溶接凝固機構とその組織の特性 (第5報)*

—単結晶のアルミニウム溶接部における Stray Crystal の
発生に対する結晶学的検討—

仙田富男** 松田福久** 加藤光昭*** 中川博二***

Mechanism of Weld Solidification and Behavior of its
Structure (Report 5)*

—Crystallographic Investigation for Origination of New Columnar Crystal in
Weld Metal of Aluminum Single Crystal—

by Tomio Senda**, Fukuhisa Matsuda**, Mitsuki Kato***
and Hiroji Nakagawa***

Abstract

By x-ray diffraction technique the conditions for origination and the crystallographic characteristics of the new columnar crystal (that is, stray crystal) in TIG weld bead have been investigated using single crystal of commercially pure (1S) and 99.93% pure aluminum 1 mm thick sheets.

Conclusions obtained are as follows:

- (1) Origination of new columnar crystal which was called as "stray crystal" by authors was confirmed by means of TIG bead-on-plate welding on single crystal of commercially pure aluminum sheet.
- (2) Stray crystal originates when the direction of the maximum temperature gradient at the solid-liquid interface of the columnar crystal growing from the fusion boundary deviates from the nearest $\langle 100 \rangle$ direction by $40 \sim 50$ degrees.
- (3) The origination of the stray crystal is seen to be related with the purity of the material. Namely the decrease of the purity in the base metal generally urged the origination of the stray crystals in the weld bead.
- (4) A $\langle 100 \rangle$ direction of the stray crystal usually coincides with the direction of the maximum temperature gradient at the originating interface. Moreover the subgrains inside the each stray crystal are parallel with a $\langle 100 \rangle$ direction.

1. 緒 言

著者らは前報¹⁾において、工業用純アルミニウムの溶接部の柱状晶域に形成する繊維組織とその特性について報告した。その結果によれば、低速度溶接ビードでは繊維軸の方向は、溶融境界では溶接方向にほぼ直角であるが、柱状晶が内部に成長するにつれ、しだいに溶接方向に傾いていき、溶接部中央ではついには溶接方向に一致することがわかった。そしてまた、これは柱状晶の選択成長とビード内部における Stray Crystal の発生によるものであることがわかった。

このように Stray Crystal の発生は、とくに低速度溶

接ビードにおける柱状晶の形成および繊維軸の方向に大きく影響をおよぼすことがわかったので、Stray Crystal の発生条件およびその特徴に対する検討を行なうことは、溶接凝固機構を解明する上できわめて重要な問題となった。

したがって本報告では、アルミニウムの単結晶板あるいは粗大結晶粒板を使用して Stray Crystal の発生条件および成長条件を X 線回折法により結晶学的に検討を行なった。単結晶板あるいは粗大結晶粒板を使用した理由は、X 線回折を行なうのが容易であるためと、肉眼的および顕微鏡的に Stray Crystal の発生状況を明確にとらえることができるためである。

2. Stray Crystal の発生に関する
考え方と本研究のねらい

一般に融液からの結晶成長の難易は、その結晶がき

* 原稿受付 昭和45年10月9日 (昭和45年秋季全国大会に発表)

** 正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

*** 学生員 大阪大学工学部 Student Member, Faculty of Engineering, Osaka University

わめて高純度な場合を除き、結晶固有の容易成長方向と、熱の放出に關係する最大温度勾配の方向とのかね合いによって決定されると考えられる。

たとえば、アルミニウムなどの立方晶金属の容易成長方向は $\langle 100 \rangle$ 方向であり、Fig. 1 (a)のごとく $[100]$ 方向と最大温度勾配の方向($G_{\max}$)とが一致している場合には、結晶成長はきわめて容易であるが、Fig. 1 (b)のごとく一致していない場合には、結晶成長は困難である。ただしこの図は、柱状晶の成長様式が、 $\langle 100 \rangle$ の最も明確な容易成長方向を有しているデンドライト状であり、また最大温度勾配の方向($G_{\max}$)が (001) 面内にある場合を示している。

Fig. 1 Growth modes of dendrite
(a) $[100]$ direction is parallel to the direction of maximum temperature gradient
(b) $[100]$ direction deviates from the direction of maximum temperature gradient

したがって、固液界面は、Fig. 1 (a) の場合には平衡凝固温度面 T_E にほぼ一致していると考えられるが、Fig. 1 (b) の場合には T_E より少し遅れを伴っていると考えられる²⁾。このため (b) の界面前方には (a) より大きな過冷域の存在することが予想される。

