溶接凝固機構とその組織の特性(第9報)*

—5083耐食アルミニウム溶接金属中の羽毛状晶の発生とその性質—

仙田 富男** 松田 福久** 中川 博二***
飯島 史郎*** 加藤 光昭****Mechanism of Weld Solidification and Behavior
of its Structure (Report 9)*—Occurrence and Properties of Feathery Crystal in Weld Metal
of 5083 Aluminum Alloy—by Tomio Senda**, Fukushima Matsuda**, Hiroji Nakagawa***
Shiro Iijima*** and Mitsuaki Kato****

Abstract

Investigations have been made on some metallurgical and mechanical behaviors of the feathery crystal which is developed in TIG arc weld metal of 1 and 2 mm thick 5083 aluminum alloy sheets.

The major conclusions obtained are as follows:

- (1) The solidification structure in the center of the weld metal varies generally from columnar to feathery and an equiaxed crystal as heat input is increased under the same welding speed of less than 500 mm/min. Moreover, the feathery crystal is developed more easily at low welding speed.
- (2) The growth mode of the feathery crystal in the weld center is macroscopically in the shape of an unfolded fan with a large curvature. This is due to the phenomenon that each twin plane in the feathery crystal, microscopically, grows intermittently with a small inclination angle with each other.
- (3) According to X-ray analysis the twin plane the feathery crystal developed in the weld metal accords with {111} and the difference in the orientation of adjacent twins is within a few degrees.
- (4) When the feathery crystal is developed in the weld metal the elongation of the welded joint decreases considerably, while the tensile strength does not decrease much.

1. 緒 言

一般に、铸造金属中に認められる代表的な凝固組織は柱状晶と等軸晶である。しかし、アルミニウム合金ではこれらの凝固組織以外に、さらに異なった特殊な組織が铸造金属中に形成されることが報告されている¹⁾。この特殊な組織は、そのマクロ的な組織形態から羽毛状晶あるいは放射状晶と呼ばれている¹⁾。また、その結晶学的性質から成長双晶と呼ばれることもある¹⁾(本報告ではこの組織を羽毛状晶と呼ぶことにする)。

羽毛状晶についてこれまでに報告されている特長をまとめると、ほぼ次の通りである。(1) 羽毛状晶は{111}

面を双晶面とする双晶である²⁾。(2) 成長方向は〈112〉方向²⁾、あるいは〈110〉方向³⁾である(2つの説がある)。(3) 静置された铸造よりも連続铸造の場合に発生しやすい⁴⁾。(4) 高純度の材料には発生しにくく、ある種の溶質を適当量含んでいる場合に発生しやすい⁵⁾。(5) 成長速度が遅い場合には発生しない⁶⁾。(6) マクロ的には放射状に成長し²⁾、等軸晶が形成されるとその成長は阻止される¹⁾。

最近、耐食アルミニウム合金および高力アルミニウム合金が広く利用されるようになるにつれ、これらの材料の溶接もまた一般に行なわれるようになってきた。これにともなって、これらの合金の溶接金属中にもしばしば羽毛状晶が形成されることが明らかになってきた。また、溶接金属中にこのような羽毛状晶が形成されると、その溶接部の引張強さが低下することが報告されている⁶⁾。このため、溶接金属中における羽毛状晶の発生条件を知ることはその形成機構ばかりでなく、実用上から

*原稿受付 昭和47年5月26日(46年度春季全国大会にて発表)

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

***学 生 員 大阪大学 Student Member, Osaka University, Faculty of Engineering

****正 員 九州工大 Member, Kyushu Institute of Technology

もきわめて重要な問題となっている。前述の研究結果は厚板に MIG 溶接を行なった場合についてのものであり、この場合の溶接金属は3次元的に成長するため、羽毛状晶の発生条件について詳細に検討することが困難である。また、この場合には溶接金属中に占める羽毛状晶の割合を正確に知ることができないため、羽毛状晶と機械的性質の関係もあまり明確にされていない。

