溶接鋼の高温割れについて*

益本 功** 今井 兼敬***

On the Hot Cracking in Weld Metal*

by Isao Masumoto** and Kaneyuki Imai***

Abstract

The effects of carbon, manganese, phosphor, sulphur and nickel on the hot cracking and micro segregation of weld metal were examined in submerged arc welding process using the electron probe microanalyser.

Based on the results of this study, the following conclusions are drawn:

- 1) Segregation of sulphur concentration is larger in weld metal containing more than 0.1% C than one containing less than 0.1% C, and manganese behaves in the same manner as sulphur.
- 2) Micro segregation or hot cracking of weld metal containing nickel is strongly influenced by the phase solidified as primary crystal in Fe-Ni diagram. Moreover newly solidified phase by peritectic reaction: $\delta + \text{Liquid} \rightarrow \gamma$ promotes segregation of sulphur and phosphor concentration.
- 3) Prime cause of hot cracking in weld metal is sulphur segregation, and the effect of phosphor can be considered as far less than that of sulphur.

1. 緒 言

著者らは低温用低ニッケル合金鋼のガス被包アーク溶接に関する研究においてニッケルを2.5%以上含有する溶接鋼の高温割れにおよぼすいおうの影響について報告したことがある¹⁾。この研究において、共存するりんの影響についてはじゅう分明らかにすることができなかった。

そこで本研究では溶接入熱が大きく、冷却速度の遅いサブマージアーク溶接を使用して、溶接鋼の高温割れにおよぼす主としてりんの影響を明らかにするために、板厚25~32mmの鋼板にV溝をほり溶接実験を行なった。すなわち、りんおよびニッケルを種々の割合で含むフラックスと2.5%, 3.5%および9%ニッケル鋼母材等とを組合せて溶接し、溶接鋼の高温割れにおよぼすニッケル、炭素、りんおよびいおうの影響について調べた。そしてサブマージアーク溶接の場合には、ニッケルを含有した溶接鋼の高温割れにりんがある程度影響することを認めたが、0.10%以下のりん含量の場合には高温割れ部分にもりんの偏析は認められなかった。しかし、本実験ではいおう含量を0.007~0.009%に抑えたにもかかわらず、

高温割れの部分にはいおうの著しい偏析が認められた。また炭素含量が0.12%以上の溶着鋼は高温割れに敏感であることを確めた。

これらの結果から溶接鋼の高温割れにおよぼすりん、いおう、ニッケルおよび炭素の影響について冶金学的考察を行なった。

2. 供 試 材 料

供試鋼板は、溶着鋼の炭素含量および母材強度を変化させるため、軟鋼、アルミキルド Si-Mn 系鋼および高張力鋼板(板厚20~22mm)を使用し、溶着鋼のニッケル含量を変化させるため、アルミキルド Si-Mn 系鋼、2½% Ni, 3½% Ni および 9% Ni 鋼板(板厚25~32mm)を使用した。それらの化学組成を Table 1 にまとめて示す。

供試溶接材料としては Table 1 に併記したけい素およびマンガン含量を異にする3種類の溶接ワイヤーならびに Table 2 に示す2種類のフラックスを使用した。

3. 実 験 方 法

溶接鋼の高温割れにおよぼす炭素の影響を調べるために Table 2 に示す溶融型のフラックスを用い、V溝(深さ12mm, V溝角度60°)をほった各種鋼板(20~22×280×500mm)上にサブマージアーク溶接でビード溶

* 原稿受付 昭和45年2月6日(溶接学会44年度秋季全国大会にて発表)

