

高速すみ肉サブマージアーク溶接金属に おけるわれについて

Crackings Observed in High Speed, One Pass Fillet Weldment

坪 井 潤一郎*

Junichiro Tsuboi

志 賀 厚**

Atsushi Shiga

Synopsis:

Downhand fillet weldments with a constant leg length were made using HT-50 steels in various welding speeds up to 2 m/min. The crackings which occurred in the high speed weldments were examined and classified in four kinds.

The contour lines of crater were obtained by the decantation method.

It was observed that with an increase in welding speed, the crater changed from tear drop to slender shape with a necking. This phenomenon is reasonably explained in terms of the model of viscous flow in a cylinder, and it is shown that the necking appears when the Reynolds' number of the flow exceeds 310.

The growth rates in every location of bead surface were approximately estimated from a tangent to the contour line.

The growth rates at the vicinity of the necking and at the bead center are found to be over 3.5 mm/sec, suggesting that the solidification substructures tend to be cellular or equiaxed dendritic. This fact was demonstrated by the metallurgical examination.

The mechanisms of four kinds of typical cracking observed in high speed downhand fillet welding are also explained using the above mentioned analysis of solidification mode.

1. ま え が き

鋼構造物が大型化しすみ肉溶接部に要求される脚長が大きくなると、水平姿勢でバスを重ねるよりも治具を用いて一層の下向溶接で高速溶接を行なうほうが外観的にも経済的にも有利であることが多い。溶接を高速化すると電極数に関係なく大脚長の場合は凸状ビードになってアンダーカットを生じやすいが、フラックス組成や粒度を適当に

選択すると、たとえば、脚長 12 mm を得るのに 2 電極で約 1.6 m/min まで、またあらかじめ先内に鉄粉を散布しておけば約 2 m/min まで良好な溶接ができる。しかし、高速化による凝固形態の変化で、従来見られなかった凝固われが発生するという新たな問題が生じている。

本報ではこのわれ発生機構を考察するために、溶接時のクレータ形状を流体力学的知見によって説明し、その形状から溶接金属の凝固速度を求め、凝固組織や成分偏析とわれの関係を調べた。

* 技術研究所溶接研究室室長・工博

** 技術研究所溶接研究室主任研究員

2. すみ肉われ試験

2.1 試験方法

試験には Table 1 の組成の 50 キロ鋼に拘束板をつけ Fig. 1 のようにした T 型試験片を使用した。溶接速度を増すと母材の溶込率・ビード形

状・脚長などが変化するが、ここでは脚長 12 mm を確保するために溶接条件は Table 2 のような 2 電極法を採用した。フラックスは Table 3 に示す組成の溶融型のものを用い、1.8% Mn のワイヤ(6.4 mm ϕ) と組合わせた。各条件で下向すみ肉溶接を繰返し 2 回行ない、48 h 以上放置後染色探傷法で表面われを、ついで溶接部を 10 等分して内部われを検査した。

Table 1 Chemical compositions of the base plates (%)

Plate thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al
20	0.14	0.35	1.18	0.018	0.017	0.10	0.026
35	0.16	0.33	1.32	0.013	0.019	0.11	0.031

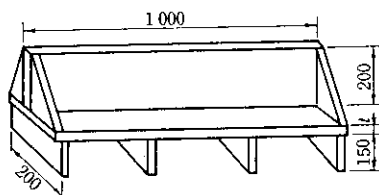


Fig. 1 Dimensions of the crack test specimen

Table 2 Welding conditions in the restraint cracking test

No.	Leading electrode		Trailing electrode		Welding speed (cm/min)	Electrode spacing (mm)	Notes
	Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)			
1	1 000	34	900	42	110	30	—
2	1 100	35	1 000	45	130	"	—
3	1 300	37	1 200	46	150	"	—
4	1 500	39	1 400	47	170	"	—
5	1 100	36	1 000	40	160	"	Iron powder addition
6	1 300	37	1 150	43	180	"	"
7	1 400	38	1 200	48	200	"	"

Table 3 Chemical composition of the flux (%)

FeO	SiO ₂	MnO	TiO ₂	Al ₂ O ₃	CaF ₂	CaO	MgO
0.3	46.3	33.1	0.1	2.9	7.3	5.9	1.9

2.2 試験結果

高速すみ肉溶接部に発生するわれはその位置と大きさによってつぎの4種類に分類でき、Photo.1

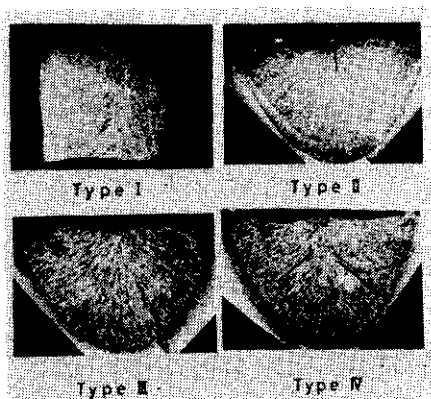


Photo. 1 Typical cracks observed in high speed fillet weldments $\times 4\left(\times \frac{1}{3}\right)$

にこれらの例を示す。

I型；ビード表面中央部に発生し、長さ2 mm以下で深さ1 mm以下の微小なわれ

II型；ビード横断面中央上部に発生し、断面での長さは5 mm以下で溶接方向の長さ不定のわれ

III型；ビード横断面の溶融境界部近傍で柱状晶に直角に発生し、断面での長さ5 mm以下で溶接方向の長さ5 mm以下のわれ

IV型；ビード内部で柱状晶に沿って発生し、断面での長さは7 mm以下で溶接方向の長さ不定のわれ

板厚20 mmの試験片を用いた場合の試験結果の一例がTable 4であり、板厚を増しても各型のわれ発生傾向は変わらず板厚20, 35 mmの結果を総合するとTable 5のようになった。また、同じ試験片で開先内にあらかじめ鉄粉を高さ10 mm

Table 4 Results for the cracking test of 20 mm in plate thickness

Welding speed	110		130		150		170	
	Bead No.		Bead No.		Bead No.		Bead No.	
Types of crack	1	2	1	2	1	2	1	2
Type I	5	3	0	3	12	17	21	26
	0	5	11	4	22	20	35	28
Type II	0	0	0	0	0	0	2	3
	0	0	0	0	0	0	5	2
Type III	0	0	0	0	0	0	1	2
	0	0	0	0	2	1	0	2
Type IV	0	0	0	0	0	3	0	2
	0	0	0	0	0	0	0	3

Bead No. 1 & 2 are 1st and 2nd pass respectively.