このため、本報告においては上記の現象および関係を明確にするため、2次元的な溶接金属に限定した実験を行ない、羽毛状晶の発生条件とその性質について検討を行なった。すなわち、5083-耐食アルミニウム合金の薄板に TIG アークによるビード溶接を行ない、その溶接条件と溶接金属中に認められる羽毛状晶の関係を検討した。また、その組織の特徴を光学顕微鏡を用いて観察し、同時に X 線回折法を用いて羽毛状晶の結晶学的性質を調べた。さらに、羽毛状晶の発生した溶接継手の引張試験を行ない、羽毛状晶の発生量とその継手の機械的性質の関係についても検討した。

2. 使用材料および実験方法

使用した材料は5083-耐食アルミニウム合金の薄板(1および2mm)である。化学成分を Table 1 に示す。使用した5083-耐食アルミニウム合金は2種類あり、それぞれを5083-a および 5083-b とした。しかし、これらの組成の変化による実験結果の差違はほとんど認められなかった。板厚1mmの材料は羽毛状晶の発生条件、組織観察および結晶学的性質の検討に使用し、板厚2mmの材料は主として機械的性質の検討に使用した。

TIG 溶接はアークによるビード溶接(DCRP)を行なった。溶接のさいには、溶接時の熱ひずみによる試料の変形および試料端部における熱反射を防ぐために、板厚10mmの5083-耐食アルミニウム合金板を用いて作成した拘束治具で試料の全周を拘束した。また、試料の下には石綿を敷いた。

試料の大きさは幅150×長さ250mm(板厚1および2mm)とし、その中央部に長手方向に約180mmにわたってビード溶接を行なった。溶接速度は150~500mm/min までの数段階を選んだ。各溶接速度に対して入熱を種々を変化させて溶接を行なったが、いずれも試

料の表裏の溶接金属の幅がほぼ等しくなるように溶接電流を設定した。したがって、溶接金属はマクロ的には2次元的に成長するものと考えられる。また、溶接速度が250mm/min 以下の場合には溶接金属が溶け落ちない範囲で溶接可能な入熱まで、そして250mm/min 以上の溶接速度の場合には溶接金属の中央部に等軸晶が多数発生するまで入熱を増大させた。

羽毛状晶のマクロおよびミクロ組織の観察は、溶接のままあるいは研摩腐食を行なったものについて行なった。試料の腐食は王水+フッ酸(マクロ組織)およびケラー試薬(ミクロ組織)を用いて行なった。

羽毛状晶の結晶学的性質は X 線回折法を用いて検討した。また、試料の結晶方位を決定するさいには背面反射ラウエ法を用いた。そのさいの使用したスリットの直径は0.1mmで、試料表面における X 線照射領域の直径は約0.4mmであった。

溶接金属の機械的性質は溶接金属に垂直な方向の引張試験を行なって検討した。このとき、溶接金属およびその内部で発生している羽毛状晶の領域の幅は、いずれも溶接金属の表の裏においてはほぼ同一であった。

3. 羽毛状晶の発生条件

5083-耐食アルミニウム合金板(板厚:1mm)に TIG アークにより種々の溶接条件でビード溶接を行ない、溶接凝固組織をマクロ観察して羽毛状晶の発生条件について検討した。

約100枚の試料についてビード溶接を行ない、それらのマクロ組織を分類した結果、Photo. 1 (a)~(e) に示す5種類に大別することができた。すなわち、

- (1) 溶接金属中央部の凝固組織がすべて柱状晶である(Photo. 1 (a)).
- (2) 溶接金属中央部において、溶接開始部付近の柱状晶域から羽毛状晶が発生したがすぐに消滅し、ついで柱状晶が形成されその後再び羽毛状晶が発生してクレタ部まで成長を続ける(Photo. 1 (b)).
- (3) 溶接開始部付近の柱状晶域から羽毛状晶が発生し、クレタ部まで成長を続け、溶接金属の中央部のほぼ全域を羽毛状晶が占める(Photo. 1 (c)).
- (4) 溶接開始部付近の柱状晶域から発生した羽毛状晶が、途中で等軸晶により成長が阻止される(Photo. 1.