** 正 員 名古屋大学工学部 Member, Faculty of Engineering of Nagoya University

*** 正 員 新日本製鉄中央研究所 Member, Central Research Laboratories, Nippon Steel Corporation

Table 1 Chemical compositions of base metals and welding wires

Materials	Plate thickness or diameter, mm	Elements, wt. %							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	V
SM 41 B	20	0.16	0.03	1.10	0.011	0.014	—	—	—
FTW 52		0.16	0.31	1.30	0.010	0.009	—	—	—
X-65	22	0.19	0.42	1.33	0.014	0.004	—	0.06	—
		0.20	0.42	1.35	0.010	0.005	—	—	0.111
Al killed Si-Mn steel	20 and 32	0.10	0.23	1.20	0.013	0.003	0.04	—	—
2½% Ni steel	32	0.09	0.13	0.54	0.006	0.005	1.98	—	—
3½% Ni steel		0.06	0.22	0.53	0.006	0.005	3.22	—	—
9% Ni steel	25	0.07	0.23	0.34	0.012	0.003	9.21	—	—
Electrode wire	W10	0.12	0.03	1.95	0.010	0.006	—	—	—
	W20	0.06	0.005	0.55	0.019	0.010			
	W30	0.09	0.10	1.00	0.010	0.006			

Table 2 Chemical compositions of welding fluxes

Welding flux	SiO ₂	MnO	CaO	Al ₂ O ₃	TiO ₂	MgO	CaF ₂	Fe-Mn	Note
1	22.4	—	9.8	10	5	26	20	7	Bonded flux
2	38.4	13.0	24	4	6	7.5	7.0	—	Fused flux

着を行なった。溶接条件は 600 A, 34 V, 45 cm/min である。

また溶接鋼の高温割れにおよぼすニッケルとリンの影響を調べるためには, Table 2 に示すボンドタイプの基本フラックスにりんおよびニッケルを種々の割合で配合し, このフラックスを用い V 溝 (深さ 10 mm, V 溝角度 60°) をほった各種鋼板 (25~32×150×450 mm) 上にサブマージアーク溶接でビード溶着を行なった。この時の溶接条件は 800 A, 30 V, 30 cm/min である。溶接試験材は, 溶接終了後, ビード外観の観察, X 線透過試験を行ない, さらにナイトール腐食した溶着鋼のマクロおよびミクロ組織を観察し, 溶着鋼の割れの有無について調べた。なお溶着鋼の微視的濃度分布を調べるために X 線マイクロアナライザーを使用し, 高温割れ破面の観察に走査型電子顕微鏡を使用した。

4. 高温割れにおよぼす溶着鋼の化学組成の影響

4.1 溶着鋼の高温割れにおよぼす炭素の影響

Fig. 1 は SM 41 B, FTW 52 および X-65 の鋼板を種々熱処理して, 母材強度を変化させて溶接した場合の溶着鋼の高温割れにおよぼす炭素の影響を示している。同図によれば, 溶着鋼の高温割れは炭素含量 0.12% 以上で, 発生し始めるが, 母材の強度の影響は認められない。そこで溶着鋼の高温割れ付近あるいは最終凝固部付近の微視的濃度分布を X 線マイクロアナライザーを使っ

Fig. 1 Effect of carbon content of weld metal and strength of base metal on hot cracking

note: ● crack
◐ crater crack
○ no crack

て調べた。これらの測定に用いた溶着鋼の化学組成を Table 3 に示した。

Fig. 2 は割れを発生しなかった溶着鋼 W 1 (0.083% C, 1.13% Mn, 0.017% P, 0.027% S) の最終凝固部付近を中心にしてりん, いおうおよびマンガン濃度分布を測定した結果の一部を示す。同図は特に炭素含量が少ない場合であるが後述の炭素含量が多い Fig. 3 に比べ, マンガンおよびいおうの偏析の程度は小さく, マンガンのピークのところではいおうの値はとくに低くなっている。

Table 3 Chemical compositions of weld metals

Base metal	Weld metal	Elements, wt. %					
		C	Si	Mn	P	S	Nb
FLT-2B	W 1	0.083	0.35	1.13	0.017	0.027	—
X-65	W 2	0.142	0.45	1.26	0.010	0.025	—
	W 3	0.147	0.43	1.47	0.018	0.011	0.014
	W 4	0.140	0.42	1.40	0.016	0.010	0.012

