

溶接金属の凝固組織に及ぼす凝固速度の影響

Effect of Solidification Rate on Solidification Structure in Weld Metal

荒田吉明*・松田福久*・中田一博*

Yoshiaki ARATA, Fukuhisa MATSUDA, Kazuhiro NAKATA*

(Received September 12th, 1975)

Effects of solidification rate on solidification structure were investigated using moving heat sources of welding arc and electron beam. Solidification rate was varied in the wide range from about 10 to 10^7 °C/sec by means of the variation of welding heat input for AISI 310 austenitic stainless steel and Fe-20 (wt%) Mn alloy.

The sizes in the columnar grains and primary and secondary arm-spacings in the sub-grains were measured in the inward location in the weld metal. Moreover the relation between the arm-spacings and the solidification rate in weld metal were investigated.

1. 緒言

溶融金属の凝固にともなう形成組織の形態ならびにその性質は、凝固速度により大きく影響される。このため、凝固速度が比較的遅く、温度測定が容易な鑄造凝固では、形成組織と凝固条件との関係についてはすでに多くの研究がなされている。

しかし、冷却速度が速い溶接凝固では、一部Al合金などについてのみ上述の関係が報告されているが¹⁾鋼などに対する系統的な検討はまだほとんどなされていない。

さらに、溶接凝固の内でも、電子ビームなどによる高速溶接部では、凝固時の冷却速度は $10^6 \sim 10^7$ °C/sec程度にまで増加させることが可能である。このようなときの凝固組織についての検討はまだ全く行われていない。

このため、本研究では、溶接アークおよび、電子ビームなどの移動熱源を利用し、凝固時の

冷却速度を広範囲に変化させ、このときの凝固組織の形態およびサブグレインの挙動について検討を行なってみた。

使用した材料はAISI310の実用ステンレス鋼およびFe-20%Mnの試験合金である。

2. 実験方法

2.1 使用材料

本研究で用いた材料は、凝固中に変態を起こさないAISI310完全オーステナイト系ステンレス鋼の板厚9mmおよびFe-20 (wt%) Mn合金の板厚14mm (電解鉄にMnを添加し真空溶解後、鍛造・圧延) のものである。

2.2 溶接条件と観察法

TIGアークおよび電子ビーム溶接 (真空) 法により、ビード溶接を板表面に行なった。溶接条件は、凝固時の冷却速度を種々変化させるために、溶接電流と溶接速度を変化させた。Table

* 大阪大学溶接工学研究所 (吹田市山田上)
Welding Research Institute of Osaka University.

Table 1. Welding Conditions used

	Welding voltage	Welding current	Welding speed
TIG	15—21 V	150—350 A	10 cm/min
EBW	150 kV	0.2—30 mA	20—4000 cm/min

1に用いた溶接条件の範囲を示す。

溶接後は、板表面を研磨し化学エッチングを行なって凝固組織を現出させ、それを顕微鏡により観察した。エッチング液は310ステンレス鋼には王水、およびFe-20%Mn合金には5%ナイトールを採用した。

柱状結晶粒およびサブグレインの寸法測定にあたっては、熱流方向に成長している結晶を選んで行ない、成長方向に直角に適当な長さを取り、その間に存在する柱状結晶およびサブグレインの数を測定し、平均寸法を求めた。

2.3 凝固速度の検討

溶接では casting などに比して一般に凝固速度が極めて速く、かつ溶融池も小さいために、溶接部の凝固中の冷却速度を正確に実測することは困難である。このことは溶接入熱が小さくなると益々困難となる。そこで、本研究での溶接部の冷却速度は Adams²⁾の移動熱源による計算式をそのまま用いた。

溶接ビード表面で中央部の凝固温度 (T_m)における冷却速度は近似的に次式により与えられる。

3次元熱流に対して

$$CR)_{T_m} (3) = 2\pi\lambda (V/Q) \cdot (T_m - T_0)^2 \dots (1)$$

2次元熱流に対して

$$CR)_{T_m} (2) = 2\pi\lambda \cdot C \cdot \rho \cdot (V \cdot h/Q)^2 \cdot (T_m - T_0)^3 \dots (2)$$

ただし、 λ : 熱伝導度 ($\text{Cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$),
 C : 比熱 ($\text{cal/g} \cdot ^\circ\text{C}$), ρ : 密度 (g/cm^3),
 V : 溶接速度 (cm/sec), Q : 溶接入熱 (cal/sec), h : 板厚 (cm), T_m : 凝固温度 ($^\circ\text{C}$),
 T_0 : 板の初期温度 ($^\circ\text{C}$).