Table 1 Chemical compositions of aluminum sheets used (wt %)

	Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
5083 aluminum alloy (a)	0.20	0.14	0.19	4.60	0.70	0.01	0.11	0.01	Bal.
5083 aluminum alloy (b)	0.19	0.08	0.15	4.41	0.66	0.01	0.19	0.01	Bal.

Photo. 1 Typical examples of weld bead appearance in 5083 aluminum alloy welded with TIG arc (xl)

- (a) $V=150\text{mm/min}$, $I=54\text{A}$, $E=18\text{V}$
- (b) $V=200\text{mm/min}$, $I=36\text{A}$, $E=19\text{V}$
- (c) $V=200\text{mm/min}$, $I=73\text{A}$, $E=19\text{V}$
- (d) $V=400\text{mm/min}$, $I=60\text{A}$, $E=18\text{V}$
- (e) $V=500\text{mm/min}$, $I=53\text{A}$, $E=18\text{V}$

d)).

(5) 溶接金属中央部の凝固組織がほとんどすべて等軸晶である (Photo. 1 (e)).

以上の5種類のマクロ組織は、一定の溶接速度において入熱を増大させていくと、一般に (a) から (e) へと順次変化していくのが認められた。

Fig. 1 に溶接条件と溶接金属中央部の凝固組織の関係を示す。横軸は溶接速度、そして縦軸は入熱 ($Q=0.24 \times \eta \times E \times I$) を表わす。ただし η はアークの熱効率 (60%とした)、 E はアーク電圧 (V) そして I は溶接電流 (A) である。Fig. 1 において記号 $\square$, $\bullet$, $\times$ および Δ は溶接金属中央部の凝固組織が Photo. 1 (a), (c), (e) および (b) あるいは (d) にそれぞれ対応したものであることを示す。また、Fig. 1 の上部の斜線を施した領域は溶融金属が溶け落ちて溶接不可能な領域を示す。さらに、下部の斜線を施した領域は試料の表と裏側の溶接金属の幅が等しくならず、溶接金属の結晶成長が2次元的とはみなされない領域を示す。

Fig. 1 から明らかなように、羽毛状晶 ($\bullet$ 印) は任意の溶接条件の下で形成されるのではなく、図中の実線および一点鎖線で囲まれた溶接条件内において主として形成された。一方、実線より下の溶接条件においては溶接金属中央部の凝固組織は主として柱状晶であり、また、一点鎖線より上の溶接条件においては主として等軸晶が形成された。さらに、溶接速度が 250mm/min 以下の場合には羽毛状晶が広範囲な入熱の下で発生しているが、溶接速度が 500mm/min になると羽毛状晶は全く形成されなかった (しかし、板厚 2mm の場合には高速度で溶接した場合にも羽毛状晶が形成される場合が一部

Fig. 1 Relationship between the solidification structure in weld center and welding variables

認められた (Photo. 3 参照)).

Plaskett らによると⁷⁾、柱状晶から等軸晶への凝固組織の変化は溶質量とパラメータの $G/R^{1/2}$ 関係で示されている (G : 凝固界面における液相中の温度勾配, R : 成長速度)。すなわち、ある溶質量を含んだ合金においてはある一定の $G/R^{1/2}$ の値になったときに凝固組織は柱状晶から等軸晶に変化し、溶質量が増大するに伴ってこの $G/R^{1/2}$ の値はほぼ直線的に増大する。ここで、 $G/R^{1/2}$ の値が減少することは組成的過冷領域が増大することに対応する。すなわち、かなりの組成的過冷領域が存在すると、凝固組織は柱状晶から等軸晶へと変化するのである。

溶融溶接の凝固は一般の鋳造の場合に比べて凝固速度はかなり速いが⁸⁾、このような急速凝固の場合における組成的過冷領域は近似的に式 (1) で与えられる⁸⁾。

$$x \approx \Delta T / G \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 ΔT : 合金の公称の液相線-固相線間の温度差、 G : 液相中の温度勾配である。

式 (1) から明らかなように、組成的過冷領域は温度勾配が減少するとともに増大する。そこで、次に温度勾配の変化を計算により求め、この変化を用いて Fig. 1 に示した凝固組織の変化を考察した。