Fig. 2 Distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, W1

Fig. 3 Distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, W2

Fig. 3 は割れが発生しなかった溶着鋼 W 2 (0.14% C, 1.26% Mn, 0.010% P, 0.026% S) の最終凝固部付近を中心に測定した結果の一部を示す。同図によると、Fig. 2 の場合という含量はほとんど変わらないのにかかわらず、いおうの微視的濃度分布は、Fig. 2 の炭素の低い場合にくらべて著しく、濃度のピークが数箇所も認められ

る。またマンガンというが同じ個所で著しい濃度上昇を示している点は Fig. 2 の場合と異なる。りんについてはいおうおよびマンガンのような際立った変動は認められない。

Fig. 2 と Fig. 3 におけるいおうの微視的濃度の差は Fe-C (Fig. 4) および Fe-S (Fig. 5) 二元状態図²⁾の凝

Fig. 4 Constitutional diagram of peritectic reaction of Fe-C system

Fig. 5 Sulphur solubility of δ and γ iron

固過程において晶出する相の相違にもとづくものと思われる。すなわち 0.083% C の溶着鋼では初晶として δ 相を晶出し、 δ 相におけるいおうの固溶度は Fig. 5 に示すごとく 0.18% である。しかし 0.142% C の溶着鋼の場合は、包晶反応により δ 相を核として γ 相で包まれながら凝固が進行する。しかも γ 相のいおう固溶度は 0.05% で、 δ 相の固溶度に比べて著しく低い。したがって δ 相の最大炭素固溶度 0.1% 以上では包晶反応により凝固過程で粒界に γ 相が晶出するため、その粒界には δ 相に比べ多量のいおうが偏析する可能性がある。

Fig. 6 および 7 は高温割れをおこした溶着鋼の割れ近傍の微視的濃度分布を示す。Fig. 6 は溶着鋼 W3 (0.147% C, 1.47% Mn, 0.018% P, 0.011% S) の高温

Fig. 6 Crack crossed distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, W3

Fig. 7 Crack crossed distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, W4

Photo. 1 Macrostructure showing hot cracking of weld metal (W3) and enlarged scanning location by X-ray microanalyzer

割れ近傍であり、X線マイクロアナライザー走査位置およびマクロ組織を Photo. 1 に示す。

Fig. 6 によると、いおう含量はかなり低いにもかかわらず溶着鋼は包晶反応を経て凝固することが考えられ、割れ部分ではマンガンおよびいおうのいちじるしい濃度

上昇が認められる。しかもりん濃度も割れていない部分にくらべてわずかに高くなっている。

Fig. 7 は溶着鋼 W 4 (0.140% C, 1.40% Mn, 0.016% P, 0.010% S) の高温割れ近傍であり, X線マイクロアナライザー走査位置および溶着鋼の割れ付近のマクロ組織を Photo. 2 に示す。Fig. 7 においても Fig. 6 と

a) $\times 10 \times 1/2$ b) $\times 400 \times 1/2$

Photo. 2 Macrostructure showing hot cracking of weld metal (W4) and enlarged scanning location by X-ray microanalyzer

全く同様でいおうの濃度は割れ部分で著しい上昇を示している。そこでいおう偏析部分の点分析を行なった結果, 割れていない部分のいおう濃度にくらべ, 8 倍に達しており, γ 相のいおう固溶度をはるかにこえて偏析していることを認めた。これが高温割れの原因と想像される。しかもマンガンは割れ部分であまり濃度上昇が認められず, この付近の硫化物は FeS を主としたものである。もっとも他の個所での X線マイクロアナライザーの結果では, たとえば Fig. 6 のように割れ部分でいおうとともにマンガンの著しい濃工上昇が認められる場合もあった。本実験においても割れの個所ではりん濃度が目立った変動は認められなかった。

