異種アルミニウム溶接金属中の溶質の分布と凝固組織*

迎 静雄** 加藤 光昭**

Solute Distribution and Solidification Structure in
Dissimilar Aluminum Weld Metals*

by Shizuo Mukae** and Mitsuaki Katoh**

Abstract

Solute distribution and solidification structure in weld metals were investigated. The welding was performed by following two methods. The first method was that bead-on-plate welding was performed on specimens after some pieces of Al-4.40% Mg alloy were arc-spot-welded on 99.999% Al sheets at intervals of about ten millimeters. The other method was that butt-welding was performed on 99.999% Al and Al-Mg alloys. The distribution of magnesium in the weld metals was measured by X-ray diffraction method and with electron probe microanalyser.

In the weld metal which had been welded by the first method the amount of magnesium increased abruptly near the fusion boundary and nearly the same amount of magnesium existed in the region where a value of parameter y was larger than approximately thirty per cents. The values y which equal zero and one hundred per cents represent the fusion boundary and the center of the weld metal, respectively. Although only planar growth was observed in the weld metal of 99.999% Al which had been bead-on-plate welded, subgrains were developed in the weld metal which had been welded by the first method.

When the butt welding was performed, the amount of magnesium increased abruptly near the fusion boundary of 99.999% Al side and after that increased gradually. Besides, it increased abruptly also near the fusion boundary of Al-Mg alloy side and reached the amount in the base metal of Al-Mg alloy. It would be concluded from the above phenomenon that the mixing of the solute occurred considerably near the center of the weld metal but was inadequate near the fusion boundaries. When the welding is performed at a low speed the elliptical-shaped puddle is developed and the shape of the puddle changes to tear-drop shape when the welding speed becomes higher. However, the distribution of magnesium in the weld metal welded at a high speed was almost the same as the one welded at a low speed. By performing the butt welding, magnesium in Al-Mg alloy transferred to 99.999% Al. Consequently the competitive growth occurred also near the fusion boundary of 99.999% Al side and many stray crystals were observed, although neither the competitive growth nor stray crystals were observed in the weld metal when only 99.999% Al was bead-on-plate welded.

1. 緒 言

近年, 異種金属の溶接が広く行なわれるようになってきた。異種金属の溶接の代表例としては, たとえばフェライト系鋼材とオーステナイト系ステンレス鋼の溶接が挙げられる。この溶接金属の組織は Schaeffler の組織図¹⁾を用いて推定されている。この場合, 溶融池内部においては攪拌が十分行なわれていて, 合金元素は均一に分布していると仮定されている²⁾。しかしながら, 液体の流動にさいしては粘性層が存在する。また, 金属の凝固にさいしては一般に溶質の再分布³⁾が起こるため, 溶

接金属中の溶質の固溶状態は母材のそれとはかなり変化をしてくる³⁾。したがって, 合金元素(溶質)が溶接金属中において均一に分布するという仮定には問題があると考えられる。また, 異種溶接金属中の溶質の分布状態についてはこれまでのところ, ほとんど検討されていないようである。

ところで, 最近アルミニウム合金(とくに Al-Mg 合金系の 5083-耐食アルミニウム合金)が溶接構造用材料として広く用いられてきている。また, Al-Mg 系合金においては Mg 量が増大するとともに合金の格子定数が直線的に変化をする³⁾⁴⁾。ために, 溶質の分布状態を検討するさいには都合がよい。そこで, 本研究においては上に述べた現象の基礎的知見を得る目的で, 高純度アルミ

* 原稿受付 昭和49年1月8日(48年度秋季大会に発表)

** 正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%)

Material	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
99.999% Al	—	0.001	—	—	—	—	—	—	99.9999
Al-1.05% Mg alloy	1.05	0.035	0.071	0.004	0.001	0.053	0.004	0.006	Bal.
Al-2.64% Mg alloy	2.64	0.053	0.081	0.006	0.002	0.051	0.009	0.010	Bal.
Al-4.40% Mg alloy	4.40	0.08	0.21	0.02	0.50	<0.01	0.18	0.04	Bal.