2次元移動熱源を用いて溶接をしたさいの溶接金属中

中央部の融点における温度勾配の絶対値 G は、式 (2) により近似的に与えられる⁹⁾。

$$G = 2\pi\lambda c\rho(h/Q)^2 V(T_m - T_0)^3 \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 λ : 熱伝導度 (cal/cm·sec·°C), c : 比熱 (cal/g·°C), ρ : 密度 (g/cm³), h : 板厚 (cm), Q : 入熱 (cal/sec), T_m : 融点 (°C), T_0 : 板の初期温度 (°C) である。したがって、同一の材料および板厚に対して同一速度で溶接を行なうと、温度勾配は Q^2 に反比例する。すなわち、同一の溶接速度で入熱を増大させて溶接を行なうと、温度勾配は次第に減少するのである。

これに対し、Fig. 1 から明らかなように、一定の溶接速度において入熱を増大させていくにしたがって、凝固組織は柱状晶、羽毛状晶そして等軸晶へと変化している。すなわち、溶接金属中に認められる羽毛状晶は、柱状晶および等軸晶が形成される温度勾配の条件の中間の条件で形成されるといえる。

Fig. 2 は一定の溶接速度で入熱を種々変化させたときの、実際の溶接金属中の凝固組織の一般的な変化を (a) ~ (e) に示している。溶接入熱は (a) が最も大きく次第に減少していく。すなわち、溶接金属中央部の凝固組織は (a) では等軸晶、(b) では溶接開始部に一部羽毛状晶が、そして途中から等軸晶、(c) では羽毛状晶、(d) では羽毛状晶中に一部柱状晶が発生しており、そして (e) では柱状晶となる。これに対し、(a') ~ (e') は (a) ~ (e) のそれぞれの溶接金属中央部における温度勾配の変化の予想図を示している。すなわち、一般に溶接金属中央部における融点の温度勾配は溶接開始部付近においてはきわめて大きな値を有するが、溶接が進むにしたがって次第に減少し定常状態に達する。そして、溶接終了部のクレータにおいては再び温度勾配は減少し、クレータ中央部では零となるはずである。また、定常状態の温度勾配は溶接入熱が減少するにしたがって次第に大きくなっていく。

いま、Fig. 2 (a') ~ (e') において実線で示した温度勾配 (G_2) より大きい温度勾配の場合には柱状晶、実線と破線間の温度勾配においては羽毛状晶、そして破線以下の温度勾配 (G_1) においては等軸晶が形成されるものとする。すると、(a') に示したように大きな入熱の下で溶接を行なうと定常状態における温度勾配は非常に小さくなり、この場合には (a) に示すように溶接金属中央部の凝固組織はほとんどが等軸晶となる。この場合、一部の領域で羽毛状晶の発生する温度勾配に達するが、その領域は非常に狭いため羽毛状晶は実際には形成されないものと考えられる。つぎに入熱が減少し、非定常状態において温度勾配が羽毛状晶の発生する温度勾配の範囲内でかなりゆるやかに減少する (b') の場合

Fig. 2 Schematic explanation for the relationship between the solidification structure in weld center and the variation weld heat input

には、この領域で (b) に示すように羽毛状晶が形成されるが、やがて温度勾配が G_1 以下となるため消滅し、その後は等軸晶が形成される。(c') は定常状態における温度勾配が羽毛状晶の発生する温度勾配の範囲にある場合であり、(c) に示したように羽毛状晶はクレータ部まで成長を続け、クレータ部において温度勾配が低下し等軸晶が発生するとともに羽毛状晶は消滅する。(d') は定常状態における温度勾配が、羽毛状晶の発生する温度勾配の範囲内の上限付近の場合と考えられる。この場合、アークの変動などにより温度勾配が変化して G_2 より大きくなると、羽毛状晶の成長は途中で柱状晶が発生することにより妨げられる。最後に (e') は入熱がかなり小さくて定常状態における温度勾配が柱状晶が発生する温度勾配の範囲にある場合で、(e) に示したように溶接金属中央部のマクロ的な凝固組織は柱状晶のみとなる。

