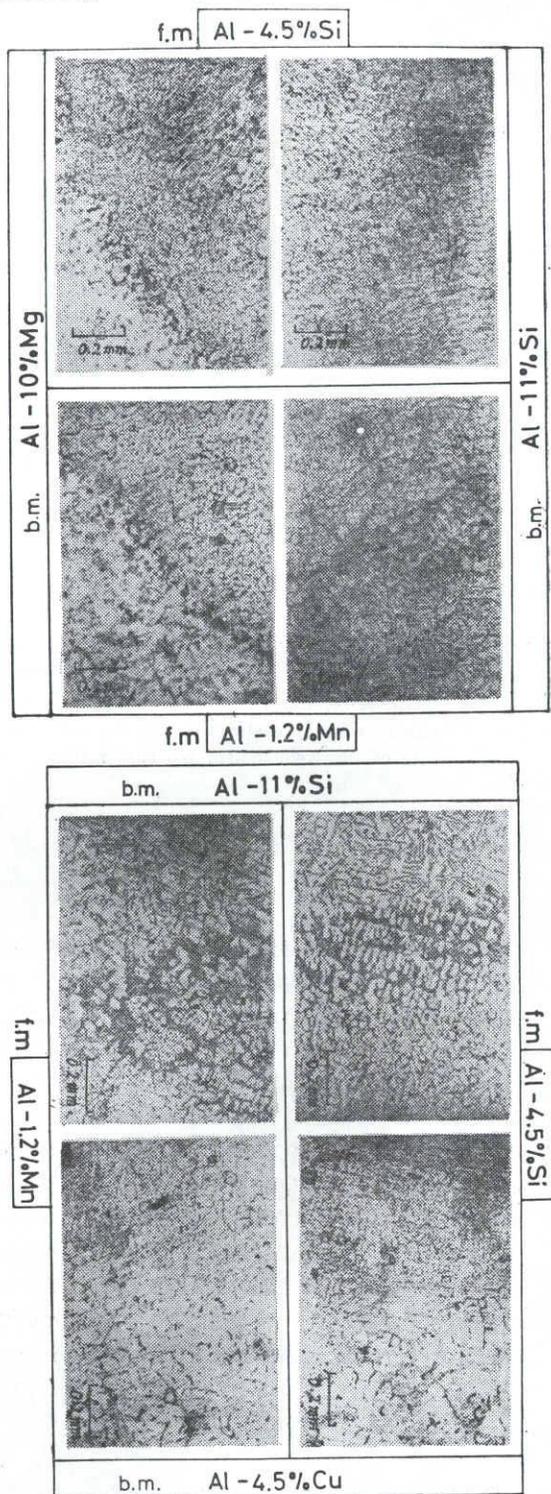
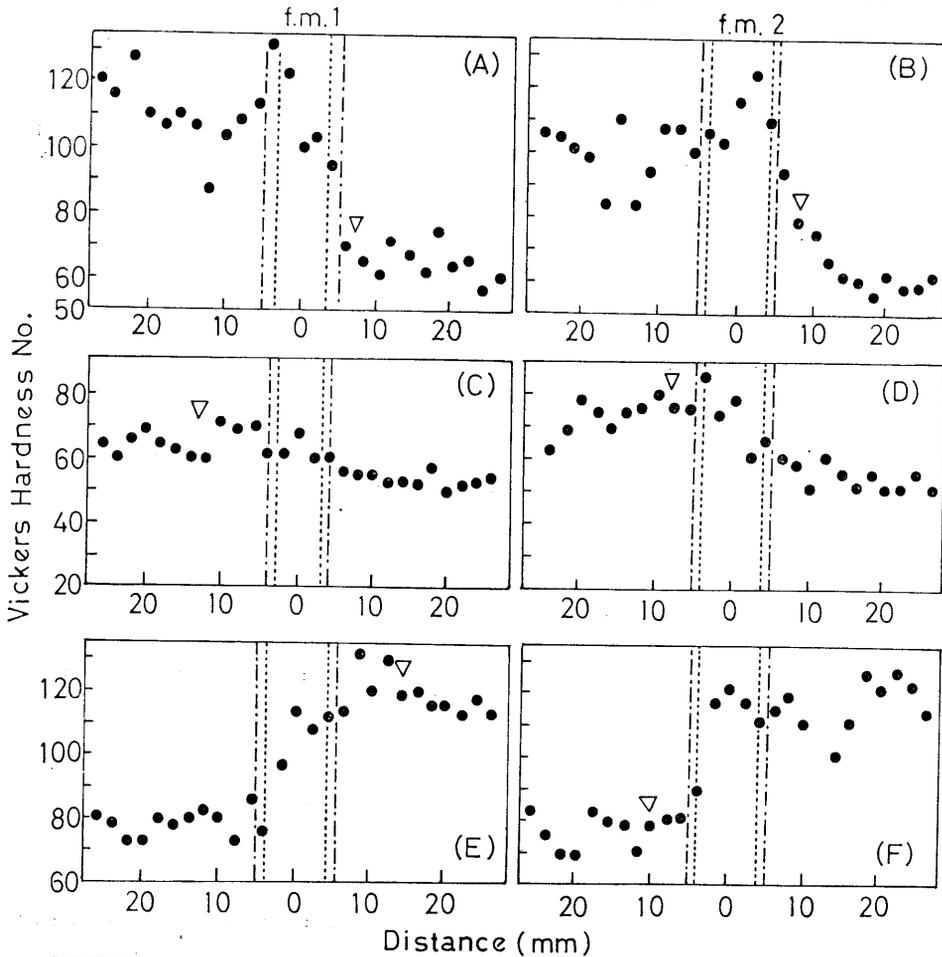