4.2 ニッケル含量と偏析との関係

Fig. 8 はサブマージーク溶接による溶着鋼の高温割れにおよぼすりとニッケルの影響を示している。なおこれらの溶着鋼のいおう含量は 0.007 ないし 0.009% で

Fig. 8 Effect of nickel and phosphor contents on the hot cracking in weld metal

ほぼ一定であり, 炭素含量は 0.05 ないし 0.09% の範囲である。同図によると, ニッケルを含まない溶着鋼ではりんを 0.12% 含有しても高温割れを発生していない。ところがニッケルを 1.8% 含む溶着鋼ではりんを 0.1% も含むと割れが発生し, ニッケル含量 3.0% 以上になれ

Fig. 9 Constitutional diagram of peritectic reaction of Fe-Ni system

Table 4 Chemical compositions of weld metals and effect on hot cracking

Weld metal	Element, %						Occurrence of hot cracking
	C	Si	Mn	P	S	Ni	
A	0.085	0.26	1.33	0.100	0.007	0.03	NO
B	0.077	0.19	1.18	0.049	0.007	0.55	
C	0.083	0.22	1.30	0.048	0.007	2.31	
D	0.058	0.19	1.09	0.048	0.009	3.02	YES
E	0.063	0.21	1.00	0.022	0.009	3.42	
F	0.074	0.21	1.07	0.100	0.008	4.36	
G	0.059	0.20	1.00	0.022	0.007	5.21	
H	0.059	0.19	0.90	0.025	0.008	6.51	

ば, りん含量0.02%以上で高温割れがすべての場合に発生した。すなわちニッケル含量が高くなれば, りんも高温割れに寄与するように見られる。しかしこの推論は後に述べるごとく正しくない。Table 4 に示すニッケルおよびりん含量の異なる8種類の溶着鋼について割れない場合は最終凝固部付近あるいは高温割れ近傍のニッケル, りん, マンガンおよびいおうの微視的濃度分布をX線マイクロアナライザーにより調べた。これらの測定に用いた試料のニッケル含量をFe-Ni 二元状態図に図示して Fig. 9 に示す。

溶着鋼 A (1.33% Mn, 0.10% P, 0.007% S, 0.03% Ni) の最終凝固部付近をX線マイクロアナライザーで分析した結果の一部を Fig. 10 に示し, 溶着鋼のマクロ組織を Photo. 3 (a) に示す。同図に示すようにニッケ

ルをほとんど含まない場合にはりん含量が0.10%でも, 微視的濃度分布にはりんの著しい偏析が認められない。またマンガンおよびいおうの微視的濃度分布も, 後述するほど目立った偏析を示していない。

溶着鋼 B (1.18% Mn, 0.049% P, 0.007% S, 0.55% Ni) および C (1.30% Mn, 0.048% P, 0.007% S, 2.31% Ni) の最終凝固部付近の微視的濃度分布も Fig. 10 の場合とほとんど同じで, ニッケル, りん, マンガンおよびいおうに著しい偏析は認められなかった。溶着鋼Cの場合を Fig. 11 に示す。すなわち Fig. 9 に示すようにニッケル含量が少なく, 完全に δ 相一相で凝固すると思われる範囲では, ミクロ偏析は少ないようである。これらのマクロ組織を Photo. 3 (b), (c) に示す。

Fig. 12 は δ 相の最大ニッケル固溶度3.4%すなわち

Fig. 10 Distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, A(0.03% Ni)

Fig. 11 Distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, C (2.31% Ni)

Fig. 12 Distribution of manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, D (3.02% Ni)
Remark: B; grain boundary