以上述べたように、溶接入熱を変化させたときに認められる溶接金属中央部のマクロ的な凝固組織の変化は、温度勾配の変化を用いることにより定性的にはあるが説明することができる。

4. 羽毛状晶の組織観察

溶接金属中に認められた羽毛状晶の発生部付近の代表的なマクロ組織を Photo. 2 に示す (板厚: 1 mm, 溶接速度: 250 mm/min). 羽毛状晶は Photo. 2 に示したように、多くの場合溶接金属のほぼ中央部で発生し、マクロ的には放射状に広がりつつ成長する. このため、羽毛状晶の成長は最大温度勾配の方向からずれた方向に成長していることになる. さらに、Photo. 2 から明らかのように溶融境界部から溶接金属中央部へ向かって成長してきた柱状晶の成長をもさへぎって、羽毛状晶は成長している. このことから、羽毛状晶は一度形成されると非常に成長しやすい組織であるといえる. しかしながら、羽毛状晶が溶接金属の全領域にわたって成長することではなく、羽毛状晶が形成されるのは一般に溶接金属の中央部付近のみである. これは羽毛状晶の成長が溶接境界部に近づくと、その成長方向がその位置での最大温度勾配の方向とかなりずれてきて、そのため、最大温度勾配の方向に近い方向に成長している柱状晶のほうが成長が容易になるためであると考えられる.

Photo. 3 に示したのは、板厚 2 mm の材料に 750 mm/min の速度で溶接した際に認められた羽毛状晶のマクロ組織である. 板厚が増大すると、かなりの高速度で溶接を行ってもほとんど等軸晶が形成されない場合があるが、このような場合には Photo. 3 に示したように羽毛状晶が発生することがしばしば認められた. この場合の羽毛状晶は溶融境界部の近傍の柱状晶の途中から発生し、溶接金属の中央部に向かって放射状に成長する.

このような高速度溶接の際に認められる羽毛状晶の成長形態は、凝固界面における最大温度勾配の方向を考慮することにより説明できる. すなわち、高速度溶接の場合の溶融池の形状は涙滴型を示すために、最大温度勾配の方向は Fig. 3 に示すように溶接方向にほぼ垂直となる. したがって、溶融境界部の近傍で羽毛状晶の生成が行なわれると、最大温度勾配に近い方向に成長するのである.

Photo. 2 および Photo. 3 に示した羽毛状晶のマクロ組織から明らかなように、羽毛状晶の内部には多数の筋状の組織が認められる. この筋状の組織は羽毛状晶の発生部付近から放射状に、またある曲率を持って成長している. 羽毛状晶のミクロ組織の一例を Photo. 4 に示す. この組織は通常のセルラーデンドライトとは全く異

Photo. 2 A typical example of macrostructure of weld bead in which a feathery crystal developed (x4)

Photo. 3 A typical example of a feathery crystal developed in high speed welding bead (x4)

Fig. 3 Direction of maximum temperature gradient in high welding speed bead

なっている. すなわち、セルラーデンドライトの成長方向と各枝のなす角度はほぼ 90° であるのに対して、羽毛状晶の場合には $54 \sim 55^\circ$ であった.

羽毛状晶のミクロ組織をさらに高倍率で観察した結果の一例を Photo. 5 に示す. Photo. 5 の中央部付近に認められる筋は、試料表面と羽毛状晶の双晶面との交線である. この交線は Photo. 5 から明らかなように断続して階段状を示しており、各々の交線はそれぞれ平行ではなくわずかの傾きを有している. すなわち、たとえば

Photo. 4 Microstructure of a feathery crystal (x210)

Photo. 5 Twin plane in top surface of weld bead (x840)

Photo. 6 Difference of growth direction between twin planes in top surface of weld bead (x210)

Photo. 7 Twin planes in cross section of weld bead (x850)

Fig. 4 Schematic representation of the growth mode of twin planes in feathery crystal

Photo. 3 に認められたように羽毛状晶の中で筋状の組織がマクロ的に曲率をもって成長しているのは、ミクロ的には双晶面が断続的にかつ互いに少しずつ傾きをなしで成長していることによるものである。