Fig. 2 Microstructures of the bonds near the lower part of the weld metals. Weld alloy combination: A and B (f.m.: filler metal, b. m. base metal)

金属の組織(急冷による微細デンドライト)に移行する。また Al-4.5%Cu 合金を一方の母材としたとき、そのボンド部には前二者の場合に認められた微細共晶を含む層が生じることはなく、デンドライトの形状が母材の粗い形から溶接金属の細い形へボンド部を境にして変化している (Fig. 2b)。これらのボンド部の組織は母材の種類によっては異なるが溶加材によっては殆どその差は認められなかった。

以上のような組織を示す継手断面のビッカース硬さの分布(荷重 1kg)を示すと Fig. 3 のようになる。母材間の平均硬さの違いは Al-Mg 合金が  $H_V \approx 100 \sim 120$  で最も高

い値を示すが、他の Al-Si, Al-Cu 合金では  $H_V \approx 60 \sim 80$  の間にあり、これらの組合せにより溶接継手部の硬さ分布が変化する。母材間の硬さの差が小さい C, D の組合せ (Table I) では溶接金属をはさんで双方母材にわたる硬さ分布は滑らかな分布を示し、溶加材の種類による違いも殆ど認められない。一方、母材硬さの高い Al-10Mg 合金との組合せ A, B, E, F では溶接金属をはさんで母材間の硬さ変化が当然ながら大きく現われてくる。しかし、この場合には溶加材の種類による溶接金属内の硬さ分布に差が生じるのが認められた。即ち、Al-Mn 合金の溶加材による溶接金属内硬さ分布は硬さの高い Al-Mg 合金ボ



Note) (A),(B): Al-10%Mg ~ Al-11%Si  
 (C),(D): Al-4.5%Cu ~ Al-11%Si  
 (E),(F): Al-4.5%Cu ~ Al-10%Mg  
 f.m.1 : Al-1.2%Mn  
 f.m.2 : Al-4.5%Si

Fig. 3 Hardness distributions in the transverse section of the weld metals (load: 1kg). A, B, C, ... are the same meaning as those in table I.

ンド部から順次相手側母材硬さに減少して行くが、Al-Si合金の溶加材では溶接金属内硬さはAl-Mg合金の母材硬さとはほぼ同一の値で分布し、その相手側母材のボンド部で急激に低下する(組合せBおよびF)。これは多分、Al-Mg合金母材とAl-Si合金溶加材との融合によってMg元素がビード内に溶け込みMg<sub>2</sub>Siを形成するためであろう。このMg<sub>2</sub>Siによる硬さ上昇はこの化合物が溶接金属の凝固組織の一部を構成することや凝固後の冷却時において析出物としてマトリックス中に現れることによって起り得ると考えられる。

なお溶接継手に必ず生じる熱影響部(HAZ)は硬さ測

定の上では現れていないが、これは母材がすべて铸造のままであり、HAZにおける再結晶軟化現象は特に顕著に生じなかったためであろう。析出硬化を示すAl-4.5%Cu, Al-10%Mg合金のHAZには溶体化、時効または過時効などの熱履歴を受ける域が生じるが、これらの範囲は極めて狭く硬さ変化には現れなかったと考えられる。

ii) 曲げ試験による継手強さ

インストロン型万能試験機による曲げ試験結果を示すとFig.4のようである。結果は割れ発生までの最大曲げ角とその時の荷重値について各種組合せによる溶接継手の5回の試験値の平均値で示した。これらの結果から共