ニウムと Al Mg 合金を溶接し、X線回折法およびX線マイクロアナライザを用いて溶接金属中の溶質の分布状態について検討を行なうとともに、凝固組織の変化についても検討を行なった。

2. 使用材料および実験方法

本研究に用いた材料は純度が99.999%の高純度アルミニウムおよびMgの含有量を1.05, 2.64および4.40%と変化させた Al-Mg 合金(板厚:1mm)である。それぞれの材料の化学成分を Table 1 に示す。ただし、Al-4.40%Mg 合金は5083耐食アルミニウム合金を用いた。

溶接は TIG アーク(直流逆極性)を用いて行なった。溶接方法は次の2種類を用いた。まず、Al-4.40%Mg 合金の小片(約2×3mm)を99.999% Al 板(幅:50mm, 長さ:180mm)の長手方向の中心線上に約10mm 間隔におき、それぞれの小片をアークスポット溶接を行なった。アークスポット溶接後の試料の外観を Photo. 1 に示す。その後、この試料の中心線に沿ってビード溶接を行なった(以後、この方法をビード溶接と呼ぶ)。もう1つの溶接方法としては、99.999% Al と Al-Mg 合金の突合わせ溶接を行なった。

Photo. 1 Feature of a specimen after arc spot welding Al-4.40% Mg alloy on 99.999% Al sheet

溶接にさいしては試料の下に石綿を敷き、熱ひずみでそらない程度に試料を拘束し、試料表面と裏面の溶接金属の幅(8~10mm)がほぼ等しくなるように溶接条件を設定した。溶接速度は250および750mm/minの2段階とした。得られた溶接金属を溶接方向に、溶融境界部から溶接金属中央部まで、約1mmの幅(長さ:約

50mm)にせん断切断した。この試料をやすりがけし、得られた粉末を乳鉢でさらに細かくした。ついで、やすりがけのさいの加工ひずみを取除くために、得られた粉末を350°Cにて1時間焼なましを行なった。この粉末をガラス製の試料台に入れ、接着剤(商品名:フィクサチーフ)を用いて粉末を固定し、これを格子定数測定用の試料とした。したがって、測定されたMg量は切り出した1mm幅の試料中に含まれるMg量の平均値を表わすことになる。

X線回折強度曲線は理学電機製のガイガーフレックス2035を用いて得た。X線はCu K α 線を用いた。格子定数の測定方法はすでに報告した方法³⁾と同一である。

次に、溶接金属のマクロ組織を観察するとともに、光学顕微鏡を用いてミクロ組織の観察を行なった。マクロ観察を行なうさいには王水+フッ酸の試薬を用いてマクロ腐食を行なった。また、ミクロ組織は溶接のままの状態を観察を行なった。さらに、X線マイクロアナライザを用いて溶接金属中のミクロ偏析についても検討を行なった。

3. Mg 量と格子定数の関係

Fig. 1 に Al-Mg 合金中の Mg 量と格子定数の関係を示す。本研究において得られた結果と、すでに報告した結果³⁾および H.J. Axon によって得られた結果⁴⁾もあわせて示す。Fig. 1 から明らかなようにこれらの結果はよく一致しており、Mg の含有量が增大するとともに Al-Mg 合金の格子定数は直線的に増大する。この直線

Fig. 1 Relation between magnesium content in Al-Mg alloy and lattice parameter

は式(1)の関係式で表わすことができた。

$$a = 4.0488 + 4.36 \times 10^{-3}c \quad \dots\dots\dots(1)$$

ここで, a は合金の格子定数 ($\text{\AA}$) であり, c は Mg の含有量 (wt %) である。ただし, この Mg 量はアルミニウムマトリックス中に固溶されている量を表わす。