このとき、もし (a) と (b) の柱状晶が隣接していれば、選択成長により (b) の柱状晶の成長が抑制されることが考えられる。

しかし、単結晶の場合、あるいは多結晶材においても前報¹⁾で報告したごとく柱状晶が繊維組織を形成していて、各柱状晶の $[100]$ 方向がほぼ平行である場合には、選択成長は起こり得ず、上述の過冷域が大きくなれば何らかの核生成の起こることが考えられる。ただ、この過冷域がかなり大きい場合には等軸晶の形成する可能性があるが、適度の過冷状態においても有効な核生成物質あるいは柱状晶の断片などが融液中に存在していて、その形成した核の一つの $\langle 100 \rangle$ 方向と最大温度勾配の方向が一致している場合には、その核は柱状晶として発達していくことが推測される。

このことは、前報¹⁾で報告したごとく、柱状晶のサブグレインの方向（これはほぼ一つの $\langle 100 \rangle$ 方向を示していると考えられる）が最大温度勾配の方向から大きく

ずれたときに Stray Crystal が発生し、また Stray Crystal 内部のサブグレインの方向は、発生位置における最大温度勾配の方向にはほぼ一致していたことからもうなずける。

しかし、容易成長方向が最大温度勾配の方向からどの程度ずれば Stray Crystal が発生するかという問題は、多結晶材料を使用している限りでは X 線回折（ラウエ法）が容易でなく、また多結晶材料では Stray Crystal そのものが新しく核生成したものかあるいは板の内部にあった柱状晶が顔を出してきたものかを明確にすることができない。このため粗大結晶粒からなる板に溶接を行なってこれらを確認する必要があった。そこで著者らは焼きなまし法により結晶粒を粗大化させ、上記のことを検討した。

3. 使用材料および実験方法

本研究で使用した材料は、工業用純アルミニウム 1S-0 材 (JIS A1P1) および高純度 (99.93%) のアルミニウム板であり、板厚はいずれも 1 mm であった。1S-0 材は 2 種類あったので、それぞれ 1S-0(1) および 1S-0(2) として表示した。これらの化学成分を Table 1 に示す。1S-0(1) は前報¹⁾で使用した 1S 材と同じ材料である。

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	Compositions (%)			
	Cu	Si	Fe	Al
1S-0(1)	0.01	0.07	0.33	99.59
1S-0(2)	0.01	0.08	0.34	99.57
Pure Aluminum	tr.	0.024	0.039	99.93

これらの材料の結晶粒粗大化はつぎの焼きなまし法により行なった。1S-0 材の焼きなましは大気中 630~640 °C、20~70 時間に行ない、その結果、数 cm の大きさの結晶粒を得た。いっぽう純度 99.93% のアルミニウム単結晶板は、適当なひずみを与えた焼きなまし法により作成した。

溶接は TIG アークによりビード溶接を行なった。溶接速度はアークスポットの場合として 0 mm/min、溶融池形状が Elliptical Shape (楕円形) の例として 250 mm/min、Tear-Dropped Shape (涙滴形) の例として 1500 mm/min を選んだ。また後の解析を簡単にするため、表裏のビード幅をできるだけ等しくするような入熱を与えた。したがって熱の流れは 2 次元的で板厚方向の流れは無視できると考えられる。これらの溶接条件を Table 2 に示す。ビード幅は 8~14 mm であった。

溶接後、母材および溶接ビード内の各結晶粒の結晶

Table 2 Welding conditions

Welding Speed (mm/min)	Arc Voltage (V)	Welding Current (A)
0	20	45
250	20	45
1500	24	130

Table 3 Diffraction conditions of back-reflection Laue method

Target	Cu
Tube Voltage	30 KVP
Tube Current	20 mA
Distance Between Film and Specimen	10.30 mm
Diameter of Slit	0.1, 1 mm
Exposure Time	7, 0.5 hours

方位を背面反射ラウエ法によって求めた。回折条件を Table 3 に示す。スリットの径は結晶粒の大きさに応じて 0.1 あるいは 1 mm を用いた。ラウエ写真の解析には Greninger のチャートおよび直径 20 cm の Wulff のネットを用いた。

