以上では WM 32 B には σ 相が析出すると共に、 δ フェライト内に $M_{23}C_6$ の析出も認められる。しかし、WM-62 B では σ 相しか認められなかった。

以上のことから次のことが考えられる。共晶 δ フェライト/オーステナイト (WM 32 B) 界面は、初晶 δ フェライト (WM 62 B) の場合と比較して整合性が悪いことを既報⁷⁾で報告した。そのため WM 32 B の方が δ フェライト/オーステナイト界面での $M_{23}C_6$ の析出が容易になることが考えられる。また、共晶 δ フェライト内の方が初晶 δ フェライト内よりも $M_{23}C_6$ が析出し易いことについては、 δ フェライト内の Mo 量に関係しているものと考えられる。すなわち、共晶 δ フェライト内の Mo 量は初晶 δ フェライト内の場合より多量に含有されており、 $Cr_{21}Mo_2C_6$ の生成が容易になるものと考えられる。

4. 結 論

凝固モードの異なる SUS 316 L サブマージアーク溶接金属に熱処理温度 923 及び 1123 K、熱処理時間 2 s ~ 86.4 ks (24 h) の熱処理を付与し、透過電子顕微鏡観察により $M_{23}C_6$ 及び σ 相の析出過程について観察した。得られた結果を以下に示す。

1) 両温度とも共晶 δ フェライト組織の場合の析出物の析出順序は δ フェライト/オーステナイト界面の $M_{23}C_6 \rightarrow \delta$ フェライト内の $M_{23}C_6 \rightarrow \sigma$ 相であるが、初晶 δ フェライトの場合では、 δ フェライト内の $M_{23}C_6$ の析出はほとんど認められない。これは、共晶 δ フェライト内の Mo 量が初晶 δ フェライト内より多いことに原因しているものと考えられる。

2) δ フェライト/オーステナイト界面の $M_{23}C_6$ の析

出は初晶 δ フェライトの場合より共晶 δ フェライトの場合の方が早い。これは、共晶 δ フェライト/オーステナイト界面の整合性が初晶 δ フェライトの場合より悪いことに原因しているものと考えられる。

3) δ フェライト/オーステナイト界面に析出する $M_{23}C_6$ の析出層厚さは、初晶 δ フェライトより共晶 δ フェライトの方が厚い。特にこの傾向は、熱処理温度が 1123 K で著しい。

最後に本研究の供試料を作製して頂きました神戸製鋼所溶接棒事業部技術部長荒井敏夫氏及び上月映野氏並びに助言を頂きました金属材料技術研究所渡辺健彦氏に厚く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 恩沢, 高崎, 原田, 田村: SUS 316 L 溶接金属の低温じん性に及ぼす再熱の影響, 本誌, 5-2 (1987) 262
- 2) 五代, 田中, 買田: オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属におけるフェライト量の影響: 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会資料, (1975)
- 3) J.K.Lai and J.R.Haigh: Delta-Ferrite Transformations in a Type 316 Weld Metal; Weld. J., 58-1 (1979) 1-s
- 4) R. A. Farrar and R. G. Thomas: The Microstructure and Transformations in Duplex 316 L Submerged Arc Weld Metals; J. Mat. Sci., 18 (1983) 3461
- 5) R. A. Farrar: Microstructure and Phase Transformations in Duplex 316 Submerged Arc Weld Metals, an Aging Study at 700°C; J. Mat. Sci., 20 (1985) 4215
- 6) J. M. Vitek and S. A. David: The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainless Steels; Weld. J., 65-4 (1986) 106-s
- 7) 田村, 恩沢, 高崎: SUS 316 L 溶接金属の透過電子顕微鏡観察及びマイクロ分析; 本誌, 5-2 (1987) 256