溶接金属中のおおのこの位置における Mg 量は式(1)を用いて算出を行なった。

4. ビード溶接に対する検討

溶接金属中の Mg の分布状態を X 線回折法により求めた結果を Fig. 2 に示す。Fig. 2 において横軸のパラメ

Fig. 2 Change of magnesium content in weld metals bead-on-plate welded after arc spot welding Al-4.40% Mg alloy on 99.999% Al sheets

ータ y は $y=0\%$ が溶融境界部を, そして $y=100\%$ が溶接金属中央部を表わす。2. において述べたように, 溶接金属から溶接方向に平行に約 1 mm の幅で試料を切り出したが, 試料の中央部の位置を各々の試料の位置の代表値とした。たとえば, 溶接金属の幅が 10 mm の場合, 溶融境界部に最も近い場所から切り出した試料の位置の代表値は $y=10\%$ となる。

Fig. 2 から明らかなように, Mg の含有量は溶融境界部付近において急増し, $y=30\%$ 以後は溶接金属中央部まではほぼ一定の値を有している。すなわち, 溶接金属中央部付近においては溶質の混合攪拌はかなり行なわれているが, 溶融境界部付近においては不十分であるといえる。また, 溶接速度が 250 mm/min の低速度の場合と 750 mm/min の高速度のいずれの場合にも, Mg はほぼ同様の分布をしていた。

250 および 750 mm/min の速度でビード溶接を行なった溶接金属のマクロ組織を Photo. 2 (a) および (b) に示す。いずれの組織写真においてもすべて溶接方向は右方向である。参考のため, 99.999% Al を 250 mm/min の速度でビード溶接を行なったさいのマクロ組織を Photo. 3 に示す。Photo. 3 から明らかなように, 高純度アルミニウムを溶接した場合には, 溶融境界部からエ

Photo. 2 Macrostructures of weld metals bead-on-plate welded after arc welding Al-4.40% Mg alloy on 99.999% Al sheets
(a) For welding speed of 250 mm/min
(b) For welding speed of 750 mm/min

Photo. 3 Macrostructure of weld metal of 99.999% Al welded at a speed of 250 mm/min

ピタキシャル成長⁵⁾をしてきた柱状晶は最大温度勾配の方向に平行に成長する⁶⁾。Photo. 2 (a) と Photo. 3 を比較すれば明らかなように, Al-4.40% Mg 合金を 99.999% Al 上にアークスポット溶接後ビード溶接を行なうと, 溶接金属中において Mg が固溶し, Fig. 2 に示したような分布をしてくるため柱状晶の成長形態は変化してくる。すなわち, 溶接境界部近傍において選択成長⁷⁾が起こり, また, ストレイクリスタル⁸⁾が形成されるようになる。しかしながら, 溶接金属中に含まれる溶質の含有量が少ないため, 一部の柱状晶は最大温度勾配の方向と平行な方向にわん曲して成長しているのが認め

られる。750 mm/min の速度で溶接した Photo. 2 (b) においても選択成長が起きているが、この原因は上に述べたことと同様である。高純度アルミニウムを高速で溶接した場合には、低速の場合と同様に選択成長はほとんど認められない⁶⁾。

Al-4.40% Mg 合金を 99.999% Al 上にアークスポット溶接後 250 mm/min の速度でビード溶接を行なったさいの、 $y=20$ および 100% 付近のミクロ組織をそれぞれ Photo. 4 (a) および (b) に示す。また、99.999% Al

Photo. 4 Microstructures in weld metal bead-on-plate welded at a speed of 250 mm/min after arc spot welding Al-4.40% Mg alloy on 99.999% Al sheet ($\times 150$)

(a) $y=20\%$
(b) $y=100\%$

Photo. 5 Microstructure in weld metal of 99.999% Al welded at a speed of 250 mm/min ($\times 150$)