次に、溶接金属中における羽毛状晶の双晶面の配列の状態について検討を行なった。得られた結果を Photo. 6 および Photo. 7 に示す。Photo. 6 に認められる細い筋は試料表面と双晶面との交線であり、これらは溶接方向（左方向）に向かって少しずつ放射状に広がっている。Photo. 7 に認められる細い筋は試料の直角断面（溶接方向に垂直に切断）と双晶面との交線で、これらの交線はほとんど平行である。

以上の羽毛状晶の組織観察の結果から、溶接金属中に形成された羽毛状晶の双晶面の配列状態を模式的に描くと、Fig. 4 の通りである。

5. 羽毛状晶の結晶学的性質

ここでは、X線回折法を用いて羽毛状晶の結晶学的性質について検討を行なった。すなわち、双晶面の面指数および羽毛状晶の成長方向について検討を加えた。さらに、4. において示したように羽毛状晶は一枚の双晶面を含む多数の板状の結晶が互いに少しずつ傾きをなして積層したものであるが、この結晶間の方位差についても検討した。

背面反射ラウ工法により求めた羽毛状晶の結晶方位と、組織観察により求めた双晶面をそれぞれステレオ投影図を用いて示すと Fig. 5 (a), (b) となる。Fig. 5 において、点 A および B を通る大円および点 P_T は羽毛状晶の組織観察により求めた双晶面およびその極を示す。また記号■, ▲, ● および ○ は X 線回折法により求めた羽毛状晶の $\{100\}$, $\{111\}$, $\{110\}$ および $\{112\}$ 面の極をそれぞれ示す。溶接方向はいずれも左方向である。Fig. 5 から明らかなように、組織観察により求めた双晶面の極 P_T とステレオ投影図の $\{111\}$ 面の極はよく一致している。このことから、羽毛状晶の双晶面の面指数はほぼ $\{111\}$ 面であると考えられる。

Fig. 5 において、記号 D.F. は羽毛状晶（一枚の双晶面を含んだ板状結晶）の試料表面における成長方向を示す。この方向は ● 印で示した $\{110\}$ の極にかなり近い。このことから、溶接金属中に形成された羽毛状晶の成長方向はほぼ $\langle 110 \rangle$ 方向であると考えられる。

次に、羽毛状晶の各板状結晶間の方位関係について検討を行なった。Fig. 6 は羽毛状晶のマクロ組織を模式的に示したものである。Fig. 5 (a) に示した位置 a, b, c および d, および Fig. 6 (b) の e および f に X 線を照射し、各々の位置の結晶方位を求めた。

得られた結果を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。Fig. 7 は Fig. 6 (a) の位置 a, b, c および d の結晶方位を (111) 極図形として示したものである。Fig. 7 から明らかなように、位置 a, b, c および d における結晶方位には数度の角度差が認められる。Fig. 8 は Fig. 6 (b) の位置 e および f の結晶方位を同一のステレオ投影図に示したものである。Fig. 8 において、□, △ および ○ はそれぞれ位置 e における $\{100\}$, $\{111\}$ および $\{110\}$ 面の極を表わし、■, ▲ および ● はそれぞれ位置 f における $\{100\}$, $\{111\}$ および $\{110\}$ 面の極を表わす。また、A', B' を通る大円（破線）および A, B を通る大円（実線）はそれぞれ位置 e および f における双晶面を表わす。Fig. 8 から明らかなように、位置 e および f における結晶方位はほぼ同一であるが、その成長方向は e と f とでは Fig. 8 の場合約 14° 異なる。

Fig. 5 Examples of crystallographic orientations of feathery crystals (P_T is the normal direction of twin planes)

Fig. 6 Growth modes of feathery crystal in the weld bead

Fig. 7 (111) pole figure of feathery crystal shown in Fig. 6 (a)

Fig. 8 Crystallographic orientations of feathery crystal shown in Fig. 6 (b)