Table 5 Results for the cracking test without anything addition to groove

Welding speed	110		130		150		170	
	Bead No.		Bead No.		Bead No.		Bead No.	
Types of crack	1	2	1	2	1	2	1	2
Type I	△	△	△	△	×	×	×	×
Type II	○	○	○	○	○	○	×	×
Type III	○	○	○	○	△	△	×	×
Type IV	○	○	○	○	○	△	△	×

○: No crack △: Possibly crack ×: Crack

Table 6 Results for the cracking test with iron powder addition to groove

Types of crack	Welding speed Bead No.	160		180		200	
		1	2	1	2	1	2
Type I		○	○	△	△	×	×
Type II		○	○	○	○	△	△
Type III		○	○	△	△	×	×
Type IV		○	○	○	△	△	×

○: No crack △: Possibly crack ×: Crack

散布したときの結果をまとめると **Table 6** のようになり、鉄粉を添加しないときにくらべてわれの発生限界速度は 30~70 cm/min 上昇した。

溶接速度の増加によりわれ発生傾向が増すの

は、すみ肉溶接ビードの幅/深さ (W/D) が **Table 7** に示すように小さくなって結晶の生長方向や凝固形態が変化し、また、母材の溶込率が増加して [C] が増加するので **Table 8** に示すよう

Table 7 Configuration of the fillet weldments

Iron powd.	Weld. speed (cm/min)	Bead shape			Fusion ratio* (%)
		Width W (mm)	Penetration D (mm)	$\frac{W}{D}$	
---	110	21.0	10.5	2.00	55.4
	130	20.8	10.9	1.91	62.0
	150	21.0	12.0	1.75	66.1
	170	21.2	14.2	1.49	71.2
Add. 10 mm height	160	20.5	10.4	1.97	45.0
	180	19.7	10.9	1.82	50.3
	200	20.6	11.8	1.74	56.1

* Fusion zone of base plate/Weld fusion zone

Table 8 Characteristics of the fillet weldments

Iron powd.	Experiment term Weld. speed (cm/min)	Tensile test				Chemical composition (%)				
		Y.P. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)	R.A. (%)	C	Si	Mn	P	S
---	110	54	65	27	58	0.08	0.49	1.44	0.016	0.020
	130	55	67	25	57	0.09	0.48	1.42	0.016	0.019
	150	55	68	24	57	0.11	0.48	1.36	0.015	0.017
	170	57	70	23	52	0.11	0.46	1.41	0.015	0.016
Add. 10 mm height	160	51	65	26	51	0.07	0.47	1.36	0.016	0.017
	180	55	68	25	47	0.09	0.44	1.30	0.014	0.017
	200	56	70	23	47	0.09	0.41	1.25	0.014	0.015
All deposited metal		44	55	28	67	0.04	0.58	1.55	0.014	0.022

に溶接金属の強度上昇あるいは伸び率減少をまねくためと考えられる。鉄粉添加によってわれ発生限界速度が増すのは、この方法では母材の溶込率が小さくて W/D が大きく、かつ溶接材料の消費量が Fig. 2 のように少ないために溶接部の C、

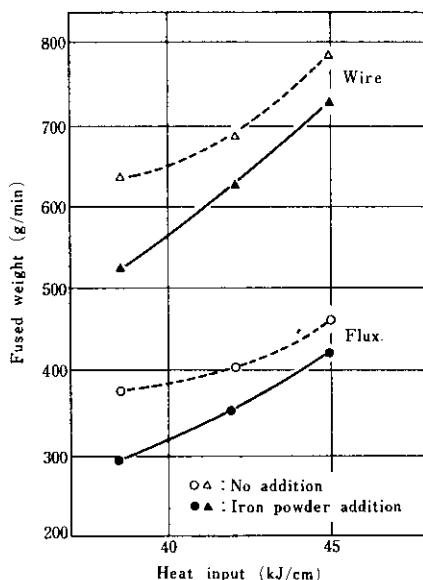


Fig. 2 Fused weight of wire and flux

Si, Mn, S が低下することなどによって考えられる。

W/D とわれの関係は Fig. 3 のようになり、I 型われ以外のわれの発生限界値は約 1.8 であっ

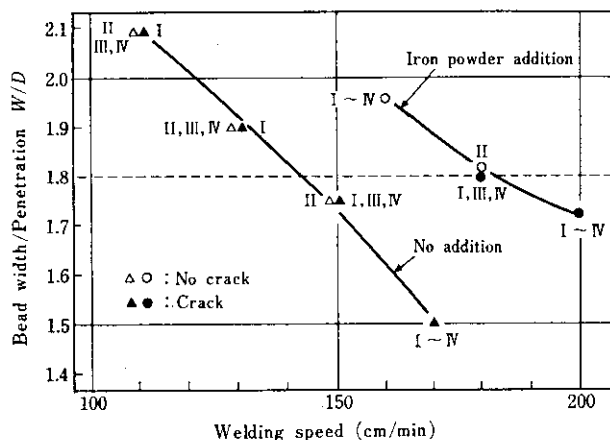


Fig. 3 Effects of bead configuration parameter and welding speed on the cracking

た。なお、IV型われはおもに第2パス目のビードに発生し、かつビード表面に対して $30^\circ \sim 70^\circ$ の範囲に集中していたことから、このわれはすみ肉部の応力分布にも影響されると思われる。

3. 下向すみ肉溶接金属の凝固と組織

前項で述べたわれは溶接の高速化に伴うものであるから、われ発生部の凝固形態と密接に関連すると考えられる。そこで溶接時のクレータ形状を流体力学的に検討し、その形状から溶接金属の凝固速度を求め、さらにそれと凝固組織との関係を調査した。

3.1 溶接時のクレータ形状

下向すみ肉溶接におけるクレータ形状は、溶接速度が遅い場合は楕円形に近いが、速くなると紡錘形からさらに中央部がくびれた細長い形にかわる。たとえば溶接中に試験片に衝撃を加えて溶融メタルを飛散させてクレータ形状を調べると、単電極溶接の $1000\text{ A}-50\text{ cm/min}$ では紡錘形であるが、 70 cm/min 以上の速度では中央部がくびれて細長くなる。ここで問題にしている2電極大脚長高速下向すみ肉溶接では速度が 110 cm/min ですでに中央部に“くびれ”が生じていた。

このように溶接速度を増すと、溶鋼の流動状態の変化によってクレータに“くびれ”が生じるが、溶鋼の流れは三次元的であり粘性変化や凝固現象を伴うから、その挙動を正確に記述することは非常に困難である。従来から溶鋼の流れは、放射性同位元素を利用したり、あるいは特殊元素を添加して、それらの偏析状況から推定されている。中根ら¹⁾は Bead on Plate の単電極サブマージアーク溶接において、電流を $400 \sim 1200\text{ A}$ 、電圧を $32 \sim 48\text{ V}$ 、速度を $30 \sim 110\text{ cm/min}$ に変化してクレータ内の溶鋼流動を P の偏析状況から考察し、その縦断面にはクレータ後方へ向かう表面流と底流の2つの流れがあることを指摘した。また、森ら²⁾は V 溝をつけた鋼板に $1350\text{ A}-45\text{ V}-20\text{ cm/min}$ の条件で単電極サブマージア