なお、一般に $Q = 0.24 \cdot \eta \cdot E \cdot I$ で与えられる。ここで、 E : 溶接電圧 (V), I : 溶接電流 (A), η : 熱効率。 η は従来の結果を参考にし、TIGアークで0.6、電子ビーム溶接で0.8とした。また本計算に用いた物理常数は次の通りである。 λ : 0.055 (AISI 310) および、0.043 (Fe-20%Mn), C : 0.14 および 0.11, ρ : 7.90 および 7.78, T_m : 1430 および 1456。

次に、式1)および2)のいずれを適用するかは、試験後の溶込み深さに対し、凝固温度での臨界板厚を計算式³⁾により求め、これが試験板より大きいときは2次元、小さいときは3次元熱源として取り扱った。次に計算値と実測値との間にどの程度の差があるかを知っておくために、すでに報告されているデータ⁴⁻⁶⁾と著者らの本研究時の測定データを利用し検討してみた。いずれのデータも $W - W \cdot Re$ 熱電対を用い、これを溶接中の溶融池へ挿入して記録し、その凝固温度範囲内の平均冷却速度を求めている。計算値を比較したものが Fig. 1 である。これから測定者、測定材料などによって多小の誤差が考えられるが、大略的にみて計算値からでもほぼ予測することができるがわかる。

3. 実験結果と考察

3.1 柱状結晶粒の大きさの変化

Fig. 2 は AISI 310 ステンレス鋼の溶融境界部における柱状結晶粒の平均幅 (W) と溶接入熱の関係を示す。結晶粒の幅は溶接入熱が約 1 Watt min/cm までは入熱の増加とともに増大しているが、それ以上ではあまり大きくならない。母材の結晶粒径が約 45μ であるのに比して柱状結晶粒の幅がこれより小さくなっている。これは溶融点近辺に急速加熱されたとき、HAZは再結晶し細粒化したためである。

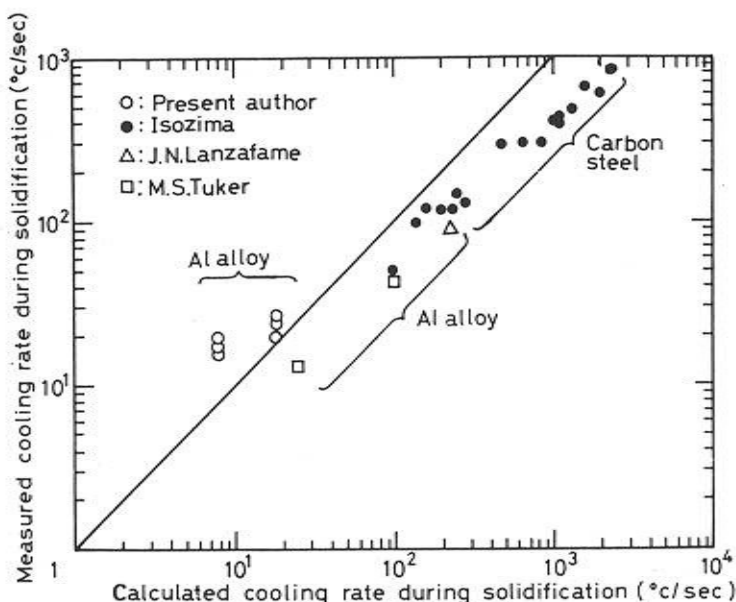


Fig. 1 Comparison of Measured Cooling Rate with Calculated Cooling Rate during Weld Solidification