そして、まず母材結晶粒の $\langle 100 \rangle$ 方向と溶接リップルの垂直方向で表わされる固液界面の最大温度勾配の方向との関係から Stray Crystal の発生条件を検討し、つぎに、Stray Crystal の成長方向と最大温度勾配の方向との関係を検討した。

4. 実験結果および考察

4.1 Stray Crystal の発生条件

アークスポット溶接に用いた 1S-0 (1) の母材結晶粒の結晶方位を Fig. 2 にステレオ投影図で示す。黒丸は

Fig. 2 Stereographic projection of $\langle 100 \rangle$ directions of a single crystal of 1S-0(1) aluminum 1 mm thick sheet which was welded with TIG arc spot welding
●: pointing forwards
○: pointing backwards

試料の表側を向いている $\langle 100 \rangle$ 方向を表わし、白丸は裏側を向いている $\langle 100 \rangle$ 方向を表わしている。この図より母材結晶粒の試料面はほぼ (001) 面であり、また N, S, W および E び方向はそれぞれほぼ $[\bar{1}\bar{1}0]$, $[110]$, $[1\bar{1}0]$ および $[\bar{1}10]$ 方向であることがわかる。それは、 $[110]$ 方向は $\langle 100 \rangle$ 方向と 45° あるいは 90° をなしているからである (ステレオ投影図上での角度差は、Wulff のネットのある大円を、測角しようとする 2 点間に一致させ、その大円に沿って 2 点間の度数を読み取ることにより求めることができる)。

この結晶粒に 2 次元のアークスポット溶接を行なえば、各固液界面における最大温度勾配の方向は基円上の各点で表わされる。基円上で、アルミニウムの容易成長方向である $\langle 100 \rangle$ 方向から最も離れた方向はほぼ N, S, W および E 点であるから、Stray Crystal は N S 軸および W E 軸方向すなわち縦方向および横方向に発生することが考えられる。

実際の溶接部ナゲットのマクロ組織を Photo. 1 に示す。溶融境界から柱状晶が Epitaxial Growth により母材結晶粒の同一の方位で成長し始めているが、予想したごとく溶融境界の少し内側より写真の縦方向および横方向にいちじるしく Stray Crystal の発生していることがわかる。いっぽう $\langle 100 \rangle$ 方向にはほとんど発生していないことがわかる。ナゲット中央附近の粒状のものは等軸晶であって、等軸晶に関しては $\langle 100 \rangle$ 方向も含めたあらゆる方向にほぼ均一に発生しているようである。

Photo. 1 Macrostructure of the nugget with TIG arc spot welding in the aluminum single crystal of which orientation was shown in Fig. 2 (etched with 24% HNO_3 + 72% HCl + 4% HF), $\times 10/3$

ただし Photo. 1 からわかるごとく Stray Crystal は溶融境界から直ちには発生していない。これは Stray Crystal の発生にはある程度の組織的過冷域かまたは潜

伏期間が必要であることを示しているものと思われる。

このアークスポット溶接部に形成した Stray Crystal のミクロ組織の一例を Photo. 2 に示す。この写真において左方向がナゲット中心に向かう方向すなわち最大温度勾配の方向である。溶融境界から Epitaxial Growth してきた柱状晶のサブグレインの成長方向は写真の左上方向であって最大温度勾配の方向とかなりずれていることがわかる。そのためこのサブグレインは写真の左下方向に枝を出して一種のセル樹枝（通常のセル樹枝は両側に枝を張り出している）を形成している。このことより、この柱状晶は可能ならば枝はりの方向に成長方向を変化させようとしているようすがうかがえる。しかし枝の方向も最大温度勾配の方向とかなりずれているために、Stray Crystal が発生したものと思われる。

DIRECTION OF MAXIMUM
TEMPERATURE GRADIENT

Photo. 2 An example of stray crystal which occurred in the nugget shown in Photo. 1 (as welded), $\times 100$

いっぽう、Stray Crystal のサブグレインの成長方向はほぼ最大温度勾配の方向と一致していて、非常に成長に容易な状態になっていることがわかる。また Stray Crystal の発生部附近には柱状晶の先端のもぎとられたものと思われる粒状のものも認められる。このように Stray Crystal の外観は前報¹⁾で報告した多結晶材の場合とまったく同じであった。このことから前報¹⁾で述べた Stray Crystal は明らかに新しく発生した柱状晶であることがわかる。