ーク溶接を行ない、 ^{198}Au の放射線強度曲線から上記2つの流れを認めたが、表面流の方向は電極のほうへ向かうと考えている。

このように比較的短いクレータ内の流動についても見解は一致しておらず、2電極による高速溶接のように長いクレータ内の流動はさらに複雑である。本実験でもPの偏析状況による調査を試みたが、ビード表面および縦断面とも溶融境界部近傍にしかPの偏析は認められなかった。これは熱源に近いクレータ中央部では溶鋼の攪拌がほぼ完全に行なわれるので、この試験方法で認めうるようなマクロ的なPの偏析を生じなかったためと考えられる。そこでクレータ形状を決定する外縁部の流れを推定するために、単電極でのクレータ表面部の溶鋼の流れをビード表面に平行な面に投影して考えてみた。

電極位置を原点とし溶接線方向をx軸にした直交座標系をとり流体が非粘性であると仮定すれば原点近傍の流動は、x方向速度Uの一様流の中で原点に強さmの吹出点があるときの流れに近似でき(1)式およびFig. 4のように表わされる。

$$\phi = Uy + \frac{m}{2\pi} \tan^{-1} \frac{x}{y} \quad (1)$$

ここで ϕ は流れ関数と名付けられるもので、 ϕ の値は任意の2点A、Bを通る流線間の流量を示し、 $\phi(x, y) = C$ で表わされる曲線は点Aを通る流線を基準とした場合に点Bを通る流線を表わしているともみることができる。Fig. 4の太い実線で示した曲線は(1)式で $\phi = 0$ としたときのもので、 $x \rightarrow \infty$ のときx軸に平行となり $y = \pm m/4U$ である。

いま、Uとmを適当に選べば、この曲線の原

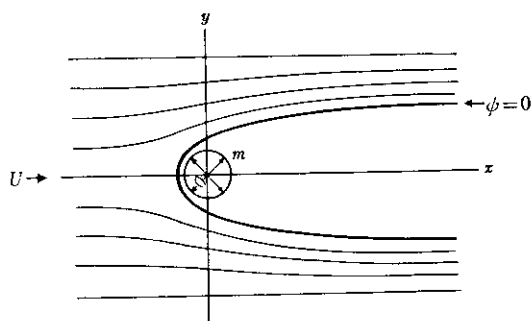


Fig. 4 Flow with a source in a uniform flow

Table 9 Relationship among welding conditions and the bead width of the fillet weldments

No.	Current $\times$ Volt. m' (W)	Weld. speed (cm/sec)	Bead width (cm)	No.	Current $\times$ Volt. m' (W)	Weld. speed (cm/sec)	Bead width (cm)
1	1.50×10^4	0.50	1.59	13	3.42×10^4	0.83	1.90
2	1.50×10^4	0.83	1.39	14	3.24×10^4	1.42	1.36
3	1.50×10^4	1.17	1.09	15	3.24×10^4	2.00	1.19
4	1.68×10^4	0.67	1.51	16	3.90×10^4	0.83	1.88
5	1.68×10^4	1.17	1.22	17	3.70×10^4	1.17	1.47
6	1.68×10^4	1.67	1.16	18	3.60×10^4	1.67	1.22
7	2.45×10^4	0.83	1.57	19	3.50×10^4	2.08	1.12
8	2.45×10^4	1.42	1.26	20	4.73×10^4	0.50	2.17
9	2.45×10^4	2.00	1.04	21	4.73×10^4	1.00	1.75
10	2.88×10^4	0.83	1.64	22	4.51×10^4	1.50	1.50
11	2.88×10^4	1.42	1.28	23	4.29×10^4	2.00	1.24
12	2.88×10^4	2.00	1.19	24	5.16×10^4	0.83	2.10
No. 1~12: 4.8 mm ϕ Wire No. 13~26: 6.4 mm ϕ Wire				25	5.16×10^4	1.33	1.60
				26	4.80×10^4	1.83	1.36

点近傍は溶接におけるクレータ前半部に相似させることができるから、ビード幅 d は m'/U に比例すると予想できる。

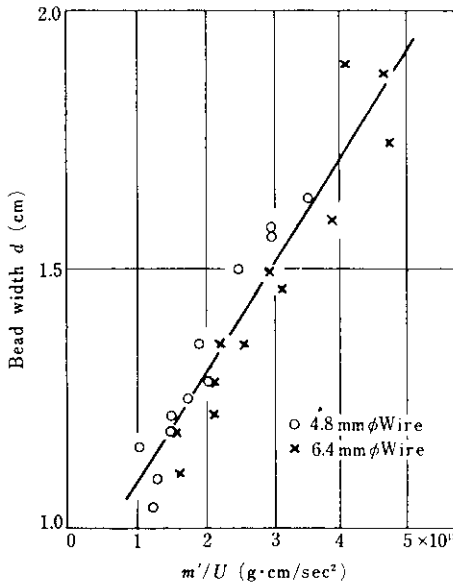


Fig. 5 Relationship between bead width and m'/U

Table 9 に示す単電極下すみ肉溶接の実験値において電流・電圧の積を m' 、溶接速度を U として d と m'/U の関係を求めると Fig. 5 のようになり、吹出点の強さ m として m' を採用できることがわかった。

この直線は (2) 式で表わされる。

$$d = 2.08 \times 10^{-12} \cdot k \cdot \frac{m'}{U} + 0.875 \quad (2)$$

ここで、 $1 \text{ W} = 10^7 \text{ g} \cdot \text{cm}^2/\text{sec}^3$ であるから、 k はディメンジョンをあわせるために $k = 1 \text{ sec}^2/\text{g}$ として導入した係数である。