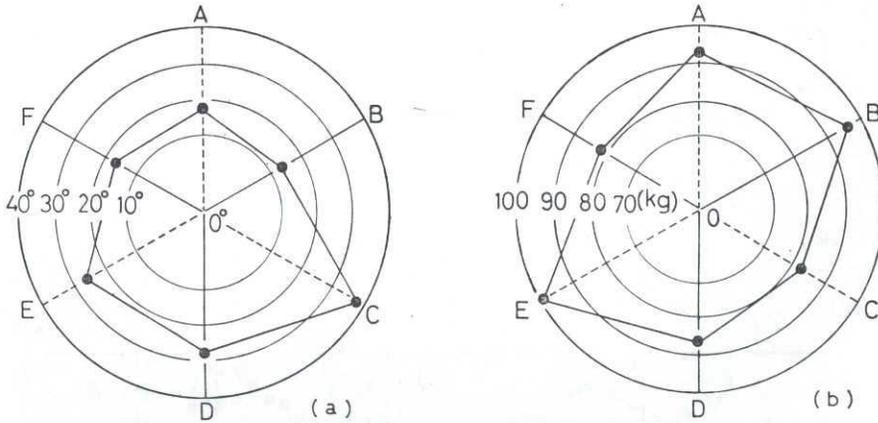


Fig. 4 Maximum bend-angle (a) and stress (b) of the butt-weld joints of the dissimilar alloys. A, B, C, ... are the same meaning as those in table I.

通して割れ発生曲げ角の小さい組合せでは荷重は大きく、逆に大きい曲げ角では荷重が小さくなる。前者の傾向を示す継手はTable IのA, B, Eであり、いずれも母材の一方をAl-10%Mg合金とした場合であり、また後者の傾向を示す継手はC, Dであり硬さ分布の滑らかな継手の場合である。但し、継手Fの溶加材をAl-1.2%Mn合金とした時、最大曲げ角、最大荷重ともに他と比較して小さく最も脆い継手となる。

曲げ試験による割れ発生個所を示すとFig.5のようであり、継手の種類によりそれらの個所に偏りが認められた。Fig.5の合金名の次に示す数値はその合金側で割れが生じた試片の数である。これらの結果からAl-10%Mg合金との異材継手A, B, C, D, E, Fの中を除いて他はすべてAl-10%Mg合金の相手側母材のボンド部から10mm以内の所で割れが生じ、継手C, D, Eは特に偏りを示す傾向は認められなかった。硬さ分布(Fig.3)とこれらの結果を比較すると、継手A, B, FはいずれもAl-10%Mg合金より硬さの低いAl-11%Si, Al-4.5%Cu合金側で割れが生じている。これは、曲げ応力が軟い母材の優先的塑性変形によってそれ自体に集中し割れを引

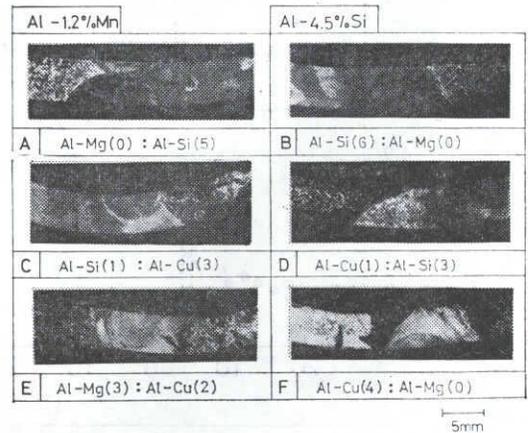


Fig. 5 Macrostructure of the weld joints after bend tests. Numerical values in the brackets show the bend test times through which the failure of the joints took place in the base metals indicated.

起すためである。しかし、同じくAl-10%Mg合金を一方の母材とする継手Eのみ上記の偏りの傾向は認められ

なかったが、この場合のみ、Siの存在が母材、溶加材ともないのが他の継手と共通しない点であり、このことから Al-Mg 合金との異材溶接継手の機械的性質は溶接金属内に母材から溶解する Mg と Si が共存し  $Mg_2Si$  を形成するかしないかによって著しく異なることが示唆される。

上記の硬さ分布、割れ発生位置の傾向の裏付けとした溶質元素の分布について、Al-10%Mg合金を一方の母材とする継手のボンド部境界を中心に EPMA 線分析によって求めた結果の例を Fig. 6 に示す。継手 E は Si が母材、溶加材共に含まれない場合であり、継手 E, F ともに溶接金属内に双方の母材合金元素が全域に分布してい