電磁攪拌併用ティグ溶接による結晶粒の微細化*

—オーステナイトステンレス鋼溶接金属の凝固制御に関する研究 (第二報)—

渡辺 健彦**, 中村 治方**, 額娃 一夫**

Grain Refinement by TIG Welding with Electromagnetic Stirring*

—A Study on Solidification Control of Austenitic Stainless Steel Weld Metal (2nd Report)—

by Takehiko Watanabe**, Harumasa Nakamura** and Kazuo Ei**

The effect of electromagnetic stirring on the microstructure of fully austenitic stainless steel weld metal was investigated. The parameters examined to achieve the grain refinement were magnetic field intensity, the frequency of alternately stirring and relative distance from an electrode to magnetic field center. Bead-on-plate TIG welds were made in the conditions that welding current was 60A and travel speed was 3 cm/min. A significant decrease in the grain size of weld metal could be achieved when the electrode was located 1 to 2 cm apart from the magnetic field center to welding direction and the stirring frequency was 0.5 to 1 Hz.

It was the most likely that remelting of a primary dendrite arm by stirred molten metal played a main role of the grain refinement of weld metal, and both the existence of fragments separated from a primary dendrite arm and the increase in constitutional supercooling ahead of solid-liquid interface due to molten-metal stirring assisted the weld metal in grain-refining.

*原稿受付 昭和62年2月26日 昭和62年2月溶接冶金研究委員会発表

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

Key Words: Electromagnetic stirring, TIG welding, Austenitic stainless steel, Grain refinement, Weld metal solidification control, Dendrite fragment, Constitutional supercooling

1. 緒 言

鉄鋼をはじめとした各種金属を溶融溶接した場合に、溶接熱影響部および溶接金属の結晶粒は、普通、粗大化する。溶接部の粗粒化は割れ感受性を高めたり、靱性の低下などの機械的性質を阻害したり、耐食性などの化学的性質の低下を招いたりする。そのため、溶接部の結晶粒を微細化することができれば、上記の諸性質の大幅な改善が期待できる。

本研究は、特に、オーステナイトステンレス鋼のティグ溶接金属の結晶粒の微細化を図ることを目的に行なわれた。

溶接金属を微細化する方法は、従来よりいくつか試みられており、例えば、アークの揺動^{1,2)}、パルスアークによる攪拌・揺動^{3,8-10)}、磁気や超音波³⁻⁷⁾による攪拌などが挙げられる。このうち、パルスアークによる溶接金属の微細化については、オーステナイトステンレス鋼において成功しており、ほぼ母材並みの結晶粒径が得られている¹⁰⁾。電磁攪拌による溶接金属の微細化の研究はかなり行なわれており、特に、アルミニウム合金に対しては、その顕著な効果が認識されている^{4,5,7)}。しかし、オーステナイトステンレス鋼に対しては、研究も少なく⁵⁾、その効果の有無、その適正条件や微細化の機構については、未知な点が種々存在している。

ここでは、SUS 310 S 完全オーステナイトステンレス鋼を供試材とし、電磁攪拌によるティグ溶接金属の微細化の可能性やその機構等について検討した。

2. 実験方法

供試材には、板厚 4 mm の市販の SUS 310 S (0.05% C-24.19% Cr-19.85% Ni) 鋼板を用いた。溶接は、Fig. 1 に示したような、電磁攪拌装置を用いて行ない、40×90×4(mm) の試片にビードオンプレート溶接した。溶接電流は約 65 A、溶接速度は 3 cm/min とし、トーチ電極は 3.2 mmφ の Th-W 棒、アーク長を 1.5 mm とした。また、アース位置はトーチの前方と後方の二箇所とした。

励磁コイルを試験板の裏面に設置して交番磁場を与え、ローレンツ力を発生させ、溶融池を周期的に反転し攪拌した。励磁電流は矩形波交番電流とし、周波数は、0.1~10 Hz に変化させ、磁場強さは 0~0.05 T に変化