つぎに同じ実験において m' と “くびれ” を生成しはじめる限界速度 $\bar{U}$ との関係を求めると

Fig. 6 および (3) 式の直線関係が認められた。

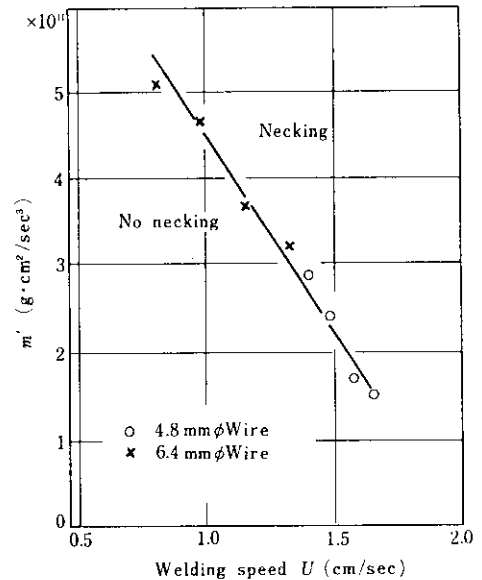


Fig. 6 Effects of m' and welding speed on the necking in crater

$$\bar{U} = -2.28 \times 10^{-12} \cdot k' \cdot m' + 2.05 \quad (3)$$

ここで、 $k' = 1 \text{ sec}^2/\text{g} \cdot \text{cm}$

電極からはなれたクレータ後部の流れについては粘性の影響が無視できないので、これを直径 d の半円管内の粘性流に近似して考察した。この場合、流れのレイノルズ数 Re は (4) 式で表わされ、この値が小さいとき管内の粘性流はポアズイユ流と呼ばれ速度分布 u は放物線的になり (5) 式および Fig. 7 (a) で示される³⁾。

$$Re = \frac{\rho U d}{\mu} \quad (4)$$

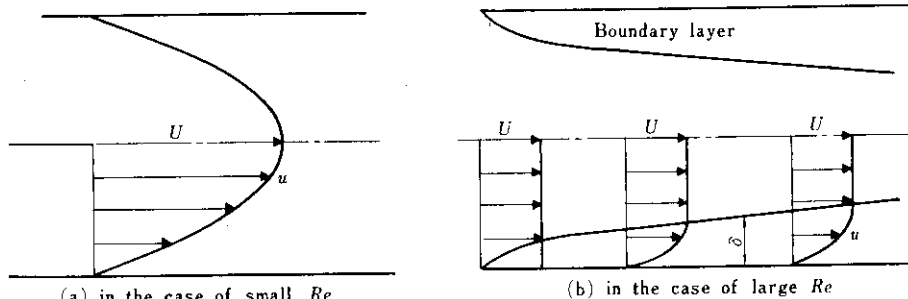


Fig. 7 Velocity distribution of the viscous flow in cylinder

ここで、 ρ ; 密度 μ ; 粘性係数

$$u = \frac{p_A - p_B}{4\mu L} \left(\frac{d^2}{4} - y^2 \right) \quad (5)$$

ここで、

p_A, p_B ; 流れの中の点 A, B での静圧

L ; AB 間の距離

つぎに流速が増し Re が大きくなると粘性の影響は壁面近傍で著しく、それから離れたところでは流体は非粘性と考えられ速度分布は Fig. 7 (b) のようになる。この粘性の影響が著しい層を境界層と呼び、その厚さ δ は Re の平方根に逆比例する³⁾ ことが知られている。

このようにある限界レイノルズ数 Re_c を境にして流れの様相が変化するが、前述の実験で“くびれ”が生成する限界速 $\bar{U}$ 度における Re を $\rho = 7 \text{ g/cm}^3$, $\mu = 0.04 \text{ Poise}$ ⁴⁾, U を溶接速度, d をビード幅として求めると、Table 10 のようにいずれの $\bar{U}$ でもほぼ一定値となることがわかった。たとえば、 Re の速度による変化を、Table 9 の No. 16~19 について示すと、速度が遅い 0.83 cm/sec のときは 273 で、速度が 1.17, 1.67, 2.08 cm/sec に増加すると Re はそれぞれ 301 (限界値), 374, 408 と増加する。すなわち、任意の m' に対して U を増加させると、クレータに“くびれ”が生成するが、その境界における Re はほぼ一定の値 311 であることがわかった。この限界レイノルズ数 Re_c と (4) 式から (6) 式が得られ、これに (2) 式の d を代入すると (7) 式となり、これは実測値から求めた (3) 式とよく一致した。

$$\bar{U} \cdot d = 1.78 \quad (6)$$

$$\bar{U} = -2.38 \times 10^{-12} \cdot k' \cdot m' + 2.03 \quad (7)$$

このように、クレータ表面近傍の溶鋼の流れは流体力学的知見でよく説明できることが明らかになった。すなわち、クレータ前半の流れは一樣流の中に吹出点がある場合に相当し、後半部の流れは円管内の粘性流で考えることができ、その速度分布や“くびれ”の生成も Re によって支配されている。ここで取扱ったのは単電極の場合であるが、2 電極の場合

Table 10 The critical Reynolds' number Re_c with necking in crater

No.	m' (W)	$\bar{U}$ (cm/sec)	d (cm)	Re_c	
				Calc.	Av.
1~3	1.50×10^4	1.67	1.07	312	311
4~6	1.68×10^4	1.58	1.10	304	
7~9	2.45×10^4	1.50	1.21	317	
10~12	2.88×10^4	1.42	1.28	318	
13~15	3.24×10^4	1.34	1.38	324	
16~19	3.70×10^4	1.17	1.47	301	
20~23	4.73×10^4	1.00	1.75	307	
24~26	5.16×10^4	0.83	2.10	305	

は極間距離を $a \text{ cm}$ 、各電極の吹出点の強さを m_1, m_2 、原点を後行電極にとると (1) 式は (8) 式で表わされる。

$$\phi = Uy + \frac{m_1}{2\pi} \tan^{-1} \frac{y}{x+a} + \frac{m_2}{2\pi} \times \tan^{-1} \frac{y}{x} \quad (8)$$

3.2 高速すみ肉溶接部の凝固形態

クレータ形状から溶接部各点の凝固形態を推定するために、2 電極下向きすみ肉溶接時のクレータ形状の代表例として速度 130 cm/min のときのを Fig. 8 に示す。同図 (a) においてクレータの最大幅を示す点を原点、溶接線方向を x 軸とした直交軸を取り、ビード中心線を $y=100$ (%) とする。同図 (b) はこのようにして $x>0$ の部分のクレータ輪かく線を拡大して描いたものである。このクレータ輪かく線は溶接中の定常状態である

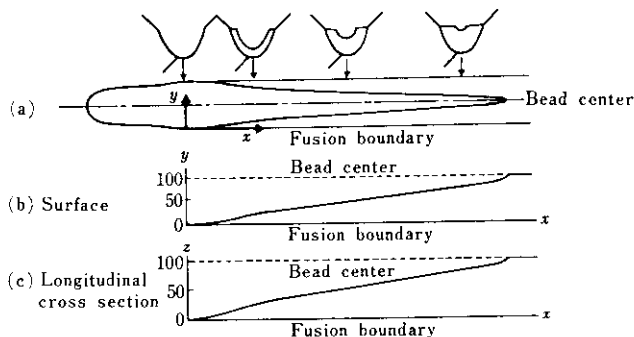


Fig. 8 Shape of the crater (welding speed 130 cm/min)