を 250 mm/min の速度でビード溶接を行なったさいの溶接金属中央部付近のミクロ組織を Photo. 5 に示す。Photo. 5 において横方向に黒く認められるのは柱状晶の粒界である。低速で溶接した場合、溶接金属中央部付近においては最大温度勾配の方向が溶接方向に平行になるため、高純度アルミニウムの場合には溶接方向に平行に柱状晶が成長する。ここで特徴的な現象は、柱状晶内部にサブグレインが全く認められないことである。これは Table 1 から明らかなように、99.999% Al 中には不純物として 0.001% の Si が含まれているのみであるため、凝固時に固液界面前方において組成的過冷²⁾が存在しなかったためである。ところで、Photo. 4 においては柱状晶内部にサブグレインがはっきりと認められる。これは、アークスポット溶接をされた Al-4.40% Mg 合金中に含まれていた溶質がその後のビード溶接により混合攪拌され、凝固時に固液界面前方に組成的過冷が存在したためである。Photo. 4 (a) において認められる三角形をした柱状晶は選択成長²⁾のため途中で成長が妨げられた柱状晶である。また、Photo. 4 (b) においてはサブグレインは溶接方向にほぼ平行に成長しているが、これは溶接金属中央部付近においてストレイクリスタルが溶接方向にほぼ平行に成長していることに起因している。

5. 突合わせ溶接に対する検討

5.1 溶質の分布

99.999% Al と Al-1.05% Mg, Al-2.64% Mg および Al-4.40% Mg 合金を 250 mm/min の速度で突合わせ溶接をしたさいの、溶接金属中の Mg の分布状態を Fig. 3 に示す。Fig. 3 において、横軸のパラメータ Y は $Y=0\%$ が 99.999% Al 側の溶融境界部を、そして $Y=100\%$ が Al-Mg 合金側の溶融境界部を表す。いずれの合金の場合にも溶接金属中におけるの分布状態は類似している。すなわち、99.999% Al 側では Mg 量

Fig. 3 Change of the amount of magnesium in weld metals butt-welded 99.999% Al and Al-Mg alloys

は急増し, $Y=20\sim30\%$ から $Y=70\sim80\%$ の領域においては Mg 量は漸増し, Al-Mg 合金の溶融境界部付近において再び Mg 量は急増して合金母材の Mg 量に近づいている. 99.999% Al 側において Mg 量が急増するのは, 突合わせ溶接を行なうことにより Al-Mg 合金中の Mg が 99.999% Al 側に移行したことに起因している. これに伴って, Al-Mg 合金側においては合金母材の Mg 量に比べてかなり Mg 量は減少してくる. 以上述べた現象から, 4. において述べた場合と同様に, 突合わせ溶接の場合にも溶接金属中央部付近においては溶質の混合攪拌はかなり行なわれているが, 溶融境界部付近においては不十分であることが明らかになった.

Fig. 4 (a) および (b) はそれぞれ Al-1.05% Mg および Al-4.40% Mg 合金を 99.999% Al と突合わせ溶接した場合の, 溶接金属中の MgK α 線の強度分布の変化を X 線マイクロアナライザを用いて測定した結果である. 測定は溶接方向に垂直な方向に電子ビームを走査させて行なった. それぞれの図中には $Y=0, 25, 50, 75$ および 100% の位置を中心に 200μ の領域にわたる Mg K α 線の強度分布の変化を示した. 同時に, Fig. 3 に示した X 線回折法によって得られた結果ともあわせて示した. X 線マイクロアナライザを用いて得られた Mg K α 線の強度分布の変化は X 線回折法により得られた結果とよい対応を示している. Fig. 4 (a) に示した Al-1.05% Mg 合金の場合, $Y=0\%$ の近傍では溶接金属内部においても Mg はほとんど含有されていない. この現象は, この位置においては Photo. 7(a) のミクロ組織に示すように平滑界面成長をしていることから明らかのように, 合金の Mg 量が少いために希釈率が 100% に近かったことに起因している. 平滑界面成長をしている領域の幅は約 300μ 程度であり, サブグレインが認められはじめると Mg K α 線の強度は増大した. Mg K α 線の強度分布には周期的にピークが認められるが, これらはそれぞれサブグレインの境界に対応していた. Al-Mg 合金側の溶融境界部付近においてはサブグレインの境界の Mg K α 線の強度は合金母材の強度よりも大きく, サブグレインの境界にはかなりの Mg が偏析しているのが認められた.