包晶反応開始の濃度に近い溶着鋼 D (1.09% Mn, 0.048% P, 0.009% S, 3.02% Ni) の最終凝固部付近の粒界を横切ってX線マイクロアナライザーで走査した結果の一部を示し、マクロ組織を Photo. 3(d) に示している。Fig. 12 によると、いおうの偏析はオーステナイト粒界でおこっており、ニッケル2.31%以下の完全に δ 相で凝固する上記3種の場合にくらべて、いおうの濃度上昇が顕著である。マンガンの濃度も、いおうの濃度上昇に対応して著しく高くなっている。またマンガンは粒内でも濃度の変動が認められる。なお点分析の結果、いおうの粒界における濃縮度は平均濃度の9倍であり、マンガンの濃度は3倍であった。

Fig. 13 は Fig. 9 に示すごとく、包晶反応をわずかに伴う溶着鋼 E (1.00% Mn, 0.022% P, 0.009% S, 3.42% Ni) の高温割れ近傍の微視的濃度分布を示し、割れを含む最終凝固部付近のマクロ組織を Photo. 3(e) に示す。同図によると、割れ部分におけるいおうおよびマンガンの濃度は割れていない部分の濃度と比較すると、著しく高くなっている。いおうおよびマンガンの点分析によると、割れた部分のいおう濃度は割れていない部分の濃度にくらべて5~10倍であり、マンガン濃度は4倍であった。一方同図はニッケルおよびりん濃度が割れていない部分にくらべて低下していることを示す。

溶着鋼 F (1.07% Mn, 0.100% P, 0.008% S, 4.36% Ni) は Fig. 9 に示すように包晶反応を生ずる範囲で特にりんを高くした場合であるが、この場合には Fig. 14 に示すごとく、割れ近傍でりんの偏析が認められた。また同図に見られるごとく、りんの偏析の著しい所ではいおうの偏析は顕著でない。さらに同じ溶着鋼について割

Fig. 13 Segregation of manganese and sulphur at a crack of weld metal, E (3.42% Ni)

れていない部分においても、りんのピークが認められた。なおこの溶着鋼の割れの他の部分 (Fig. 15) ではこれまでに述べたのと同様いおうの著しい偏析が認められ、この部分では逆にりんの偏析は認められなかった。さらにりん濃度の高い割れた部分の2箇所ではニッケル、マンガン、りんおよびいおうの四元素について点分析した結果、マンガンは0.8~0.9倍、りんは4~15倍、いおう2~5倍、ニッケル0.6~0.8倍であった。なお溶着鋼

Fig. 14 Segregation of phosphor at a crack of weld metal, F (4.36% Ni)

のマクロ組織を Photo. 3 (f) に示す。

以上の実験結果から、ニッケルを含み、包晶反応により粒界に r 相を晶出しながら凝固する溶着鋼でりん含量がいちじるしく高い場合にのみミクロ偏析が認められるが、一般には、いおうに比べ、最終凝固域あるいはオーステナイト粒界での偏析傾向はずっと低いと考えられる。すなわちニッケルを含まない極低炭素溶着鋼 A (Fig. 10) とニッケルを4.36%含む溶着鋼 F (Fig. 14

Fig. 16 Segregation of manganese and sulphur at a crack of weld metal, G (5.21% Ni)

および15)を比較すると、りんおよびいおう含量はほぼ同じであるにもかかわらず、包晶反応を伴う後者の方が偏析ははるかに著しい。

Fig. 16 はさらに包晶反応により多量の r 相を生ずる溶着鋼 G (1.00% Mn, 0.022% P, 0.007% S, 5.21% Ni) の割れ近傍の微視的濃度分布を示す。割れ近傍のマクロ組織は Photo. 3 (g) に示す。Fig. 16 によると、小

Fig. 15 Distribution of nickel, manganese, sulphur and phosphor concentration in weld metal, F (4.36% Ni)

Remark: B; grain boundary

な割れ部分における偏析が著しく高くなっている。ただしりん含量は 0.02% 程度であるので偏析は認められない。さらに割れ部分におけるいおうについて点分析した

Fig. 17 Segregation of manganese and sulphur at a crack of weld metal, H (6.51% Ni)