から、 x 軸は時間軸 (t 軸) におきかえることができる。そこでビード表面の溶接線に直角な線上の各点 ($y=0\sim 100\%$) における y 方向の凝固速度 R_y は dy/dt であるから、Fig. 8 (b) の形状からこれを求めると Fig. 9(a) が得られる。すなわち、凝固速度 R_y は $y=0\%$ から “くびれ” が生じた $y=20\%$ まで増加し、それ以後 $y=40\%$ までは減少し、 $y=40\sim 80\%$ のあいだは一定値を示したあと $y=100\%$ まではふたたび増加する。同様に溶込方向を z 軸とし、 $x-z$ 平面の原点を最大溶込点にとり、ビード表面を $z=100\%$ とすると Fig. 8 (c) が得られ、ビード中央縦断面で溶接線に直角な線上の各点 ($z=0\sim 100\%$) での z 方向の凝固速度 R_z は dz/dt で Fig. 9 (b) のようになる。なお、ここで算出した凝固速度はビード表面の y 方向成分および縦断面の z 方向成分のものであり、真の結晶生長速度を表わしていないが、柱状晶の生長方向と溶接線方向はほぼ直交しているから、算定値は近似的にそれぞれの結晶生長速度とみなすことができる。

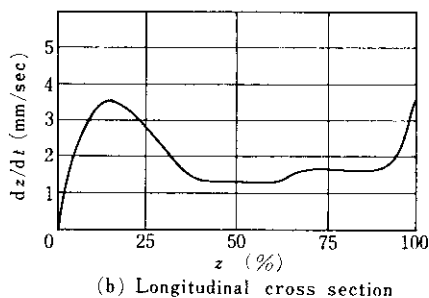
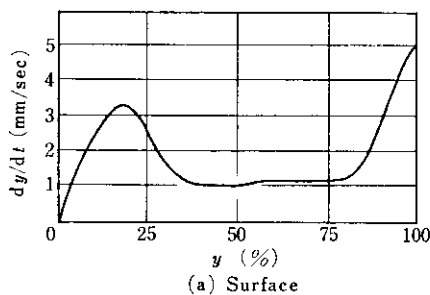


Fig. 9 Grain growth rate

一般に熔融金属が凝固するとき、その界面の形態は組成的過冷の程度によって変化し、この組成的過冷を支配する要因は結晶生長速度 (R)、液相

温度勾配 (G) である。Tiller ら²⁾ は $G/R^{1/2}$ なる凝固パラメータを導入し、これと凝固組織の関係を Fig. 10 で示した。

$G/R^{1/2}$ が小さい場合には組成的過冷が大きいため樹枝状晶凝固となり、いっぽうそれが大きい場合には組成的過冷が小さくセル状凝固となる^{6,7)}。溶接金属の凝固時における固液界面近傍の液相温度勾配 G は測定できないから、 G の y 方向の分布を熱源からの距離で Fig. 11 の点線のように仮定すれば、 $G/R^{1/2}$ は Fig. 9 (a) を用いて Fig. 11 の実線のようになる。この結果から $y=10\sim 30\%$ および $y>90\%$ では柱状樹枝状晶あるいは等軸晶が現われる可能性が考えられる。

速度 170 cm/min の溶接金属の凝固組織は

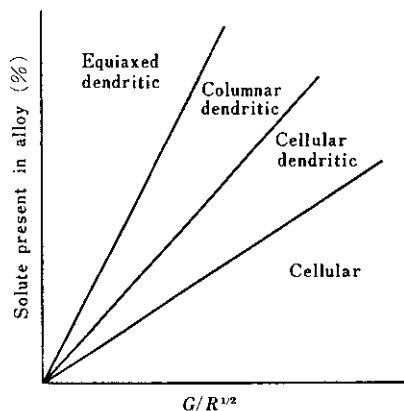
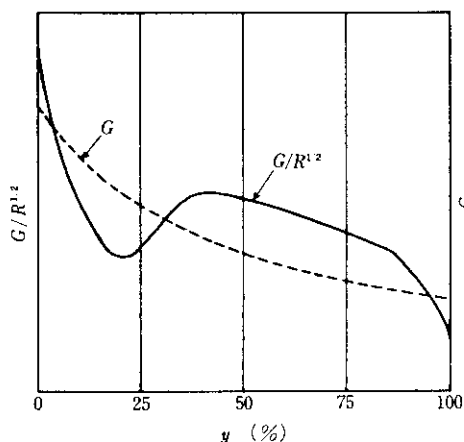
Fig. 10 Schematic representation of the influence of R and G ⁷⁾Fig. 11 The variation of solidification parameter $G/R^{1/2}$ at the bead surface

Photo. 2 のように $y \approx 30\%$ の位置に柱状樹枝状晶、 $y > 95\%$ の位置に等軸晶が認められた。凝固速度と凝固組織の関係は、ほかの溶接速度での実験結果も併せて考えると、この実験における溶接金属の組成では、柱状樹枝状晶は凝固速度が約 3.5 mm/sec 以上、等軸晶は約 4 mm/sec 以上のときに現われた。これは松田⁶⁾が SAE 4130 鋼や AISI-304 ステンレス鋼で実験して、 $3 \sim 3.5 \text{ mm/sec}$ 以上で等軸晶を得た結果に比較的良好一致している。

したがって、すみ肉溶接部表面および中央縦断面の凝固組織は溶融境界部から柱状晶が生じ、 $y = 10 \sim 30\%$ 、 $z = 10 \sim 20\%$ で凝固速度が約 3.5 mm/sec 以上のとき柱状樹枝状晶に変化し $y = 40 \sim 80\%$ 、 $z = 30 \sim 90\%$ でふたたび柱状晶になり、ビード中央部の $y > 90\%$ 、 $z > 95\%$ では凝固速度が約 3.5 mm/sec 以上で柱状樹枝状晶が、約 4 mm/sec 以上で等軸晶が生じる。しかし、溶接速度が増してビード中央部に等軸晶が生じるようになると、クレータ後端部の縦断面形状は **Fig. 8(c)** のようにはならず **4.2 項**で後述するように表面部が先に凝固して **Fig. 12** のようになる

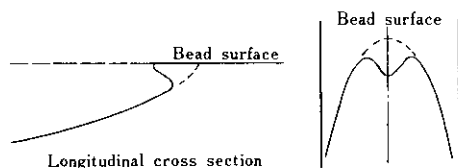


Fig. 12 Shape of the crater end

から **Fig. 9** の $y, z > 95\%$ の部分は明らかでない

4. われ発生機構

下向きすみ肉溶接部に発生する前述の4種類のわれ発生機構をおもに溶接金属の凝固に関連させて考察した。

4.1 I型われ

このわれはビード表面中央部に発生し、長さは 2 mm 以下、深さは 1 mm 以下の微小なもので、その代表例が **Photo. 3** である。発生個所を詳細に調べるとビード中央部で部分的に中間組織が生じた位置であり、その部分のビッカース硬さは $300 \sim 400 \text{ Hv}$ (荷重 100 g) で周辺部の $150 \sim 220 \text{ Hv}$ より硬化している。前述のようにビード中央部には等軸晶が形成されるから、その一次の枝に囲まれた部分に偏析が生じると考えられ、XMA で分析したところ Si, Mn, S のミクロ偏析が