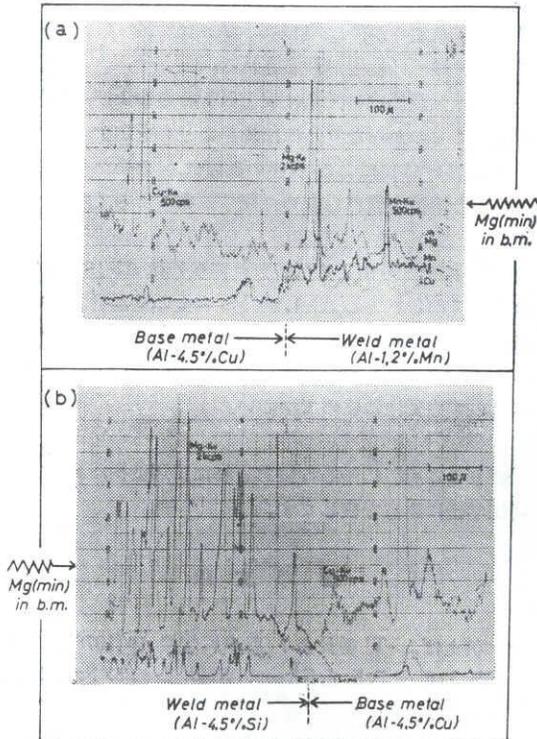


Fig. 6 Solute distributions between the weld metals and base metals. Weld alloy combination: E in (a) and F in (b).

るのが認められ、特に継手 F では母材から溶解した Mg と溶加材中の Si の分布が Al-4.5%Cu 合金側ボンド部にまで相対応して分布している。これらの結果から双方母材からの元素および溶加材中の元素の融合は溶接金属内で十分に生じ、特に Mg, Si をそれぞれ単独に含む母材同士との組合せでは  $Mg_2Si$  の形成は極めて起りやすいと云える。

iii) 拘束試験による溶接割れ傾向

構造組立溶接のように継手部に強い拘束力が働く場合、溶接入熱による加熱冷却の熱サイクルに伴う複雑な熱歪

がそこに生じ、これが溶接割れの原因の一つとなる場合がある。このような溶接割れ傾向の大小について Table I の組合せの継手を対象にして検討した。この結果溶接割れの生じる継手の種類は Fig. 7 に示すように Al-10%Mg 合金と組合せた継手 A, B, F に多く現れ、C, D の

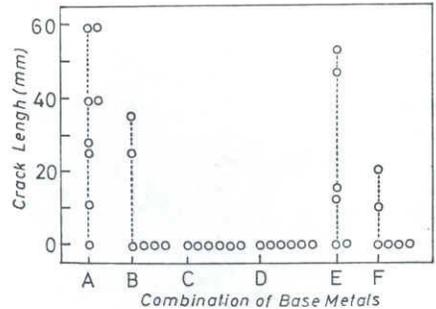


Fig. 7 Variation of weld crack length with the combinations of the base metals.

継手には試験回数内では割れは生じなかった。これらの割れの種類は Fig. 8 に示すようにその位置および形状から止端割れに相当するが、これは常に Al-10%Mg 合金母材側で認められた。このような溶接割れを抑制する効

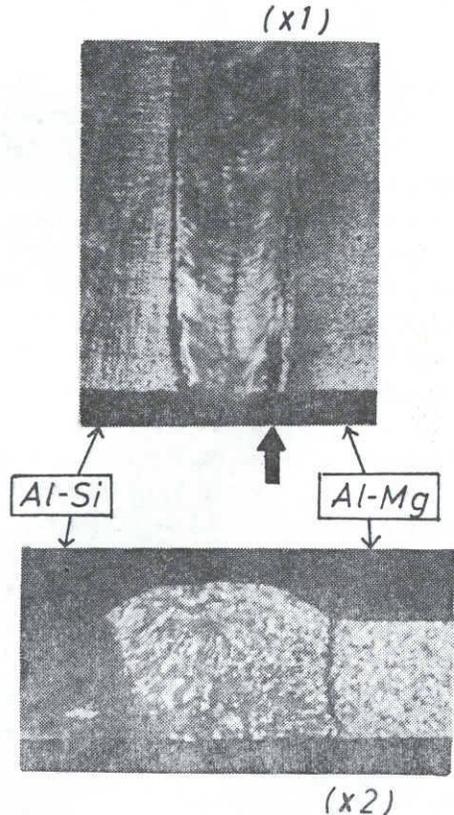


Fig. 8 Weld crack appearance in a restraint test specimen. Weld alloy combination: A.