Fig. 18 Segregation of sulphur at a crack of weld metal, H (6.51% Ni)

結果、いうは 9 倍の濃縮度を示した。

Fig. 17 および 18 は Fig. 9 に示す γ 相一相として凝固する溶着鋼 H (0.90% Mn, 0.025% P, 0.008% S, 6.51% Ni) の 2 つの割れ近傍における微視的濃度分布を示し、割れ近傍のマクロ組織は Photo. 3 (h) に示す。何れの割れ部分にもこれまでよりも最も高いいおうの偏析が認められ、点分析の結果では割れた部分のいおう濃度は割れていない部分の 20 倍であった。Fig. 17 ではいおうと同時にマンガン濃度も高く 8 倍であった。しかし Fig. 18 ではいおうの偏析部分でマンガンは全く逆に低下している。なおニッケルは何れの場合にも割れ部分で低く、りんにはほとんど変化が認められないが、Fig. 18 の場合は割れ部分でいおうと逆にやや低下している。

以上の実験結果を総括して冶金学的考察を加える。まず凝固相の分類を Fe-Ni 状態図 (Fig. 9) によって行なうと、

- イ) 0~3.4% Ni, δ 相, (例えば, 溶着鋼 A, B, C, および D)
- ロ) 3.4~6.2% Ni, ($\delta + \gamma$) 相, (例えば, 溶着鋼 E, F, および G)
- ハ) 6.2% Ni 以上 γ 相, (例えば, 溶着鋼 H)

の三つにわけられる。

上述の実験結果では (イ) の範囲では高温割れをおこす可能性が少ないが、(ロ) および (ハ) の範囲では高温割れをおこしやすいことが認められた。この高温割れをおこす原因は X 線マイクロアナライザーの結果によると、主としていおうの偏析であり、特にりん含量の高い場合にはりんの偏析である。そこでこれらの偏析につい

Fig. 19 Phosphor solubility of γ and δ iron

て Fe-Ni (Fig. 9), Fe-S (Fig. 5) および Fe-P (Fig. 19) の二元状態図²⁾により考察する。

イ) の範囲のニッケル含量で δ 相一相で凝固する溶着鋼はいおうの固溶限が最大 0.18% S (1365°C) であり, いおうの平均化学組成が 0.006~0.009% であれば, 凝固過程での粒界偏析の可能性は少ない。また δ 相のりんの固溶度は最大 2.8% (1050°C) であり, 1330°C では 1.0% P である。したがって本実験の 0.01~0.100% りん含量の溶着鋼においては偏析の可能性はいおうに比べ, はるかに少ないように思われる。

これに対し, ロ) の範囲のニッケルを含み, 包晶反応により (δ + γ) 相で凝固する溶着鋼では,

の包晶反応が行なわれる。すなわち δ 相と液相との境で γ 相を生成しながら凝固をおわる。 γ 相のいおうの最大固溶度は δ 相の 1/2 以下の 0.05% であるので, 熔融金属が凝固中, 残液中のいおう濃度は δ 相で凝固する場合より大になり, 最終凝固部付近の γ 相ではさまれる粒界のいおう偏析は著しくなると考えられる。実際包晶反応を伴って凝固した溶着鋼の最終凝固部付近の粒界あるいは割れ部分のいおうの濃縮度は, 平均化学組成を 0.006~0.009% 程度低くしても, 5~10 倍にも達している。この過飽和のいおうが低融点硫化物を形成して最終凝固した結晶粒界で高温割れをおこすものである。一方りんの場合も δ 相より γ 相の方が固溶度はずっと低い。しかしいおうに比べると固溶度は大きいので高温割れの原因となることは少ないと考えられる。もっとも高温割れを生じた 0.10% P を含有したニッケル溶着鋼の場合には割れ部分のりんの濃縮度は平均化学組成の 4~15 倍に達し, 高温割れにりんが影響する可能性も示された。しかしりんが高温割れの主因となる可能性はいおうにくらべてずっと小さく, 特別の場合と考えられる。