っている。これは、組織観察の結果からみた成長方向の差違とほぼ一致していた。

6. 羽毛状晶の機械的性質

板厚 2 mm の 5083-耐食アルミニウム合金に TIG アークによりビード溶接を行ない、羽毛状晶が形成されたときの溶接金属の機械的性質の変化について検討を行った。機械的性質は溶接金属に直角な方向の引張試験により検討した。マクロ組織が柱状晶だけのものと羽毛状晶を念むものについて引張試験片を作成し、それらの引張強さおよび伸びについて検討を行なった。試験片の形状寸法を Fig. 9 に示す。試験片の標点距離は 20 mm であり、溶接金属の幅は約 15 mm であった。

得られた応力-ひずみ曲線の一例を Fig. 10 に示す。Fig. 10 において●は柱状晶のみの試験片、そして▲は羽毛状晶を含む試験片から得られた結果を示す。柱状晶のみの試験片の引張強さは約 27 kg/mm²、羽毛状晶を含む試験片の引張強さは約 26 kg/mm² で、羽毛状晶が形成されると引張強さはやや低下する傾向がみられるが、顕著な差違は認められなかった。一方、柱状晶のみの試験片の伸びは約 20% であったが、羽毛状晶を含む場合には約 12% で、羽毛状晶が形成されると伸びは著しく低下した。

Fig. 9 Tensile test specimen

Fig. 10 An example of nominal stress-strain curve of welded joint

次に、溶接金属中における羽毛状晶の占める割合が溶接継手の引張強さおよび伸びに及ぼす影響について検討を行なった。溶接金属中における羽毛状晶の占める割合

P_F は Fig. 11 に示したように、羽毛状晶の幅 w を溶接金属の幅 W で除して求めた。 P_F と引張強さおよびの関係をそれぞれ Fig. 12 および Fig. 13 に示す。

Fig. 11 Explanation of P_F (W is the width of weld bead, w is the width of feathery crystal)

Fig. 12 Relationship between tensile strength and P_F

Fig. 13 Relationship between elongation and P_F

Fig. 12 から明らかなように、溶接継手の引張強さは羽毛状晶の占める割合が50%程度まではほとんど差違は認められないが、それ以上羽毛状晶が溶接金属中に存在する場合には引張強さは少し減少する傾向を有する。一方、Fig. 13 から明らかなように、 P_F が増大するとともに伸びはほぼ直線的に減少した。すなわち、羽毛状晶の占める割合が増大したとき、引張強さには顕著な変化が認められないが、伸びは次第に減少していくことが明らかになった。

破断部の様相は、大別すると Photo. 8 (a), (b) および (c) に示した3種類に分類することができる。Photo. 8 (a) はマクロ組織が柱状晶のみの場合で、割れは一部柱状晶の粒界に沿っているがほぼこれを横断している。これに対して、Photo. 8 (b), (c) は溶接金属中に羽毛状晶が存在する場合で、割れが羽毛状晶の内部ではほぼ双晶に沿って進展している場合 (Photo. 8 (b)) と、羽毛状晶と柱状晶の境界に沿っている場合 (Photo. 8 (c)) の2種類が認められた。このうちで、羽毛状晶と柱状晶の境界に沿って破断している例は比較的少なく、羽毛状晶の内部で破断している例が多く認められた。

Photo. 8 Examples of fracture location in tensile test of weld bead (x9)

7. 結 論

5083-耐食アルミニウム合金板をTIGアークによりビード溶接をしたさい溶接金属中に認められた羽毛状晶について、その発生条件を検討するとともに組織観察を行なった。さらに、X線回折法を用いて結晶学的性質を調べるとともに溶接金属に垂直な方向の引張試験を行なって溶接金属の機械的性質についても検討した。得られた結果をまとめると次の通りである。

(1) 一定の溶接速度で次第に入熱を増大させると、その溶接金属のマクロ的な凝固組織は柱状晶から羽毛状晶そして等軸晶へと変化する。すなわち、溶接金属中における温度勾配は熱伝導論的にみると次第に減少するため、羽毛状晶は柱状晶および等軸晶の発生する中間の温度勾配で形成されることが明らかになった。

(2) 羽毛状晶は溶融池の形状が楕円形をしている低速度溶接の場合に形成されやすく、高速度溶接部では形成されにくくなる。低速度で溶接を行なった場合、羽毛状晶は溶接金属のほぼ中央部から発生し、溶接金属の中央部を溶接方向に幅広く成長していく。