果のある溶加材は Fig. 7 の割れ長さから比較すると Al-4.5%Si 合金の方にあると言える。

次にこれらの溶接割れが起きた継手の SEM による破面観察では Fig. 9 に示すようにいずれも割れ開始付近の破面は明瞭なデンドライト粒とその一部が長く引き伸ば

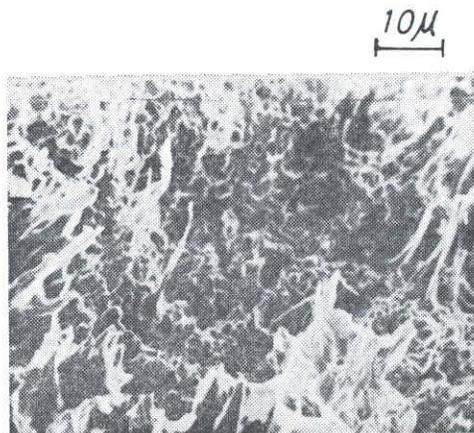


Fig. 9 SEM of the fracture surface in the weld joints of Al-10%Mg alloy castings to Al-11% Si alloy castings after a restraint test.

されて切れた部分が見られ、割れ先端部に進むに従って劈開割れが大部分を占めるようになる。このような破面観察から割れの生じる直接の原因は粒界に在る共晶がアーク熱により一部溶解し一種の切欠きを形成し、それらが凝固に至る以前に収縮応力がこの部分に集中し亀裂を発生すると考えられる。<sup>3)</sup> この場合、A, B, E, F の継手で特に Al-10%Mg 合金側で生じ易いのはこれらの3種類の母材合金の中、この合金の共晶温度およびβ相が 450, 451°C<sup>4)</sup> と他の合金系よりも約 100°C 以上低く、HAZ での粒界の部分融解が最も生じ易くかつその部分が液体状態にある時間も長くなるのが主な原因と考えられる。また継手 C, D においてこのような割れ傾向がないのは双方の母材合金に形成される共晶融点は互いに約 30°C 位で差が小さく、従って HAZ での部分融解時間にも差は殆ど無く収縮応力は双方母材に二分され割れ発生にまで至らないためであろう。また Fig. 7 に示されたように溶加材に Al-1.2%Mn 合金を使用したとき (継手 A, E) 割れ頻度が高くなるのはこの合金の共晶温度が

純アルミニウムに近い高い値 (658.5°C<sup>4)</sup>) であり、従って凝固開始からの収縮歪も Al-4.5%Si 合金の溶加材より大きくなるためと考えられた。

#### IV. 総括

3種類のアルミニウム2元合金 (Al-4.5%Cu, -10%Mg, 11%Si) の铸造材の異種合金 TIG 溶接による溶接性について2種類の溶加材 (Al-4.5%Si, -1.2%Mn) とを組合せて検討した結果を整理すると次のようになる。

- i) 溶加材および母材の組合せによる継手組織は母材の粗いデンドライトからエピタキシャルに微細デンドライトが成長するが、Al-11%Si, Al-10%Mg 合金のポンド部では微細共晶層が形成される。
- ii) 溶接金属内の元素は双方異種合金および溶加材に含まれるものからなり、ほぼ均等な分布を示す。
- iii) 曲げ試験による継手の破断は組合せた母材の硬さの差と溶接金属部も含めた硬さ分布によって左右される。
- iv) 拘束試験による溶接割れ感受性は Al-10%Mg 合金を一方の母材とし Al-1.2%Mn 合金の溶加材を用いた継手で大きく止端割れが Al-10%Mg 合金側で見られる。Al-11%Si~Al-4.5%Cu 合金との継手においては溶加材によらず感受性は極めて小さい。

終りに本実験に熱心に協力された田辺俊樹、高木智明両工学士に謝意を表します。

#### 参考文献

- 1) 例えば、STJ委員会：軽金属溶接 16(1978), 345; B. Ted & P. E. Jefferson: Weld. Design. Fab., No. 5 (1977). 80
- 2) “鋳物の溶接に関する研究”日本鋳物協会研究報告 No. 12(1952); 大井, 藤田, 前川, 鋳物 51 (1979). 292; 山田, 松田, 喜多 *ibid.*, 48 (1976) 718; 矢野, 佐藤, 坂井, 山下, *ibid.* 49(1977) 618 など
- 3) 例えば新成夫 “溶接冶金学” p. 238(1972) 丸善
- 4) K. Rvan Horn: “Aluminum” Vol. I, p. 366 (1967) ASM