そして包晶反応で γ 相の生成量が多いほど, すなわち, Fig. 9 においてニッケル含量が高いほど高温割れの危険性は増大するものと思われる。

ハ) のニッケル含量の γ 相一相で凝固する溶着鋼では上述の理由によりいおうの偏析はさらに著しく高温割れに一層敏感になるものと思われる。溶着鋼 H の場合, 最終凝固粒界でのいおうの偏析が溶着鋼 A~G の場合よりも大きく, 最終凝固部付近の粒界または高温割れ部分でいおうの濃縮度が平均化学組成の 20 倍にも達しているのはこのことを証明するものであろう。

すなわちニッケル含有溶着鋼の高温割れの可能性は凝固過程の相に大きく影響され, いおうの偏析が高温割れの主原因のようである。りんの偏析の影響はいおうに比べればはるかに小さい。

4.3 ニッケルを含有した溶着鋼の高温割れにおよぼす Mn/S の効果の検討

Fig. 20 は溶着鋼の高温割れにおよぼすニッケルと Mn/S の関係を示す。溶着鋼のいおう含量は 0.006~0.009% に押えており, マンガン含量は 0.90~1.30% なので, Mn/S の比は通常割れ防止にきくと言われている比 50 よりもずっと大きくなっている。それにもかかわらず高温割れを発生している。それゆえ必ずしも Mn/S が高いから割れないとは言えないであろう。この原因は溶着鋼のマンガン含量が高くなることにより凝固過程で γ 域を広げ, いおうの偏析を助長する可能性もあるのではないかと考えられるが, 実験的にじゅう分明らかにすることはできなかった。

Fig. 20 Effect of nickel content and Mn/S ratio on the hot cracking in weld metal

4.4 ニッケル含有溶着鋼の組織

ニッケル含量の異なる溶着鋼のマクロ組織を Photo. 3 に示す。これらのマクロ組織を比較観察すると, 3.4% Ni 以上の溶着鋼の一つ一つのオーステナイト粒の大きさは 3.4% Ni 以下の溶着鋼にくらべて数倍以上である。

Photo. 4 はニッケルを含有した溶着鋼 F に存在した高温割れ部分を液体窒素に冷却して衝撃破断した破面を走査型顕微鏡で観察した一部を示す。同写真が示す破面には樹枝状晶と考えられる滑らかな凹凸があり, ところどころガスの抜けた穴も認められ, この破面は固液界面であったことが想像される。

5. 結 言

サブマージアーク溶接による溶接鋼の微視的偏析および高温割れにおよぼす炭素, マンガン, りん, いおうおよびニッケルの影響を X 線マイクロアナライザーを使って調べた結果, 次のことがわかった。

1) 溶接鋼の炭素含量が 0.10% 以上の場合, 0.10% C

Photo. 3 Effect of nickel content on macro structures of metals $\times 10 \times 1/2$

Photo. 4 Electron fractograph of hot crack surface in weld metal, F (4.36%Ni)

以下の溶接鋼にくらべて、いおうの微視的偏析がいちじるしく、マンガンもいおうに対応して濃度変化を示した。

- 2) ニッケルを含有した溶接鋼の微視的偏析あるいは高温割れは Fe-Ni 系状態図の初晶として晶出する相の影響を大きく受け、包晶反応による γ 相はいおうおよびりんの偏析を助長する。

- 3) 溶接鋼の高温割れの主因はいおうの偏析であり、りんの影響はいおうに比べはるかに小さい。

参 考 文 献

- 1) 関口, 益本, 今井: 低温用鋼材の $\text{CO}_2\text{-O}_2$ アーク溶接について (第1報) —溶接鋼の高温割れ— 溶接学会誌 35 (1966) No. 10, p. 77-81
- 2) Max Hansen: Constitution of Binary Alloys, second edition McGRAWHILL BOOK COMPANY.