Fig. 1 Schematic diagram of welding system with electromagnetic stirring

させた。また、タングステン電極 (以後、W 電極) の位置を磁場の中心から、溶接線方向 (X 方向とし、溶接進行方向を+とする) に -10 cm から +10 cm ($X = -10 \sim +10$ cm) の間を移動させて、電磁攪拌効果を調べた。Fig. 2 は、溶接試片表面上での X 方向の磁場強さ分布 (磁場強さ 0.05 T の場合) を示す。X 方向と直角方向の磁場強さ分布も上図とはほぼ同じであった。溶融池の溶融、回転や凝固状態はビデオカメラで観察した。また、赤外線放射温度計 (最大応答速度 2 ms, 測定視野 0.2 mmφ) を用いて、溶融池の中央を通る、溶接線に直角方向の温度分布を測定した。測定は、アークを切った直後

Fig. 2 Distribution of magnetic field intensity as a function of relative position of electrode to magnetic field center

Fig. 3 Bead width and penetration depth as a function of stirring parameters
(a): magnetic field frequency
(b): magnetic field intensity
(c): relative position of electrode

Fig. 4 Bead appearances welded at various positions of electrode ($\times 2.2$)

(a): $X = -10$ cm (b): $X = -6$ cm (c): $X = -2$ cm (d): $X = 0$ cm
(e): $X = 1$ cm (f): $X = 6$ cm (g): $X = 10$ cm

Fig. 5 Schematic representation of molten metal motion in weld pool formed at position of $X = -1$ cm ~ -3 cm. Arrows show flowing direction of molten metal

に、放射温度計を 15 cm/s の速度で走査させて、トランジェントメモリを介して行なった。

組織の現出は 8 $\text{NHNO}_3 + 10 \text{ gCr}^{6+}/\text{l}$ の沸騰硝酸液中に約 1 h 浸漬して行なった。

3. 実験結果

3.1 ビード形状に及ぼす電磁攪拌の影響

平均のビード幅及び溶込み深さに及ぼす磁場周波数や磁場強さの影響を Fig. 3 に示す。Fig. 3 (a) は W 電極の位置が $X = 0$ および $X = 1$ cm の場合の、磁場周波数の影響を示す。いずれの場合にも、ビード幅は磁場周波数が小さい程、大きくなり、また、溶込み深さは 2 Hz 近傍で最小となった。図中には、無攪拌時のデータも示した。Fig. 3 (b) は、磁場強さの影響を示す。磁場周波数 0.5 Hz, $X = 1$ cm の場合である。磁場強さの増大とともに、ビード幅及び溶込み深さは増加傾向を示しており、溶湯の攪拌による二次溶融効果が強く現われていることを示している。

磁場周波数 0.5 Hz, 磁場強さ 0.05 T として、W 電極を磁場の中心から -10 cm ~ 10 cm まで移動させた時のビード幅と溶込み深さの変化を Fig. 3 (c) に示す。W 電極が磁場中心から溶接進行方向 ($X > 0$) へ移動するに

Fig. 6 Relation between mean grain size of weld metal and electromagnetic stirring parameters

(a): magnetic field frequency
(b): magnetic field intensity
(c): relative position of electrode

つれ、ビード幅は漸増し、 $X = 6$ cm 近傍で極大となった。また、W 電極位置を溶接進行方向と反対方向 ($X < 0$) に移動させた場合には、 $X = -1$ cm ~ -3 cm で溶込み

深さが急増した。X が変化した場合のクレータ近傍のビード外観を Fig. 4 に示す。Fig. 4 (a), (b), (c), (d) (e), (f) と (g) はそれぞれ $X = -10$ cm, -6 cm, -2 cm, 0 cm, 1 cm, 6 cm と 10 cm の場合に対応している。X = -1 cm ~ -3 cm では、Fig. 4 (c) に見られるように、溶融池形状が溶接線方向に細長くのびた楕円状になっている。また、ビデオカメラによる溶湯の回転流の観察から、この場合、Fig. 5 中の矢印のように溶湯が溶融池の前方から後方へと激しく流れている様子が見られ、顕著な二次溶融が生じるために溶込み深さが増加したものと考えられる。