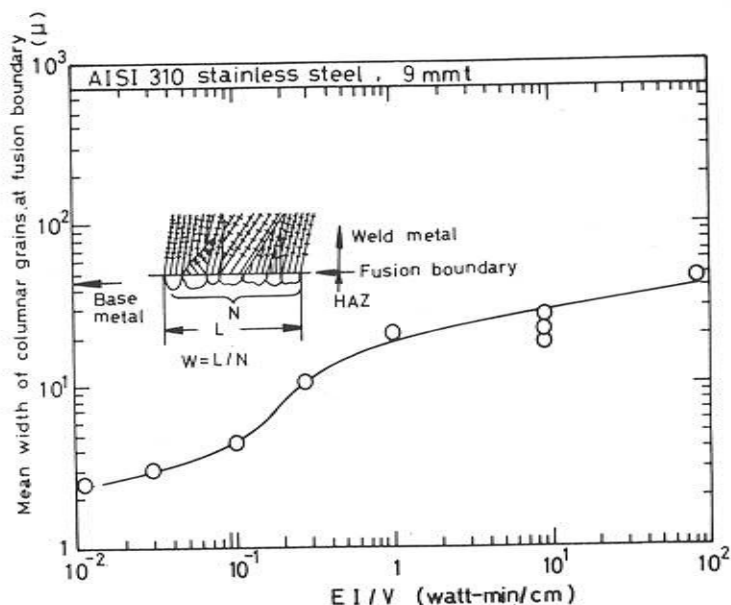


Fig. 2 Variation of Mean Width of Columnar Grains at Fusion Boundary with Welding Heat Input ($E \cdot I/V$)

次に溶接ビード内部における柱状結晶粒の幅の変化を測定するとFig. 3およびFig. 4となる。横軸の y (%) はビード内部の位置を表わしており、ビードに対し直角で $y=0$ (%) が溶融境界、 $y=100$ (%) がビード中央部である。

入熱量の大きい場合 (Fig. 3) では柱状晶は y と共に急速に大きくなっていく。これが入熱量が小さくなるに従って y の大きい位置になってはじめて大きくなり始める。しかしFig. 4のように小さい入熱量でも、ビード中央部では柱状

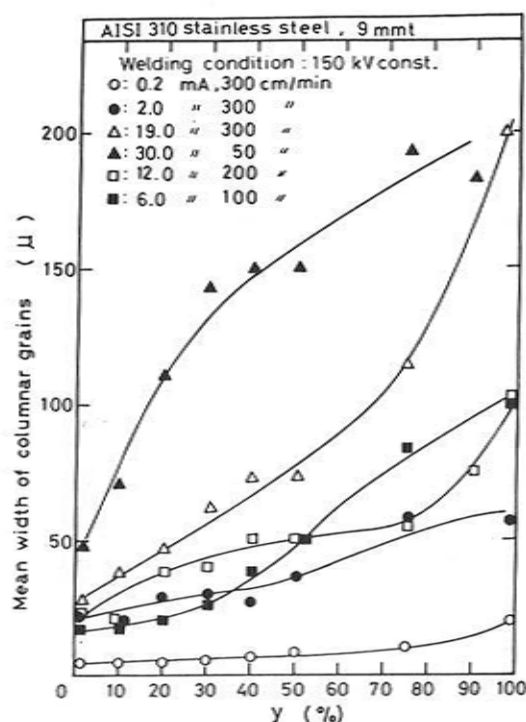


Fig. 3 Variation of Mean Width of Columnar Grains in Weld Metal of Higher Heat Input.

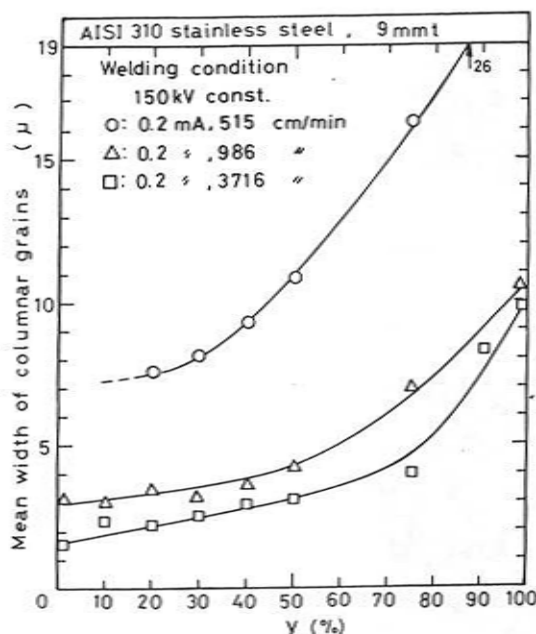


Fig. 4 Variation of Mean Width of Columnar Grains in Weld Metal of Lower Heat Input.