各々の突合わせ溶接金属中の固溶 Mg 量の分布状態を比較するために, 次のような整理を行なった. すなわち Fig. 3 に示した各々の固溶量をそれぞれの合金の Mg 量 ($Y=100\%$ における Mg 量) で除した値をパラメータ Y に対してプロットをした. 得られた結果を Fig. 5 に示す. Fig. 5 から明らかのように, データに少しばらつきは認められるが, 同一条件で突合わせ溶接をした場合の溶接金属中における Mg は Al-Mg 合金の Mg 量が

Fig. 4 Change of intensity distribution of MgK α radiation in weld metals

- (a) For the butt welding of 99.999 % Al and Al-1.05% Mg alloy
- (b) For the butt welding of 99.999 % Al and Al-4.40% Mg alloy

Fig. 5 Change of the amount of magnesium in weld metals butt-welded 99.999% Al and Al-Mg alloys (each value on the ordinate represents the ratio of dissolved magnesium content to the magnesium content in each Al-Mg alloy)

異なってもほぼ同様の分布をするといえる.

Fig. 6 (a) および (b) にそれぞれ低速度および高速度で溶接を行なったさいの溶融池の形状および最大温度勾配の方向を模式的に示す. 溶融池の形状は低速度で溶接をした場合には楕円形をしているが, 高速度で溶接をした場合には涙滴型をしてくる. このように, 溶接速度により溶融池の形状は変化するが, このさい, 溶接金属中の溶質の分布状態に差が認められるかどうかについて

Fig. 6 Schematic representation of the shape of puddle and the direction of the maximum temperature gradient in weld metals
(a) For a low welding speed
(b) For a high welding speed

Fig. 7 Effect of the welding speed on the distribution of magnesium in weld metals

次に検討を行なった。得られた結果を Fig. 7 に示す。溶接速度が 250 および 750 mm/min のいずれの場合にも、溶接金属中における Mg の分布状態にはほとんど差違が認められなかった。すなわち、熔融池の形状が変化しても溶質の分布状態はほとんど変化しないことが明らかになった。

5.2 凝固組織の変化

99.999% Al と Al-1.05% Mg, Al-2.64% Mg および Al-4.40% Mg 合金を、250 mm/min の速度で突合わせ溶接を行なったさいのマクロ組織を、それぞれ Photo. 9 (a), (b) および (c) に示す。Photo. 6 において上側の熔融境界部が 99.999% Al 側を、そして下側の溶融境界部が Al-Mg 合金側を示す。

Photo. 3 に示した 99.999% Al のマクロ組織と Photo. 6 を比較すれば明かなように、それぞれの成長形態は全く異なる。

Photo. 6 (a) の 99.999% Al 側の溶融境界部近傍においては、エピタキシャル成長してきた柱状晶が溶接方向にほぼ垂直方向に成長している。これは Photo. 7 (a) に示すミクロ組織から明かなように、この領域におい

Photo. 6 Macrostructures of weld metals butt-welded 99.999% Al and Al-Mg alloys

- (a) For Al-1.05% Mg alloy
- (b) For Al-2.64% Mg alloy
- (c) For Al-4.40% Mg alloy