しかし、このアークスポット溶接部には Photo. 3 に示すごとく等軸晶的に発生する Stray Crystal もいくつか認められた。このような現象は前報¹⁾の 1S の低速溶接ビードでは認められなかった（2S ではよく認められた）。これは、アークスポット溶接においては凝固が進行し始めるときにはアークはすでに消失していて固液界面の温度勾配は非常に小さくなっているために、組

Photo. 3 An example of the other type of stray crystal which originated as equiaxed-dendritic shape (as welded), $\times 45$

成的過冷域がかなり大きくなっているのが原因であると推測される。前報¹⁾の 2S 材の場合と合わせて考えると、Stray Crystal の発生部の凝固組織には組成的過冷域の大きさが影響するものと思われる。

Fig. 3 は溶接速度 250 mm/min でビード溶接を行なった 1S-0 (1) 材の母材結晶粒の結晶方位を示したものである。溶接は $\overrightarrow{EW}$ 方向に行なった。したがって最大温度勾配の方向は、溶接部の下半分では柱状晶が溶接部内部へ成長していくにつれて、基円上を点 N から W に向かってしだいに変化していく。このとき溶融境界から成長し始める柱状晶にとって、結晶学的な観点からみて成長の最も容易な方向は、 $[100]$ 方向であるが、これはその時の最大温度勾配の方向 N からあまり離れていない。しかし柱状晶が少し内部に成長すると、最大温度勾配の方向は基円上を N から W に向かって移動するため $[100]$ 方向から大きくずれ始めると同時に、それに近い他の容易成長方向である $[010]$ あるいは $[001]$ 方向と

Fig. 3 Stereographic projection of $\langle 100 \rangle$ directions of a single crystal of 1S-0(1) aluminum 1 mm thick sheet which was welded by welding speed of 250 mm/min

FUSION BOUNDARY

WELDING DIRECTION

FUSION BOUNDARY

Photo. 4 Macrostructure of the weld bead by welding speed of 250 mm/min in the aluminum single crystal of which orientation was shown in Fig. 3 (etched with 24% $\text{HNO}_3 + 72\% \text{HCl} + 4\% \text{HF}$), $\times 10/3$

もかなり離れている．そのため柱状晶が熔融境界より少し内部に成長すると，Stray Crystal の発生することが考えられる．

いっぽう，溶接部の上半分では最大温度勾配の方向は点SからWに向かって変化していく．熔融境界から成長し始める柱状晶にとって成長の最も容易な方向は $[\bar{1}00]$ 方向であるが，これはその時の最大温度勾配の方向Sからあまり離れていないだけでなく，少しWよりに位置している．そのため柱状晶が溶接部中央にかなり成長しなければ，最大温度勾配の方向と $[\bar{1}00]$ 方向とのなす角度は大きくならない．したがって Stray Crystal は溶接部中央付近で発生するものと考えられる．

実際の溶接部のマクロ組織を Photo. 4 に示す．写真の溶接部の下半分では熔融境界から少し内側で Stray Crystal がいちじるしく発生しているが，上半分では溶接部中央に近い位置でのみ発生していて，上述の予想とよく一致している．

Fig. 3 の方向 A_1 を溶接ビードの下半分で Stray Crystal がいちじるしく発生し始めている位置における溶接リップルの垂直方向すなわち最大温度勾配の方向，および方向 A_2 を溶接ビードの上半分で Stray Crystal が発生し始めている位置における最大温度勾配の方向とすると A_1 と，それに最も近い容易成長方向である $[100]$ 方向とのなす角度はほぼ 50° ， A_2 とそれに最も近い容易成長方向である $[\bar{1}00]$ 方向とのなす角度はほぼ 40° であった．

Fig. 4 は 同じく溶接速度 250 mm/min でビード溶接を行なった 1S-0 (1) 材の別の母材結晶粒の結晶方位を示したものである．溶接は $\overrightarrow{EW}$ 方向に行なった．図からわかるごとくこの結晶方位が WE 軸に関してほぼ対称であることを考慮して，先程と同様の考察を行なえば，熔融境界からある程度内側で，溶接線に関してほぼ

Fig. 4 Stereographic projection of $\langle 100 \rangle$ directions of a single crystal of 1S-0(1) aluminum 1 mm thick sheet which was welded by welding speed of 250 mm/min