晶は大きくなる傾向がみられる。すなわち本実験の範囲内での小入熱でも、選択成長による結晶粒の粗大化を阻止することはできないようである。また一般的には、溶融境界において結晶粒の小さいものはビード中央部でも同様に結晶粒が小さくなることわかる。

3.2 サブグレインの大きさおよび形状の変化

(1) 1次の枝間隔

AISI 310 ステンレス鋼および Fe-20%Mn 合金のビードの内部の各位置 y におけるサブグレインの1次の枝間隔の変化を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。TIG アーク溶接による比較的入熱の大きな場合、1次の枝間隔はいずれも y が 20~40% で急激に大きくなり、以後一定もしくは多少大きくなる傾向を示している。しかし、溶接

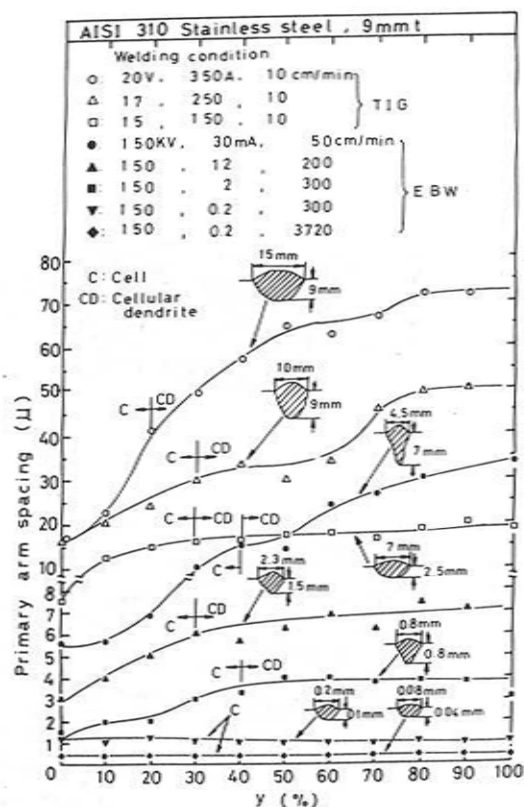


Fig. 5 Variation of Primary Arm-Spacing with y (%) in Weld Metal for AISI 310 Stainless Steel.

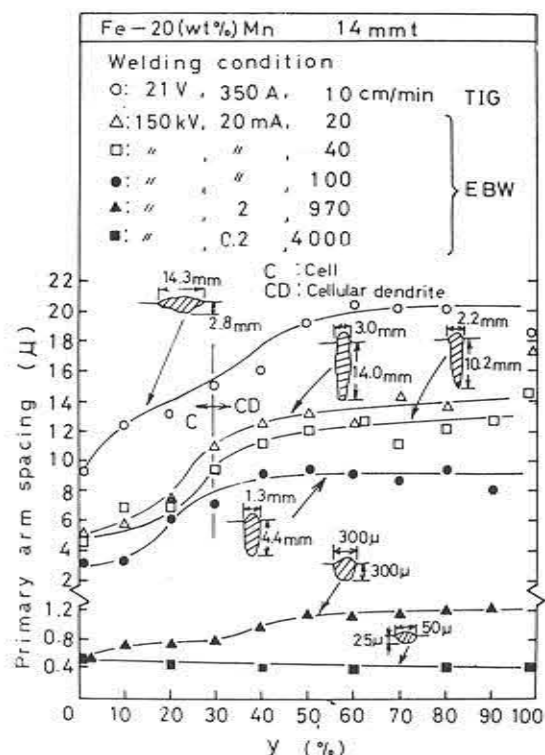


Fig. 6 Variation of Primary Arm Spacing with y (%) in Weld Metal for Fe-20(wt.%)Mn alloy