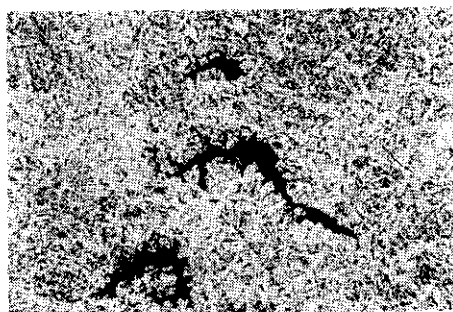


Photo. 3 Typical cracks of type I $\times 100 \left(\times \frac{3}{4} \right)$

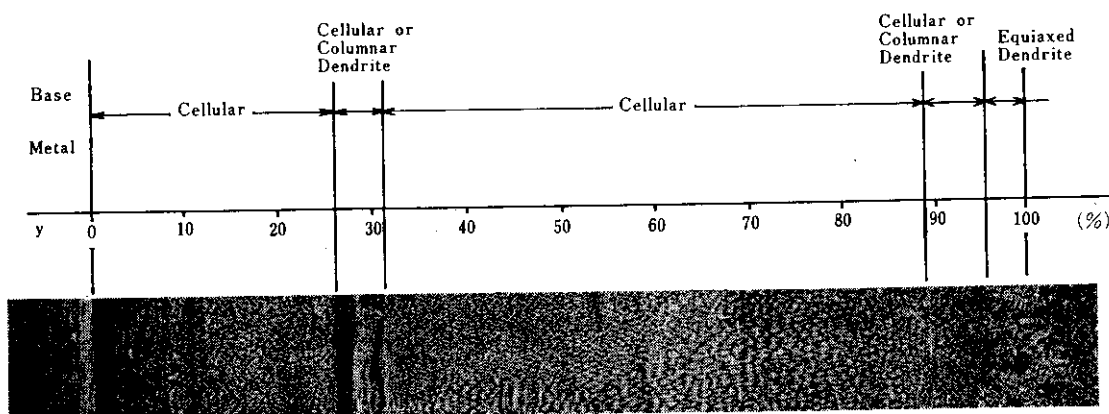


Photo. 2 The substructures solidified at the bead surface $\times 50 \left(\times \frac{3}{4} \right)$

確認でき、また、われの位置と等軸晶の関係は **Photo. 4** のごとくであった。

偏析の原因は溶質が拡散するための時間が短いこと、結晶生長が速いこと、液相の攪拌が不完全なことなどが挙げられる。ここで対象としている溶質 C, Si, Mn, P, S の平衡分配係数 k_0 はすべて 1 より小であるから凝固界面にはこれらの濃化層ができ、樹枝状晶間の偏析は対向する界面付



Photo. 4 A typical crack at the equiaxed dendrite structure $\times 100 \left(\times \frac{1}{3} \right)$

近の溶質濃化部が、液相の攪拌がほとんどなく生長速度が大きいために、そのまま凝固して生じたものと思われる。そこで液相における溶質成分の拡散係数を D_L 、生長速度を R 、時間を t として、 $R \cdot t$ と $\sqrt{D_L \cdot t}$ とを比較してみた。 D_L を 1550°C で $10^{-4} \sim 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ とし⁸⁾、 R を **Fig. 9** (a) から求め、さらに t を凝固時の冷却速度 C_R と固液二相共存域の幅 θ から求めた⁶⁾。これらの値からビード表面各点の $R \cdot t$ と $\sqrt{D_L \cdot t}$ を計算すると **Table 11** のようになり、ビード表面の各点とも $R \cdot t > \sqrt{D_L \cdot t}$ で中央部ではとくに著しいことがわかった。液相の攪拌については、クレータ断面形状が **Fig. 8** に示したように熱源近傍では溶込形状に近く“くびれ”が生じた部分から先端ま

では半円状を呈しているから、クレータ前半では攪拌はほぼ完全であるが、後半では不完全で速度が増しクレータが長くなるほどその傾向は強くなると思われる。

以上述べたように溶接速度が大きいほどビード中央部に等軸晶が生じやすく偏析も顕著になり、その結果、部分的に異常組織が生じ硬さ分布が不均一となって、凝固収縮による引張応力で“ひびわれ”状のわれが生じたと考えられる。ビード中央部には **Photo. 2** に示したような等軸晶が生じ、これが非常に発達した例が **Photo. 4** である。この部分の硬さは $600 \sim 700 \text{ Hv}$ で異常に硬化し、二次組織は **Photo. 5** のように針状となっていた。**Photo. 4** は軽く腐食したものであるが、さらに強く腐食すればこのわれの部分だけでなくその周辺すべてに等軸晶が認められた。

開先内に鉄粉を添加したときにわれ発生の限界速度が増す原因を上述のことから考えると、溶質濃度が低下して等軸晶が生じ難くなることや偏析傾向が小さくなることなどがあげられる。われ試

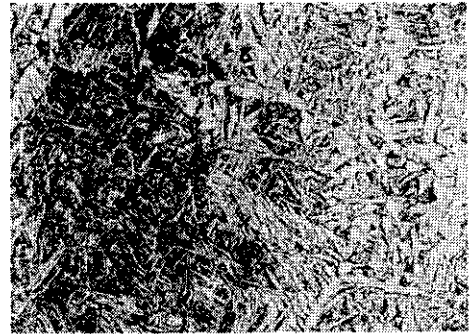


Photo. 5 The secondary structure at the equiaxed dendrite structure $\times 400 \left(\times \frac{3}{5} \right)$