FUSION BOUNDARY

WELDING DIRECTION

FUSION BOUNDARY

Photo. 5 Macrostructure of the weld bead by welding speed of 250 mm/min in the aluminum single crystal of which orientation was shown in Fig. 4 (etched with 24% $\text{HNO}_3 + 72\% \text{HCl} + 4\% \text{HF}$), $\times 10/3$

対称に Stray Crystal の発生することが考えられる。そして Photo. 5 に示すマクロ組織はこの予想と一致している。

この場合、Fig. 4 の方向 A_1 と A_2 を Fig. 3 の場合と同様に Stray Crystal のいちじるしく発生し始めている位置における最大温度勾配の方向とすれば、 A_1 とそれに最も近い容易成長方向である $[100]$ 方向とのなす角度、および A_2 それに最も近い容易成長方向である $[100]$ 方向とのなす角度はほぼ 50° であった。なお Fig. 4 より、 A_1 および A_2 はそれぞれ $[111]$ および $[1\bar{1}1]$ 方向にかなり近い方向であることがわかる。

またこの試料では $[100]$ 方向および $[100]$ 方向と N および S とがそれぞれなす角度は 43° であり、角度の点からみれば溶融境界から直ちに Stray Crystal が形成しても良いように思われる。しかしこのようになっていないことは、すでに述べたごとく、Stray Crystal の発生にはある程度の組成的過冷域かあるいは潜伏期間が必要であることを示していると思われる。

Fig. 5 (a) および (b) は、溶接速度 1500 mm/min でビード溶接を行なった 1S-0 (2) 材のある隣接した二つの母材結晶粒 C_1 および C_2 の結晶方位を示したものである。溶接方向はこれらの結晶粒界にほぼ直角であり、図の $\overrightarrow{EW}$ 方向である。このマクロ組織を Photo. 6 に示す。 C_1 の結晶粒では写真の溶接部の下半分に、 C_2 の結晶粒では上半分に、Stray Crystal がいちじるしく発生している。溶接部中央付近の粒状のものは等軸晶である。

Fig. 6 (a) および (b) は、同じく溶接速度 1500 mm/min でビード溶接を行なった 1S-0 (2) 材のある隣接した二つの母材結晶粒 C_3 および C_4 の結晶方位を示したものである。溶接方向はこれらの結晶粒界に平行であり、図の $\overrightarrow{EW}$ 方向である。このマクロ組織を Photo. 7 に示す。どちらの結晶粒の溶接部にも Stray Crystal

Fig. 5 Stereographic projections of $\langle 100 \rangle$ directions of a bicrystal of 1S-0(2) aluminum 1 mm thick sheet which was welded by welding speed of 1500 mm/min (a) for crystal C_1 (b) for crystal C_2

FUSION BOUNDARY

FUSION BOUNDARY

Photo. 6 Macrostructure of the weld bead by welding speed of 1500 mm/min in the aluminum bicrystal of which orientations were shown in Fig. 5 (etched with $24\% \text{HNO}_3 + 72\% \text{HCl} + 4\% \text{HF}$), $\times 3$

Fig. 6 Stereographic projections of $\langle 100 \rangle$ directions of a bicrystal of 1S-0(2) aluminum 1 mm thick sheet which was welded by welding speed of 1500 mm/min (a) for crystal C_3 (c) for crystal C_4

FUSION BOUNDARY

FUSION BOUNDARY

Photo. 7 Macrostructure of the weld bead by welding speed of 1500 mm/min in the aluminum bicrystal of which orientations were shown in Fig. 6 (etched with 24% HNO_3 + 72% HCl + 4% HF), $\times 3$

がいちじるしく発生している。

Photo. 6 および Photo. 7 の Stray Crystal の発生状況は Fig. 5 および Fig. 6 のステレオ投影図を用いて、先程と同様の考察にしたがえば容易に説明できる。ただし溶融池形状は、このような高速度溶接ビードでは Tear-Dropped Shape となるため、最大温度勾配の方向は溶融境界の近傍および溶接部中央を除いてはほぼ一定であり、この場合、この一定の方向は基円上でNあるいはSからW方向へ約 10° の位置である。また Fig. 5 および Fig. 6 で Stray Crystal がいちじるしく発生している位置における最大温度勾配の方向Aと、それに最も近い一つの $\langle 100 \rangle$ 方向とのなす角度はいずれもほぼ 40° であった。