(3) 試料表面において、羽毛状晶はマクロ的には曲率をもって放射状に成長しているように認められる。これはミクロ的には断続した双晶面が互いに少しずつ傾きをなして階段状に成長しているのである。また、溶接方向に垂直な断面における羽毛状晶の双晶面は互いにほぼ平行である。

(4) 溶接金属中に発生した羽毛状晶の双晶面はほぼ{111}面であり、隣りあった双晶間の結晶方位には数度の角度差が認められた。

(5) 溶接金属中に羽毛状晶が形成されると、柱状晶だけの場合に比べて伸びは一般にかなり低下する。本実験の範囲内では、溶接金属中に羽毛状晶の占める割合が増大するにつれて、伸びはほぼ直線的に低下した。これに対して、引張強さには顕著な差違は認められなかった。

本研究の遂行にあたり、材料を軽金属協会から支給を受けた。ここに謝意を表したい。

参 考 文 献

- 1) 渡辺, 本間, 雄谷: "アルミニウムおよびアルミニウム基合金の成長双晶", 軽金属, Vol. 19 (1969) 279-286
- 2) 中谷, 清水, 福田, 橋本: "一方向凝固の Al-7.08%Mg 合金および Al-0.58%, 1.5%Fe 合金に生じた羽毛状晶の組織観察", 軽金属, Vol. 18 (1968) 165-172
- 3) Y.M. Vaynblat, O.S. Korobov: "Fan-shaped Crystallization in the Continuous Casting of the Alloy", Phys. Metals Metallog., Vol. 19 (1965) 93-97
- 4) W. Roth, M. Schippers: "Über die Gußtexture von

- Aluminiumblöcken und ihre Beeinflussung", Z. Metalk., Vol. 47 (1956) 78-85
- 5) 中尾: "純アルミニウムの凝固の研究 (第5報)", 軽金属, Vol. 27 (1957) 5-15
- 6) M.F. Jordan, M.C. Coleman: "Fused Zone Structure in Arc Welded Deposits of a Commercial Al-Mg-Mn Alloy", British Weld. J., Vol. 15 (1968) 553-558
- 7) T.S. Plaskett, W.C. Winegard: "Growth Conditions for Equiaxed Crystals in Aluminum-Magnesium Alloys", Trans. ASM, Vol. 51 (1959) 222-230
- 8) 仙田, 松田, 加藤, 中川, 岡本: "溶接凝固機構とその組織の特性 (第4報)", 溶接学会誌, Vol. 40 (1971) 25-34
- 9) 仙田, 松田, 加藤, 中川: "溶接凝固機構とその組織の特性 (第7報)", 溶接学会誌, Vol. 41 (1972) 75-82

Metal Handbook Vol. 6

"Welding and Brazing"

英国の溶接技術雑誌に Welding and Metal Fabrication という雑誌がある。筆者は以前から溶接技術者は単に溶接技術の専門家であるだけでなく、溶接前後の切断(ガスおよび機械切断)、成形(熱間および冷間加工)、熱処理、加工手順などについても通じており、この雑誌の名前のごとく Welding and Metal Fabrication の専門家でなくてはならないと考えてきた。そして溶接技術者はある製品の使用目的、使用環境などに対し、いかなる材料、成形法、溶接法、後処理が適当であるか、その製作全般について知っており、この製作全般の中において溶接技術をとらえるべきではないかと考えている。

この本はこういった意味で単に溶接のみでなく、その前後の手順や治具まで説明しており、実際に金属製品の加工を行なっている技術者に非常に参考になるようにまとめられている。また一方、工学関係の学生や設計関係の技術者がこの本を参照した場合、溶接そのものといったせまい立場から溶接を知るのではなく、ある部品のどのような個所にどのような溶接を行なうのか、一目してよく分るようになっており、工学関係の学生の溶接および板金工作法の理解や、生産的な設計を行なうのに非常に役立つ本であるといえる。

特にこの本の豊富な説明図は上記の理解を助けるもので、金属製品の加工を行なっている工場では参考書として手もとに備えるべき本ではないかと考える。

(川重・寺井清)