3.2 溶接金属の平均結晶粒径について

本研究の主目的である溶接金属の結晶粒径と電磁搅拌条件との関係を次に示す。結晶粒径の測定は、ビードの中央を通る縦断面およびビード表面から約 0.5 mm 下の水平断面について、倍率40倍の顕微鏡写真上に 70 mm の長さの直線を 5 mm 間隔で溶接線と平行に及びそれと直角に引いて、いわゆる、リニアインターセプト法によって行なった。Fig. 6 (a) は、磁場強さを 0.05 T とした場合の、結晶粒径と磁場周波数との関係を示す。X = 0 cm, X = 1 cm 及び 2 cm のいずれの場合にも、 0.5 Hz ~ 1 Hz の磁場周波数で微細化した。搅拌を行な

わない場合の粒径は図中に示したように約 $185 \mu\text{m}$ であった。次に、磁場周波数 0.5 Hz, X = 1 cm とした場合の結晶粒径と磁場強さとの関係を Fig. 6(b) に示す。磁場強さが大きい程、結晶粒は微細化しており、 0.04 T より強くなると顕著な微細化効果が現われた。そこで、磁場強さを 0.05 T, 磁場周波数 0.5 Hz として、X を -10 cm ~ 10 cm まで変化させた。その場合の結晶粒径の変化を Fig. 6 (c) に示す。X = 1 cm ~ 2 cm で結晶粒径は最小となり、また、Fig. 3 (c) に示したように、溶込み深さが最大になった X = -1 cm ~ -2 cm で最大となった。Fig. 7 にビードの中央を通る縦断面の顕微鏡組織を示す。(a) は X = 0 cm, (b) は X = 1 cm, (c) は X = 4 cm, (d) は X = 10 cm そして (e) は X = -2 cm での組織である。

4. 考 察

前節に示したように、ビード形状及び溶接金属の結晶粒径は電磁搅拌条件によって大きく変化する。特に、溶接金属の結晶粒径は W 電極が磁場中心より溶接進行方向に 1 cm ~ 2 cm 離れた位置にある場合に、最小となることが判明した。そこで、この節では、主にこの点について考察する。

Fig. 7 Solidification structures of longitudinal sections of weld metals formed at various positions ($\times 20$)
 (a): X = 0 cm (b): X = 1 cm (c): X = 4 cm
 (d): X = 10 cm (e): X = -2 cm

4.1 デンドライトアームの長さについて

Fig. 7 に示したビード中央の縦断面組織を観察すると、W 電極の位置によって、結晶粒径の変化とともに一次デンドライトアームの長さが大きく変化していることが判る。結晶粒径が最小であった $X=1$ cm の場合には、一次デンドライトアーム長さは短く、かつ、その成長方位はランダムになっている。一方、 $X=10$ cm の場合には、一次デンドライトアーム長さは長く、かつ、その成長方位は溶接進行方向にほぼ一様に傾斜している。そして、 $X=0$ cm, 4 cm と -4 cm の場合には、これらの中間の傾向を示している。Fig. 8 に、 X が変化した場合の、縦断面における一次デンドライトアームの平均長さを実線で示す。全体の傾向は、Fig. 6(c) に示した結晶粒径の変化とかなり良い対応を示している。ただし、 $X=\pm 10$ cm 及び $X=4$ cm 近傍での傾向が異なっているが、これは、後述するボンド部の結晶粒径に影響されているためと思われる。Fig. 9 は、Fig. 7 (b) と同一試料のボンド近傍の横断面組織である。写真中に書き込んだ細線を境界としてデンドライトの成長方位が、溶湯の交番反転に応じて、矢印のようにジグザグになっていることが判る。このようなことから、凝固組織の細粒化は、成長しつ

Fig. 8 Mean length of primary dendrite arm and maximum length of secondary arm as a function of relative position of electrode

Fig. 9 Photomicrograph of transverse section of weld metal at position of $X=1$ cm