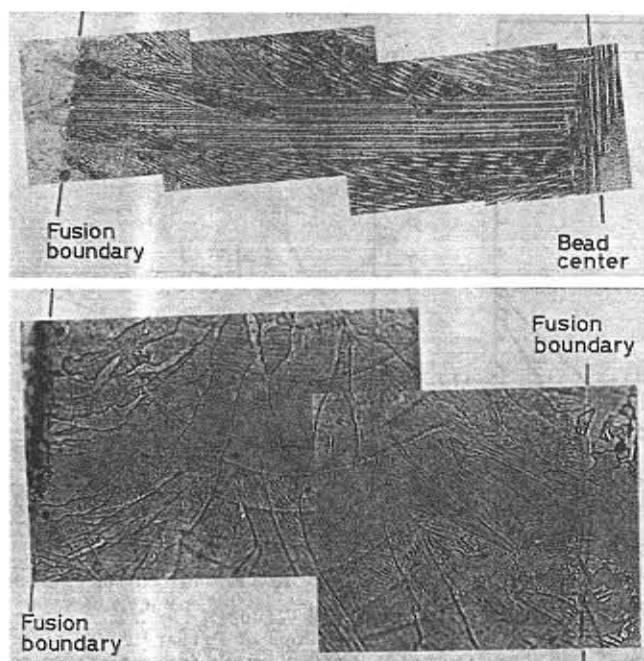
入熱を極端に小さくするとセルのみの組織となり、1次の枝間隔はほとんど一定となる。

Fig. 7 (a) および (b) にAISI 316ステンレス鋼の大入熱と小入熱の溶接ビード内部における代表的なサブグレインの写真を示す。

このような溶接ビード内部における1次の枝間隔の変化は組成的過冷現象の変化によって説明されている。すなわち、一般に溶接ビード内部に向かうにしたがい温度勾配は減少し、組成的過冷は増大する。それと共にサブグレインはセル状からセルラードライト状に変化し、このため1次の枝間隔も増加する。しかし、溶接入熱が極端に小さく、冷却速度も非常に大きくなると、過度勾配も大きくなり、組成的過冷域も小さくなる。したがって、セルラードライト界面は発生しにくく、ほとんどがセル界面のみとなる。この結果、1次の枝間隔もあまり変化しなかったものと考えられる。

このように小入熱による溶接ビードは、ほとんどセル状凝固となることがわかった。

なお、Fig. 7 (b) 内にも一部みられるが、



(a) TIG Arc Weld, 17V-250A
-10cm/min (×42)

(b) EBW Weld, 150kV- 0.2mA
-300cm/min (×600)

Fig. 7 Structural Changes in Weld Metal of AISI 316 Stainless Steel.

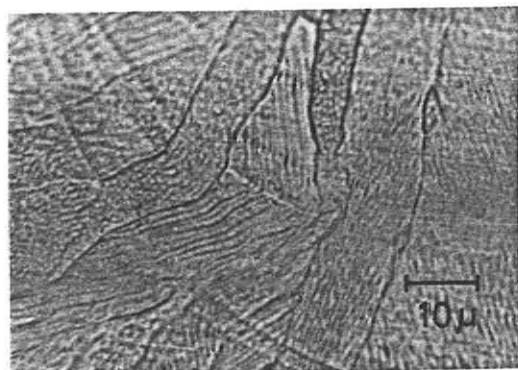


Fig. 8 A Typical Example of Unusual Growth Mode in Cell Structure Observed in Rapidly Solidified Weld Metal.

小人熱溶接ビード内部におけるセルの成長形態に特徴ある傾向があらわれる。Fig. 8はその例を拡大して示したものであるが、セルが溶接時のリップル線をさかいにしてその成長方向がほ

ぼ直角に曲っている。このような現象はビード内の各所でみられた。セルの成長方位と熱流の方位がセルの成長に従って次第に食い違ってきた場合、その差がある値以上になるとセルの成長は直角にその方向転換を行なうものと考えられる。この現象は大入熱の場合のセルラードンドライト成長においてはよく1次枝と2次枝の主成長の逆転現象としてみられることであるが、セル状成長においては珍らしいものである。急速凝固の一つの特徴と考えられる。

(2) 2次の枝間隔

AISI 310およびFe-20%Mn合金のビード内部の各位置 y における2次枝の間隔の測定結果をFig. 9およびFig. 10に示す。各々の入熱においては、2次の枝間隔は y に対してはばらつきの範囲内で一定であるといえる。そして入熱の減少とともに2次の枝間隔も減少し、ある値以下の入熱では、セル組織となるために2次の枝はあらわれなくなる。