ては平滑界面成長をしているためである。溶融境界部から少し内部に成長が進んでくると、Photo. 7 (b) に示したようにサブグレインが形成され、このサブグレインは $\langle 100 \rangle$ 方向の容易成長方向⁹⁾を有する。この結果、柱状晶は選択成長し、成長に都合の良い結晶方位を有する一部の結晶は途中で最大温度勾配の方向にわん曲して、溶接金属中央部付近まで成長を続ける。選択成長をして途中で消滅した柱状晶に続いてはストレイクリスタルが形成され、溶接金属中央部に向かってストレイクリスタルが成長する。Photo. 7 (c) にストレイクリスタルの発生部付近のミクロ組織を示す。Photo. 7 (c) の下側に認められるのがストレイクリスタルである。また、Photo. 6 (a) において溶接金属中央部付近に溶接方向に平行に成長している柱状晶が認められるが、これもストレイク

Photo. 7 Microstructures in weld metal butt-welded 99.999% Al and Al-1.05% Mg alloy ($\times 150$)

(a) $Y=0\%$, (b) $Y=20\%$, (c) $Y=37\%$,
(d) $Y=70\%$, (e) $Y=100\%$

リスタルである。低速度で溶接を行なった場合には、溶接金属中央部付近の最大温度勾配の方向は溶接方向に平行となるため、ストレイクリスタルも溶接方向に平行に成長しやすくなる。Photo. 7 (d) に $Y=70\%$ 付近のマイクロ組織を示した。Photo. 7 (d) の上側に認められるのが溶接方向に平行に成長したストレイクリスタル中のサブグレインである。Photo. 7 (e) は Al-1.05% Mg 合金側の溶融境界部付近のマイクロ組織であるが、溶融境界部からサブグレインが形成されている。また、Photo. 6 (a) において 99.999% Al 側と Al-1.05% Mg 合金側の柱状晶の幅を比較すると明らかに、合金側の方が柱状晶の幅はかなり狭い。すなわち、同じ溶接熱サイクルを受けた場合、合金に比べて純アルミニウムのほうが結晶粒は粗大化しやすい。

次に、Photo. 6 (b) の 99.999% Al 側の溶融境界部近傍において、柱状晶が溶接方向に垂直方向に成長する領域は Photo. 6 (a) の場合に比べてかなり狭い。この現象は次のように説明できる。溶接金属中のマイクロ組織

の変化を Photo. 8 (a)~(d) に示す。 $Y=0\%$ 付近のマイクロ組織は Photo. 8 (a) に示した通りである。この場合には Photo. 7 (a) に示したような平滑界面成長は認められず、溶融境界部からサブグレインが形成された。すなわち、溶融境界部からサブグレインが形成され、選択成長が溶融境界部のごく近傍で起こるため、柱状晶が溶接方向に垂直方向に成長する領域は狭くなるのである。Photo. 7 においてはセル状のサブグレインが認められたが、Photo. 8 においてはセルラードンドライトが認められる。これは、溶接金属中に存在する溶質量が増大し、組成的過冷領域が増大したことに起因している。Photo. 6 (b) において特徴的な現象は溶接金属中央部付近において扇形をした結晶粒が認められることである。これらの結晶は等温度線とほぼ平行に発生している。このような結晶は従来アルミニウムおよびアルミニウム合金をビード溶接を行なったさいには全く認められなかった。

Photo. 6 (c) においては、これまでに述べた他の場合に比べてストレイクリスタルは多数形成されているのが認められる。この溶接金属中のマイクロ組織を Photo. 9 (a)~(d) に示す。99.999% Al 側の溶融境界部近傍を除いて、よく発達したセルラードンドライトが認められる。また、粒状をした細かい結晶粒が Photo. 6 (c) に示したマクロ組織中に認められる。この結晶粒はマイクロ組

Photo. 8 Microstructures in weld metal butt-welded 99.999% Al and Al-2.64% Mg alloy ($\times 150$)