以上は工業用純アルミニウム 1S 材の場合について述べたが、高純度 (99.93%) のアルミニウム溶接部においても、Stray Crystal が形成することがある³⁾。その一例を Photo. 8 に示す。この場合には等軸晶的に発生した Stray Crystal はまったく認められなかった。この材料においても最大温度勾配の方向と、それに最も近い一つの $\langle 100 \rangle$ 方向とのなす角度が $40 \sim 50^\circ$ に達したときに Stray Crystal が発生した。しかし一般的にみて、これより純度の悪い 1S 材と比較すればその発生量は少なかった。このことから Stray Crystal の発生量の多少には純度あるいは組成的過冷も大いに関係のあることが推測される。

以上に述べてきたように、工業用純アルミニウム 1S および純度 99.93% のアルミニウム溶接部に形成する Stray Crystal の発生条件を検討した結果、成長しつつある柱状晶の固液界面の最大温度勾配の方向とそれに最も近い、 $\langle 100 \rangle$ 方向とのなす角度が $40 \sim 50^\circ$ に達したときに Stray Crystal がいちじるしく発生することがわかった。これは Tiller⁴⁾ の説および高木ら⁵⁾ のニッケル

WELDING DIRECTION

WELDING DIRECTION

Photo. 8 Appearance of stray crystals which occurred in a weld bead in 99.93% purity aluminum 1 mm thick sheet (as welded), $\times 110$

単結晶の一方凝固に関する実験結果と良い対応をなしている。さらに材料の純度も Stray Crystal の発生に影響することがわかった。

4.2 Stray Crystal の成長方向

前報¹⁾において、工業用純アルミニウム 1S および 2S の溶接部の柱状晶域を透過ピンホール写真法によって検討した結果、溶接部の柱状晶域は [100] 繊維組織を有していることがわかった。このことは低速度溶接ビードの内部で Stray Crystal が発生している領域においても同様であった。

これを再度確かめるため、1S-0 (1) の多結晶材に溶接速度 250 mm/min でビード溶接を行なったときに溶接部中央付近で形成した Stray Crystal のうちの任意の14個の結晶方位を求めた。なお X 線回折を行なった位置は溶融境界からほぼ一定の距離のところに選んだ。

Fig. 7 はその結果を (200) 極図形として表わしたものである。この図で Stray Crystal の成長方向は基板上の NW 間にある。Fig. 7 において (200) 面の極は NS 軸から少し時計方向に傾いた直径上および W, E 方向から少し時計方向に傾いた基板上に、それぞれある広がりをもって一様に分布しているのみで、その他の位置には存在しない。(200) 面の極のこのような分布は繊維組織を示していて、図の F.A. の方向が極図形の軸対称の方向である繊維軸の方向と考えられる。したがって繊維軸は [100] 方向である。このように個々の Stray Crystal について X 線回折を行なった結果からみても、Stray Crystal の発生している領域は [100] 繊維組織を有していることがわかる。一般に凝固組織においては繊維軸の

Fig. 7 (200) pole figure of stray crystals which occurred in a weld bead by welding speed of 250 mm/min in 1S-0(1) aluminum polycrystalline sheet

結晶方向は容易成長方向と一致すると考えられるので、Stray Crystal の容易成長方向は $\langle 100 \rangle$ 方向であるといえる。

また Stray Crystal のサブグレインの成長方向は、前報¹⁾および本報の Photo. 2 ですでに述べたように、最大温度勾配の方向にほぼ一致している。そしてまた第2報²⁾によれば溶接ビード内に形成するサブグレインはほぼ $\langle 100 \rangle$ 方向に成長する。このことより Stray Crystal の一つの $\langle 100 \rangle$ 方向は、その発生部の最大温度勾配の方向にほぼ一致していることが考えられる。そこでこれを確かめるために、Photo. 4 に示した 1S-0 (1) 材の単結晶溶接部に形成した Stray Crystal の $\langle 100 \rangle$ 方向とその発生部の最大温度勾配の方向との関係を検討した。X 線回折は、Photo. 4 の溶接部の下半分で形成した Stray Crystal のうち、ほぼ一定の位置で発生し

Fig. 8 (200) pole figure of stray crystals which occurred in the lower part of the weld bead shown in Photo. 4