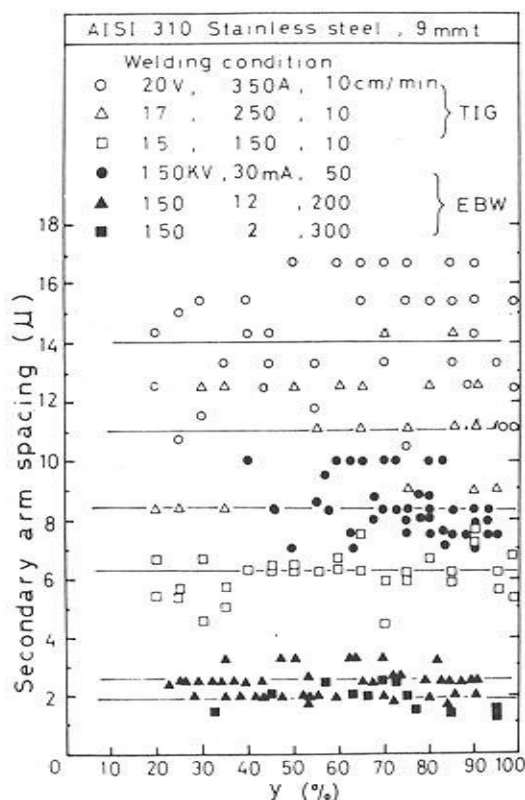


Fig. 9 Variation of Secondary Arm Spacing with y (%) for AISI 310 Stainless Steel.

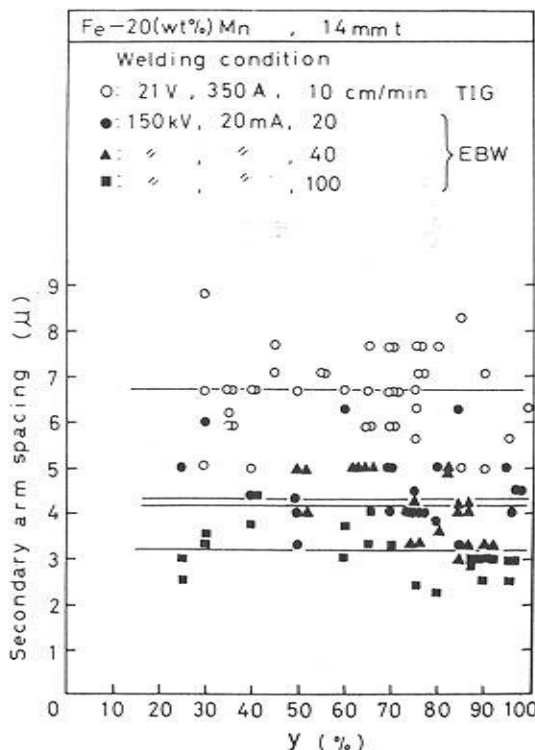


Fig. 10 Variation of Secondary Arm Spacing with y (%) for Fe-20(wt%) Mn Alloy.

3.3 凝固速度と1次および2次の枝間隔との関係

すでに述べたように、サブグレインの大きさは凝固速度の増大とともに小さくなっていく、いま凝固速度と1次および2次の枝間隔との関係を図示するとFig. 11およびFig. 12となる。