つある一次デンドライトアームの先端が、溶湯の反転流によって再溶融し、それが分断されるために生じているものと推定される。

凝固組織の粒状・細粒化機構として、上記の一次デンドライトアームの分断機構の他に、次の二つの有力な考え方が³⁾ある。溶融分離されたデンドライトの幹や枝に起因する結晶核の生成説、及び、溶湯の強制搅拌による凝固界面前方部での温度分布の均一化による組成的過冷の増大に起因する粒状晶核の生成説である。

Fig. 7(a) や (b) および Fig. 9 に示した凝固組織の溶湯の反転境界近傍には、等軸的な結晶粒も観察されることから、 X が変化した場合について、二次デンドライトアーム長さの変化を調べた。測定は、ビード縦断面における約 10 mm^2 の領域で行ない、二次デンドライトアームの最大長さを求めた。その結果を Fig. 8 に破線で示す。一次デンドライトアーム長さの変化とはほぼ反対の傾向となっている。結晶粒径が最小となった $X=1$ cm で、二次デンドライトアーム長さは最大となっていることから、結晶の容易成長方位がここで一番等方的になっているものと推定される。

このように、凝固組織の粒状・微細化は、反転流による一次デンドライトアームの再溶融に起因する分断機構の他に、上記の機構によっても促進されていることが判る。つまり、一次デンドライトアームが交番反転流によって溶融分離され、その溶融片が粒状晶の核として作用している可能性は Fig. 9 等から推定して、十分高いものと考えられる。次に、強制反転流によって凝固界面前方部の溶湯温度分布の均一化が生じ、その結果、組成的過冷が増大して粒状晶核の生成が容易になる考え方を支持する傍証として、電磁搅拌を行なった場合と行なわない場合に、溶融池の中央を通り溶接方向と直角方向の温度分布を測定した例を Fig. 10 に示す。(a) は電磁搅拌を行なわない場合 (b) は行なった場合である。温度分布に大きな差異が見られる。電磁搅拌を行なわない場合には、三つの温度のピークが見られ、両端の温度ピークはおそらく陽極点の存在に起因するものと考えられるが、溶融池周辺の温度がかなり高いことが判る。一方、電磁搅拌を行なった場合には、二つの温度のピークは見られるが、両端の温度ピークは約 $1723 \text{ K} \sim 1753 \text{ K}$ となっており、溶融池の周辺の温度はかなり低下しており、電磁搅拌することによって、凝固界面前方部の溶湯温度がかなり低くなっていることを示している。すなわち、これは、凝固界面前方部の溶湯の温度勾配が小さくなり組成的過冷が増大する事を意味している。また、溶湯の温度が低下する事によって、一次デンドライトア

Fig. 10 Temperature distribution in weld pool (a): without stirring (b): with stirring

ムの溶融片が残存しやすくなり、粒状晶核の発生・成長がより容易になっているものと推定される。

4.2 再溶融の大きさについて

上述してきたように、一次デンドライトアームの溶融・分離現象は結晶粒径を大きく左右する要因と考えられるが、これは、Fig. 11 に示すクレータ近傍の模式図の溶融池①あるいは②の後縁凝固部の次の反転流による再溶融現象と密接に関係している。すなわち、結晶粒径は先に形成された凝固しつつある、あるいは、凝固した溶融池と次の反転流によって形成される溶融池とが重なりあう距離 (L) と未再溶融幅 (W) の大きさに依存するものと思われる。Fig. 4 に示した種々条件下でのクレータ近傍のビード外観および Fig. 12 に示した模式図から判るように、 L は撹拌条件によって変化する。溶接速度および磁場周波数が同じであれば W は一定とみなせるので、 L を比較することによって、再溶融される大きさも比較できる。