ている任意の13個について行なった。

Fig. 8 はこれらの結晶方位を (200) 極図形として表わしたものである。図中の方向 A_1 は、これらの Stray Crystal が発生している位置における溶接リップルの垂直方向すなわち最大温度勾配の方向であって、Fig. 3 の A_1 と同じ方向である。この図よりこれらの Stray Crystal が Fig. 7 と同様に [100] 繊維組織を形成していること、およびその繊維軸の方向 F.A. (F.A. はこれらの Stray Crystal の平均の成長方向であると考えられる) が、それらの発生部の最大温度勾配の方向に良く一致していることがわかる。しかしこの極図形より、個々の Stray Crystal の一つの $\langle 100 \rangle$ 方向はかならずしも完全に最大温度勾配の方向に一致しているのではなくて、少しずれているものもあることがわかる (このずれの限界の角度は、Wulff のネットを用いて読みとると、 20° 程度であった)。

さらに、より高純度の材料において発生する Stray Crystal に対して同様の検討を行なった。すなわち Fig. 9 は純度 99.93% のアルミニウム単結晶の溶接部中央に近い位置で形成したある Stray Crystal の結晶方位と、その発生部の最大温度勾配の方向との関係を示したものである。図中の方向 G が Stray Crystal の発生位置における最大温度勾配の方向である。これよりこのような高純度のアルミニウム溶接部においても、Stray Crystal の一つの $\langle 100 \rangle$ 方向は、その発生位置における最大温度勾配の方向によく一致していることがわかる。

Fig. 9 Stereographic projection of $\langle 100 \rangle$ directions of a stray crystal which occurred in a weld bead of 99.93% purity aluminum

5. 結 論

工業用純アルミニウム 1S および高純度 (99.93%)

アルミニウムの単結晶の溶接部に形成する Stray Crystal の発生条件およびその成長方向などについて X 線回折法により検討を行なった結果、つぎの結論を得た。

(1) 著者らが前報¹⁾において予想したごとく、Stray Crystal は母材から Epitaxial Growth によって成長してくる柱状晶とはまったく異にした新しい核生成による柱状晶であることが確認された。

(2) Stray Crystal は、成長しつつある柱状晶の固液界面における最大温度勾配の方向とそれに最も近い一つの $\langle 100 \rangle$ 方向とのなす角度が $40 \sim 50^\circ$ に達したときに、いちじるしく発生する。しかし例外として溶融境界ではこの条件がたとえ満足されても Stray Crystal は発生しない。すなわち溶融境界では柱状晶はあくまで Epitaxial Growth により発生する。

(3) Stray Crystal の発生は、材料の純度が良くなれば少なくなる。これは、Stray Crystal の発生の難易には組成的過冷が関係することを意味するものであり、純度が低下して組成的過冷が増大すると Stray Crystal は容易に発生および成長するものと考えられる。また純度の低下あるいは温度勾配の減少により組成的過冷が大きくなると Stray Crystal は等軸晶的に発生するようである。

(4) Stray Crystal の一つの $\langle 100 \rangle$ 方向は、材料の純度とは無関係に、その発生部の最大温度勾配の方向とほぼ一致している。また内部のサブグレインの成長方向もその $\langle 100 \rangle$ 方向にほぼ一致している。

(5) Stray Crystal の発生条件とその特性について結晶学的により明確に検討を行なうため、粗大結晶粒板を作成して解析を行なったが、この結論は一般の多結晶材に対してもじゅう分に適用できるものと考えられる。

本研究の遂行に際して、アルミニウムの素材の一部は軽金属溶接技術会から提供を受けた。ここに厚く御礼を申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 仙田, 松田, 加藤, 中川: “溶接凝固機構とその組織の特性 (第3報)”, 溶接学会誌, Vol. 39 (1970), No. 11, p. 1180~1189.
- 2) B. Chalmers: “Melting and Freezing”, Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 200 (1954), p. 519~532
- 3) 仙田, 松田, 加藤, 中川: “溶接組織のミクロ構造とその性質 (2)”, 溶接学会秋季全国大会講演概要 (1969), p. 77
- 4) W.A. Tiller: “Preferred Growth Direction of Metals”, J. Metals (1957), p. 847~855
- 5) 高木, 前田, 中井: “ニッケル単結晶の成長条件およびその下部組織について (第1報)”, 金属学会誌, Vol. 21 (1957), p. 658~661
- 6) 仙田, 松田, 加藤, 中川: “溶接凝固機構とその組織の特性 (第2報)”, 溶接学会誌, Vol. 39 (1970), p. 644~651