両図より、1次の枝間隔はAISI 310で凝固速度の約0.45乗、Fe-20Mn合金で約0.4乗に逆比

例するようである。

枝間隔が溶質の拡散距離に依存するとすると、一般に枝間隔は凝固速度の約0.5乗に逆比例することになる。

実験結果では0.5乗よりやや小さい値となっているが、ほぼ拡散によるものと考えられる。

1次の枝間隔と冷却速度とのこのような関係は鑄造凝固においても知られている。⁶⁾

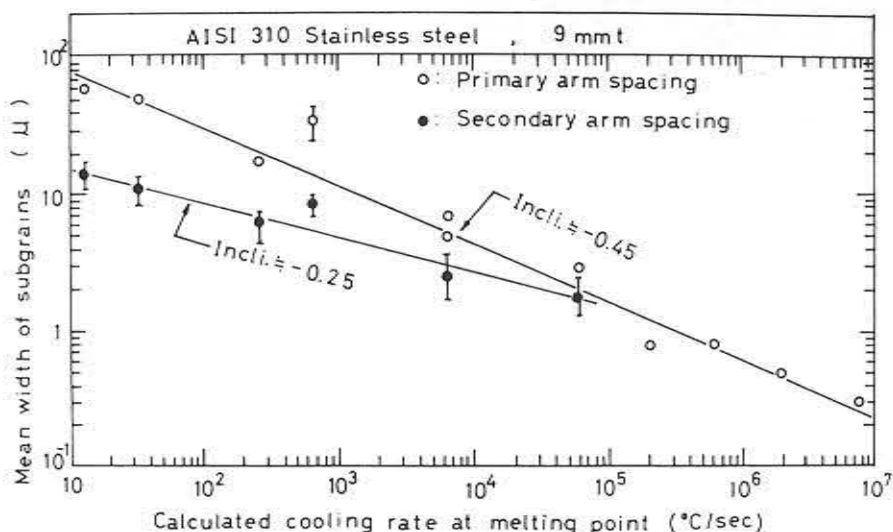


Fig. 11 Relation between Calculated Cooling Rate and Mean Width of Subgrains for AISI 310 Stainless Steel.

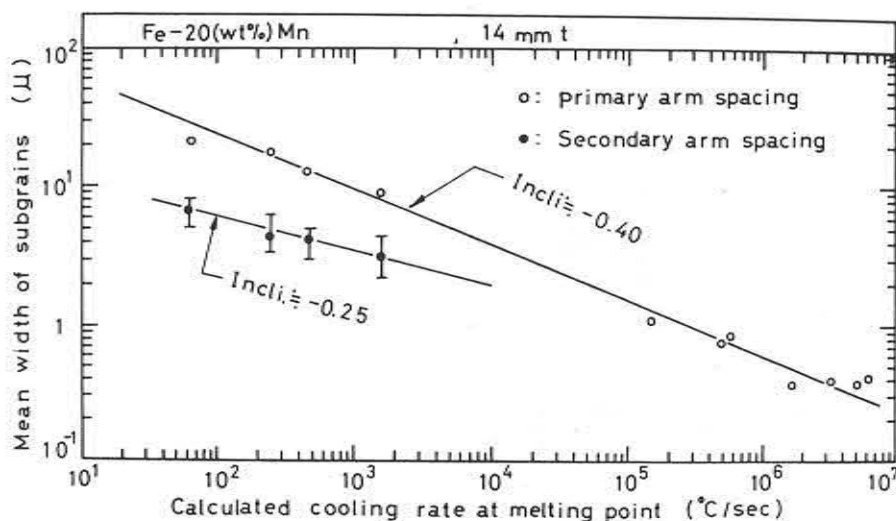


Fig. 12 Relation between Calculated Cooling Rate and Mean Width of Subgrains for Fe-20(wt. %) Mn Alloy.

次に、2次の枝間隔はAISI 310およびFe-20Mn合金のいずれにおいても冷却速度の約0.25乗に逆比例している。したがって、1次の枝間隔のように単純に溶質の拡散距離だけでは説明ができないようである。一方、冷却速度の遅い鑄造凝固では、2次の枝間隔は凝固速度の $\frac{1}{3}$ ~ $\frac{1}{4}$ 乗に逆比例するといわれており、⁷⁾本研究の結果とよい一致がみられる。

これらのことより、移動熱源による溶接凝固でしかも急速凝固においても、サブグレインの1次および2次の枝間隔と凝固速度の関係は、冷却速度の比較的遅い鑄造凝固のそれとほぼ同一と考えられる。