(a) Y=0%, (b) Y=33%,
(c) Y=52%, (d) Y=100%

Photo. 9 Microstructures in weld metal butt-welded 99.999% Al and Al-4.40% Mg alloy ($\times 150$)

(a) Y=0%, (b) Y=24%,
(c) Y=42%, (d) Y=100%

織 (たとえば Photo. 9 (c)) にもはっきりと認められるが、等軸晶である。

Photo. 6 (a), (b) および (c) に示したおのこのマクロ組織を比較すると明らかなように、突合わせ溶接をした Al-Mg 合金の溶質濃度が增大するにしたがって、

99.999% Al 側の溶融境界部近傍の柱状晶の幅は次第に減少している。これは Fig. 3 に示したように、合金の Mg 含有量が增大するにしたがって、99.999% Al 側の溶融境界部近傍に含まれる Mg 量が增大していることに起因している。

6. 結 論

99.999% Al と Al-Mg 合金を TIG アークにより溶接し, 溶接金属中の Mg の分布状態についてX線回折法およびX線マイクロアナライザを用いて検討するとともに, 凝固組織の変化を検討した. 得られた結果をまとめると次の通りである.

(1) Al-4.40% Mg 合金を 99.999% Al 上にアークスポット溶接後ビード溶接を行なった場合, 溶融境界部近傍において Mg 量は急増し, $y=30\%$ 以後はほぼ同程度の Mg が存在していた.

(2) 99.999% Al をビード溶接した溶接金属中においては平滑界面成長のみが認められたが, 合金をスポット溶接後ビード溶接を行なうと柱状晶内部にはサブグレインが形成された.

(3) 99.999% Al と Al-Mg 合金を突合わせ溶接を行なうと, 99.999% Al 側で Mg 量は急増し, 以後 Mg 量は漸増し, Al-Mg 合金の溶融境界部付近において再び Mg 量は急増して合金母材の Mg 量に近づいた.

(4) 結論(3)に述べたことから, 溶接金属中央部付近においては溶質の混合攪拌はかなり行なわれているが, 溶融境界部付近においては不十分であることが明らかになった.

(5) X線マイクロアナライザを用いて得られた溶接金属中の Mg $K\alpha$ 線の強度分布の変化は, X線回折法により得られた結果とよい対応を示した.

(6) 溶融池の形状が変化しても, 溶接金属中の Mg

の分布状態にはほとんど差違が認められなかった.

(7) 突合わせ溶接を行なうと 99.999% Al 側においても選択成長が起こり, またストレイクリスタルが多数形成されるのが認められた.

本研究において用いた合金は榊神戸製鋼所長府工場において作成して頂いたものであり, 心からお礼を申し上げます. また, 実験の一部を担当した坂下賢次君に謝意を表します. なお, 研究を遂行するにあたり, その経費の一部は文部省科学研究費によりました. ここに深謝致します.

参 考 文 献

- 1) 井川: オーステナイトステンレス鋼の溶接冶金, 本誌, **41**-2 (1972) 115-1263
- 2) B. Chalmers: Principles of Solidification, John Wiley & Sons, (1964)
- 3) 迎, 加藤: Al-Mg 合金の溶接金属中に固溶される Mg 量の変化, 本誌投稿中
- 4) W.B. Pearson: Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals, Pergamon Press, (1958), 367
- 5) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性(第1報) 本誌, **38**-12 (1969) 1379-1384
- 6) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性(第6報) 本誌, **40**-9 (1971) 910-916
- 7) D. Walton, B. Chalmers: The Origin of the Preferred Orientation in the Columnar Zone of Ingots, Trans. AIME, **215** (1959) 447-456
- 8) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性(第5報) 本誌, **40**-3 (1971) 242-250
- 9) H. Atwater, B. Chalmers: The Influence of Impurities of the Macromosaic Structures of Tin and Lead, Can. J. Phys. **35** (1957) 208-215