磁場と電流の相互作用力 (ローレンツ力) によって、アークは電極中心から溶接方向と直角に偏向し、溶湯は回転する。アークの偏向と溶湯の回転方向の関係は、 W 電極の位置によって異なる。磁場の極性が N 極の場合、 $X < 0$ の範囲では Fig. 13(a) のようになり、 $X > 0$ の範囲では (b) のようになる。太い矢印はアークの偏向方向を示す。Fig. 14 は、ビデオカメラで観察した、 W 電極中心からのアークの溶接方向と直角方向の偏向量を示す。磁場中心から離れるに従って、磁力線の溶接方向への水平成分が多くなるために、アークの偏向量が増し、揺れが次第に大きくなる。 $X = \pm 6$ cm 近傍で最大値を示した後、 $X = \pm 10$ cm では磁場強さの低下が顕著になるために、アークの揺れも小さくなっている。

交番磁場における、アークの揺れ及び溶湯の回転による遠心力によって、Fig. 11 に示した溶融池 (楕円形と仮定する) の長軸の傾き θ 及び偏心率 e が、 W 電極の位置によって変化する。そこで、種々条件下で形成される溶融池外観から長軸と短軸の長さ、 θ 及び e を求め、溶接速度を 3 cm/min、交番磁場周波数を 0.5 Hz として、重なりあう距離 (L) を計算した。計算結果を Fig. 15 に示す。 L の変化は Fig. 8 に示した一次デンドライトアーム長さ及び二次デンドライトアーム長さの変化傾向と良く対応しており、 L の極大化に対応して、一次デンドライトアーム長さは極小値を示し、二次デンドライトアーム長さは極大値を示している。また、Fig. 6(c) の結晶粒径の変化傾向とも良く対応しており、 L の極大位置で結晶粒径が小さくなっている。

以上の事実は、溶接金属結晶粒の微細化現象が溶湯の交番反転流による溶融池の凝固後縁の再溶融現象と密接に関係していることを示唆している。ここで、 $|X| > 6$ cm の範囲では、一次デンドライトアームは長く、 L は小さいにもかかわらず、Fig. 6(c) にみられるように、結晶粒径は比較的小さくなっている。この理由は、Fig. 4 や Fig. 12 から判るように、この範囲ではアークの揺れが大きく、ウィービング溶接を行なった場合と同等の現象があらわれ、ボンド部の結晶粒の粗大化が押さえられる²⁾。そのため、そこからエピタキシャルに成長してくる溶接金属も幾分細粒化するものと思われる。ボンド近傍熱影響部の粒径は Fig. 7 のビードの縦断面組織から判るように、 $X = \pm 4$ cm 近傍ではかなり粗大化し、 $|X|$

Fig. 11 Explanatory illustration in the vicinity of crater to calculate remelted length L at various positions

Fig. 12 Schematic illustration showing change of L as a function of position

Fig. 13 Relation of rotating direction of molten metal and direction of arc deflection (a): $X < 0$ (b): $X > 0$

Fig. 14 Relation of arc deflection from electrode center and position

Fig. 15 Calculated length of remelted zone at various positions

>6 cm ではあまり粗大化せず、そして $|X| < 2$ cm ではその中間となっていた。

4.3 電磁攪拌による溶接金属の結晶粒微細化についての総括

以上のように、SUS 310 S オーステナイトステンレス鋼のティグ溶接金属の結晶粒は適正な電磁攪拌条件下で微細化する。溶接速度を 3 cm/min とした場合には、異常ビードが発生しない範囲で、磁場強さをできるだけ大きくし、交番磁場周波数 0.5~1 Hz 及び W 電極を磁場中心から溶接進行方向へ 1~2 cm 離れた位置で溶接を行なうことによって最も細粒化した。この細粒化機構は次のように考えられる。すなわち、溶湯の反転流によって、前の反転流によって形成された溶融池の凝固しつつある、あるいは、凝固した後縁部が再溶融され、一次デンドライトアームが分断され、細粒化する。その後、未再溶融凝固壁からエピタキシャルに結晶の成長が起こる。その際に、一次デンドライトアームの溶融分離片を核とした結晶の発生・成長及び溶湯の強制攪拌に伴う凝固界面前方部の溶湯の温度勾配の低下による組成的過冷の増大によって、結晶の粒状・微細化が促進される。