3.4 成長方向と1次の枝間隔との関係

移動熱源による溶接の場合、1次の枝間隔はその成長方向によってもかなり変化する。

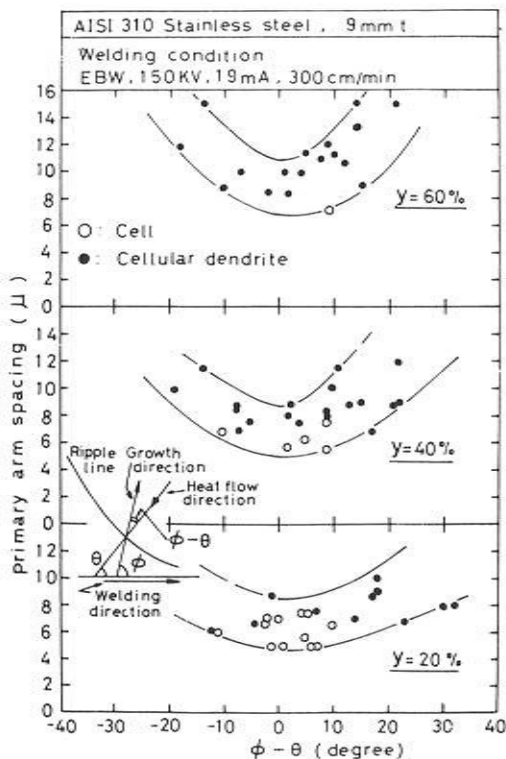


Fig. 13 Variation of Primary Arm-Spacing with $(\phi - \theta)$ Angle.

Fig. 13にその一例を示した。横軸は成長方向(ϕ)と熱流方向(最大過度勾配で、ここでは

リップル線に垂直方向とした) (θ) とのずれ角($\phi - \theta$)を示している。1次の枝間隔は $\phi - \theta = 0$ で最小値をとり、 $\phi - \theta$ の絶対値が増加するとやや増加する傾向がみられる。

これは、成長方向が熱流方向からはずれるにしたいが、サブグレインは成長しにくくなり、このためにより成長しやすい熱流方向に向っている2次の枝が優先的に伸びるためである。

したがって、2次の枝を持たないセルはこの影響をほとんど受けないようである。

4. 結 論

(1) 柱状結晶粒の幅については、本実験の範囲内では凝固速度を大きくしても、溶接ビード内部での粗大化がみられた。すなわち凝固速度を大にしても選択成長を阻止することはできなかった。

(2) 凝固組織のサブグレインの幅は冷却速度の増加とともに極めて小さくなり、 $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 台の凝固速度では、 $0.3 \sim 0.5 \mu$ 程度にまで小さくなる。また凝固組織の形態は凝固速度が速くなると、セラードンドライトは形成されにくくなり、 $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 台ではいずれもセルのみの組織となる。

(3) 1次の枝間隔は冷却速度の $0.4 \sim 0.45$ 乗に逆比例し、2次の枝間隔は 0.25 乗に逆比例した。これらの関係はAISI 310ステンレス鋼およびFe-20%Mn合金のいずれにも成立した。またこれらの結果は、鑄造凝固で得られている結果とほぼよく一致している。したがって移動熱源による急速凝固においても枝間隔と凝固速度の関係は鑄造における現象と同一とみられる。

(4) 1次の枝間隔は、セラードンドライトが発生する条件では y が $20 \sim 40\%$ で急速に大きくなり、それ以後は一定もしくは多少大きくなる程度であった。しかしセルのみの組織では、 y に無関係にほぼ一定であった。また2次の枝間隔は y に対してほぼ一定であり、入熱のみに依存していた。

(5) 1次の枝間隔はセラードンドライトが発生する条件では、その成長方向が熱流方向(こ

ここではリップル線に垂直方向)からはずれるに
したがいやや増大する傾向がみられた。しかし
セル組織ではこのような変化はとくにみられず、
ほぼ一定であった。

本研究の電子ビーム溶接は大阪変圧器(株)
の150kV型溶接機によって行なった。溶接に協
力された同社溶接関係者に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) P. E. Brown and C. M. Adams: Weld. J. **39** (1960), 520 S.
- 2) C. M. Adams: Weld. J. **37** (1958), 210 S.
- 3) AWS Welding Handbook, Fifth Edition (1962) Section 15~20
- 4) 磯島勝弥, 飯田征功: “溶接金属の凝固条件に関する研究” 大阪大学工学部溶接工学科昭和44年度卒業論文。
- 5) J. N. Lanzafame et al: Weld. J. **52** (1973), 226.
- 6) M. S. Tucker et al: Weld. J. **47** (1968), 82 S.
- 7) 例えば岡本平: 鉄と鋼 **58** (1972) 112.