Table 11 Comparison of $R \cdot t$ and $\sqrt{D_L \cdot t}$ at the bead surface

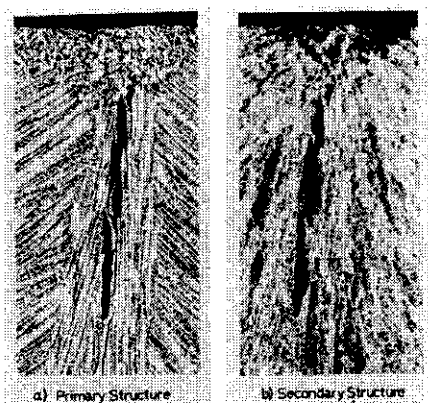
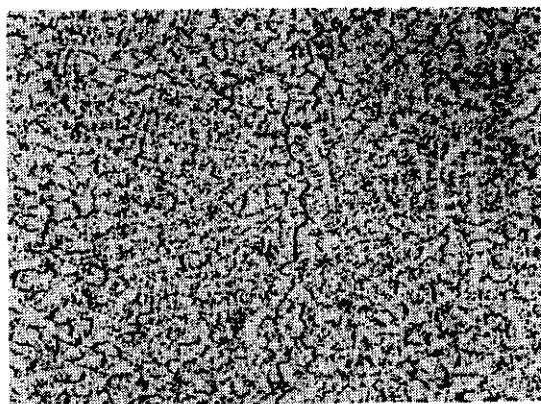
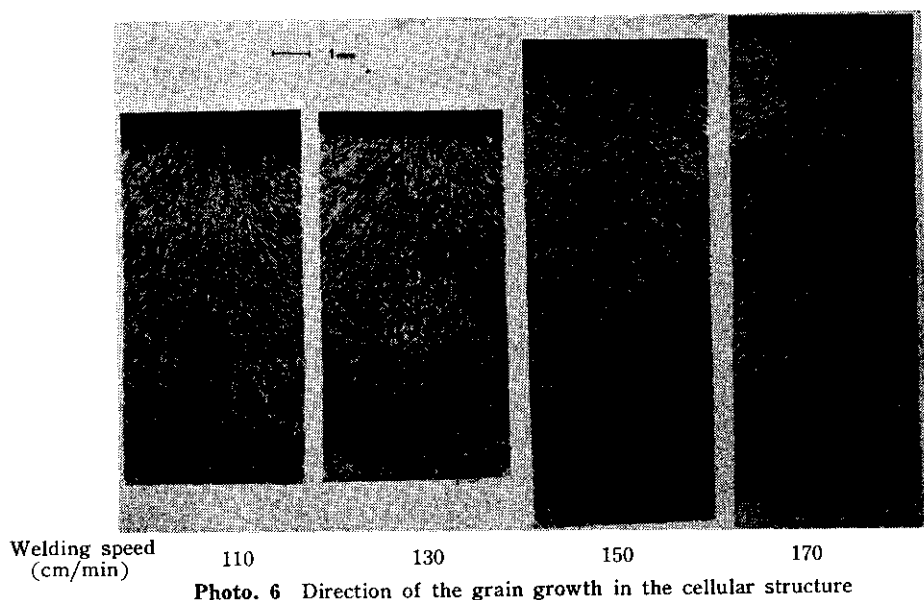
y (%)	G ($^\circ\text{C}/\text{cm}$)	R (cm/sec)	C_R ($^\circ\text{C}/\text{sec}$)	θ ($^\circ\text{C}$)	t (sec)	$R \cdot t$ (cm)	$\sqrt{D_L \cdot t}$ (cm)
10~30	7000	0.25	1750	50	2.9×10^{-2}	7.3×10^{-3}	$1.7 \times 10^{-3} \sim 5.4 \times 10^{-4}$
50~80	2000	0.10	200	50	2.5×10^{-1}	2.5×10^{-2}	$5.0 \times 10^{-3} \sim 1.6 \times 10^{-3}$
90~100	1500	0.40	600	50	8.3×10^{-2}	3.3×10^{-2}	$2.9 \times 10^{-3} \sim 9.1 \times 10^{-4}$

融接部のマイクロ組織を観察すると、鉄粉無添加のときは速度 110 cm/min でも等軸晶が現われたが、添加したときは 180 cm/min でわずかに現われる程度であった。

4.2 II型われ

溶接速度を増加させるとビード幅と深さとの比 W/D は減少し、柱状晶の生長方向は **Photo. 6** に示すように変化する。その会合角度は溶接速度 170 cm/min で約 120° であるが、溶接速度の増加でこの角度以上になるとビード中央部で表面にほぼ垂直な二次的結晶生長が認められる。これは

速度の増加でビード表面が内部よりも早く凝固するためと考えられる。すなわち、速度増加によって熔融スラグはビード趾端で厚く中央部で薄くなって、ビード表面中央部が凝固する時点ではスラグは保温材として働かず、ビード横断面での固液界面形状は半円形から次第に楕円形に変化して二次的結晶生長が起ると考えられる。ビード表面下 3 mm の位置で表面に平行な面の一次組織は **Photo. 7** のように中央部は樹枝状晶となり、凝固収縮力で塑性歪をうけてはかより拡がった粒界が中央部に連続している。II型われはこの粒界に沿って発生し、ビード横断面でのわれの深さは



2~6 mm でビード表面には現われない。このわれの代表例を **Photo. 8** に示す。

われ周辺部を XMA で分析すると、Mn, S のピークが多数存在しているの、このわれは溶接速度増加のために凝固形態が変化して、最終凝固部に硫化物系低融点介在物が存在するとき生じる高温われと思われる。この機構を実証するために、フラックスに S を添加して実験したところ $[S] > 0.03\%$ の場合に顕著なわれが生じた。なお、この種のわれ周辺部の硬さは 200~240 Hv でとくに異常は認められなかった。

4.3 III 型 われ

このわれはミクロ的に見ると明確にわれと断定できないような異常組織で、その代表例は **Photo. 1** に示したように柱状晶の生長方向に直角に現われる。ビード横断面における長さは通常 2~3 mm 以下、溶接方向の長さは 5 mm 以下であるが、顕著なものは **Photo. 9** のようにビード表面から等凝固面に沿って内部まで連続して現われ、内部では **Photo. 10** のように IV 型われを伴い、表面部ではスラグの巻込みを伴うこともある。この発生箇所は前述の“くびれ”が生じた位置に相当しており、3.2 項で述べたようにこの部分は凝固速度が大きく、凝固組織は柱状樹枝状晶でわれはこの粒界に沿っている。**Photo. 9** は溶接速度 170 cm/min のもので黒色の異常組織部を拡大したものが **Photo. 10** である。このように熔融境界部から柱状晶凝固が進行し、凝固速度が大きい“く

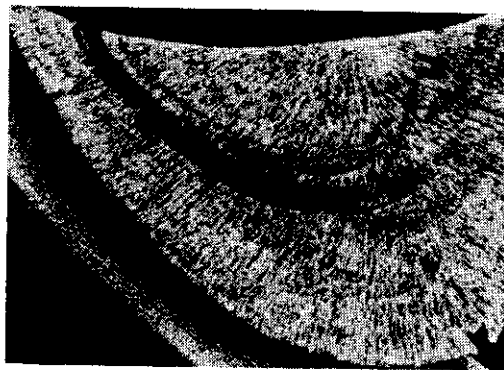


Photo. 9 A typical crack of type III in an abnormal structure
 $\times 10 \left(\times \frac{2}{5} \right)$