上記現象は電磁攪拌条件と次のように関係する。交番磁場周波数は一次デンドライトアーム長さに関係する。そのため、磁場周波数を大きくすれば一次デンドライトアーム長さは短くなると考えられるが、周波数が大きくなると溶湯の反転が、その粘性や慣性等のために、周波数に追従しなくなり、細粒化は達成されなくなる。つまり、適正な交番磁場周波数が存在する。磁場強さはローレンツ力の大きさに関係する。なお、この点は、Al 合金について得られた松田らの実験結果と一致している¹¹⁾。ローレンツ力が大きくなると、一次デンドライトアームの溶断が容易となり、その溶融分離片も増加する。また、凝固界面前方部の溶湯の温度勾配の低下度も大きくなり、結晶核の発生・成長が容易になる。W 電極と磁場中心との相対位置は溶融池凝固壁の再溶融の大きさに関係し、一次デンドライトアームの溶断量及び溶融分離片量に関係してくるものと思われる。

5. 結 言

SUS 310 S オーステナイトステンレス鋼について、電磁攪拌併用ティグ溶接を行ない、ビード形状および溶接金属組織に及ぼす電磁攪拌条件の影響を調べた。得られ

た結論は要次のようである。

1) ビード幅および溶込み深さは、電磁攪拌条件によって変化する。特に、タングステン電極と磁場の中心との相対位置によって大きく変化し、電極が磁場中心から溶接進行方向へ 1~3 cm に位置する時に溶込み深さが急増した。

2) 本供試材のティグ溶接金属は適正な電磁攪拌条件下で細粒化する。溶接速度 3 cm/min 及び磁場強さ 0.05 T で溶接を行なった場合、交番磁場周波数が 0.5~1 Hz、電極が磁場中心から 1~2 cm 溶接進行方向に位置する時に最も細粒化した。

3) 細粒化の機構としては、溶湯の反転流による一次デンドライトアームの溶断分断によって一次デンドライトの成長が阻止され、一次デンドライトアームの溶断片の存在及び強制流に起因する凝固界面前方部での組成的過冷の増大による粒状・細粒化機構が重畳されて、細粒化が達成されたものと思われる。

参 考 文 献

- 1) J. G. Garland: "Weld pool solidification control", Met. Const., 6-4 (1974), 121-127
- 2) S. Kou et al.: Improving weld quality by low frequency arc oscillation", W. J., 64-3 (1985), 51-55
- 3) 溶接学会溶接冶金研究委員会編：溶接冶金（レビュー）上，(1978)，67-68
- 4) F. Matsuda et al., "Effect of electromagnetic stirring on weld solidification of aluminum alloys (Report 1-3)", Trans. JWRI, 7-1 (1978), 111-127; ibid. 7-2 (1978), 33-45, ibid. 13-1, (1984), 57-66
- 5) 大前亮他：「磁気攪拌利用の高品質溶接法の開発」，三菱重工技報，20-3 (1983)，1-8
- 6) 柴田晴彦他：「軟鋼サブマージアーク溶接部のビード形状・溶込み・凝固組織におよぼす磁気攪拌の影響」，溶接学会誌，41-1 (1972)，811-817
- 7) 迎静雄：「磁気攪拌による 5052 合金溶接金属の結晶粒微細化とその効果」，軽金属溶接，22-7 (1984)，299-309
- 8) F. Matsuda et al., "Effects of current pulsation on weld solidification structure of aluminum alloys", Trans. JWRI, 7-2 (1978)，139-141
- 9) 丸尾大他：「バルスティング溶接における溶融池振動現象」，溶接・アーク物理委資料，82-485 (1981)
- 10) 渡辺健彦他：「バルスティング溶接による結晶粒の微細化」，溶接学会論文集，5-1 (1987)，16-21
- 11) 松田福久他：「アルミニウム合金の溶接時における磁気攪拌とその効果」，軽金属溶接，16-1 (1978)，8-20