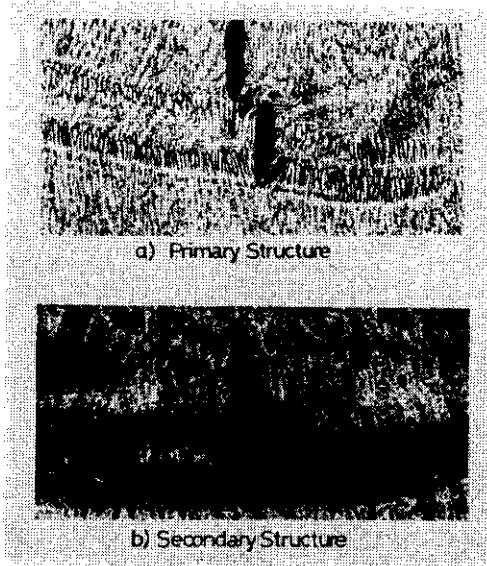


Photo. 10 Details of the crack of type III in an abnormal structure
 $\times 50 \left(\times \frac{1}{3} \right)$

びれ”部分で樹枝状晶に変化し、さらにビード中央部に近づき凝固速度が小さくなるとふたたび柱状晶になっているのがわかる。この樹枝状晶を XMA で分析すると C, Si, Mn が偏析し、硬さは 400~500 Hv であり、二次組織は **Photo. 10** (b) のような針状組織でこの部分に **Photo. 11** のような微小われを伴うこともあった。

ここで述べた線状の異常組織は非常に顕著なものであるが、これより軽微なものは、通常の溶接部断面の等凝固面にしばしば認められることがあ



Photo. 11 Microcrack observed in the vicinity of type III crack
 $\times 400 \left(\times \frac{7}{10} \right)$

り、この場合も何らかの理由で凝固速度が増して凝固形態が変化するために生じたと思われる。

4.4 IV型われ

このわれは柱状晶の生長方向に沿ったわれで、ビード横断面における長さは2~8mm、溶接線方向の長さは5~20mmであり、われ発生個所はビード表面との角度が30~70°の部分に集中している。さらにそのミクロ的な位置を確認するため、柱状晶に直角な面を観察すると **Photo. 12** のようにわれは一次晶の粒界に沿っていることがわかる。

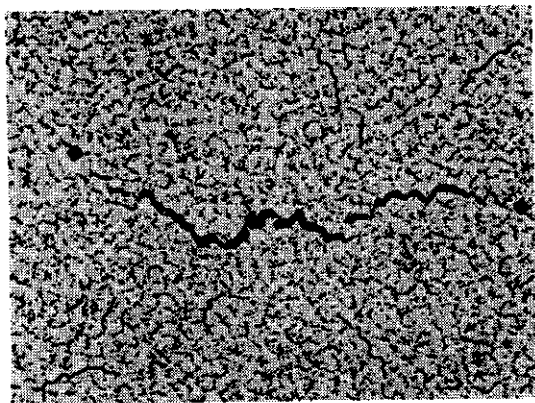


Photo. 12 A typical crack of type IV formed at the cellular boundaries $\times 35$

われ近傍をXMAで分析すると粒界にC, Mn, Sが偏析しており、このわれは柱状晶の粒界偏析が原因の一つとなって発生したもので、破面観察によれば高温われであった。溶接速度を変化させても柱状晶部の凝固速度は **Fig. 13** に示すように0.8~1.5 mm/sec でほぼ一定であり、柱状晶粒界の偏析も変わらないと考えられるから、速度増加による変化は柱状晶の生長方向のみである。われ発生個所が限られた帯域に集中していることや、溶接部の形状比 W/D に依存すること、すみ肉に働く拘束が強い第2パス目に発生しやすいことなどを考えると、このわれは粒界偏析だけでなく、溶接部に働く応力や柱状晶の生長方向にも影響されることが考えられる。

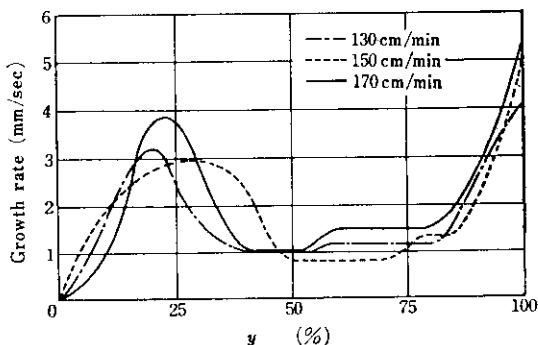


Fig. 13 The grain growth rate at the bead surface

5. ま と め

すみ肉サブマージアーク溶接部に発生する各種われの原因を検討するため、溶接時のクレータ形状から溶接部の凝固速度を求めてそれと凝固形態との関係などを調査し、つぎの結果を得た。

- (1) 溶接速度によるクレータ形状の変化は、クレータ表面の流れを円管内の粘性流として流体力学的知見でよく説明できる。
- (2) 高速下向きすみ肉溶接部の凝固形態は熔融境界部から柱状晶が生じ、クレータに“くびれ”ができる位置で柱状樹枝状晶に変化し、その後ふたたび柱状晶となってビード中央部では柱状樹枝状晶あるいは等軸晶が生じる。
- (3) 高速下向きすみ肉溶接部には4種類のわれが生じる。
- (4) ビード表面中央部の微小われはこの部分に等軸晶が生じSi, Mnなどが偏析して不連続な硬化部ができ、その部分が凝固あるいは冷却に伴う収縮力によってわれとなったものである。
- (5) ビード中央上部に生じる縦われはこの部分に二次的結晶生長が起るような条件下で、最終凝固部に硫化物系低融点介在物が存在することにより生じる高温われである。
- (6) クレータの“くびれ”相当位置に生じるわれは樹枝状晶粒界に沿われで、この部分はC, Si, Mnが偏析した針状組織となっている。

- (7) ビード内部の柱状晶粒界に生じるわれは粒 の関係で発生する高温われである。
界偏析だけでなく結晶生長方向や作用応力と

参 考 文 献

- 1) 中根金作：アーク物理研究委員会資料, 67-66, (1967) 12
- 2) 森直道, 堀井行彦：JIW 212 委員会資料, 70-104, (1970) 5
- 3) 高野暉：岩波講座基礎工学16, 流体力学 I, II (1967) 49, 56, 187 [岩波書店]
- 4) 川合保治：第2回西山記念技術講座溶鉄の物性, (1968) 10
- 5) W.T. Tiller : Can. J. Phys. 34 (1956) 96
- 6) 松田福久：溶接学会誌, 40 (1971) 276
- 7) W.F. Savage : Welding J. 44 (1965) 175 s
- 8) 川合保治：鉄鋼協会溶鋼溶滓部会 42 年度シンポジウム資料, 溶鉄溶滓における拡散および界面現象, (1967), 48

