

---

高 Mn 中径電縫鋼管のペネトレーター発生に及ぼす造管条件および Mn/Si の影響  
Effects on Penetrator Defect Occurrence of Welding Conditions and Mn/Si Ratio of ERW  
High Manganese Line Pipe

横山 栄一(Eiichi Yokoyama) 山県 充邦(Mitsukuni Yamagata) 嘉納 徳彦(Norihiko Kano) 渡辺 修三(Shuzo Watanabe)

---

要旨 :

高 Mn(1.5%)中径電縫鋼管のペネトレーターといわれる欠陥の発生に及ぼす造管条件(溶接入熱,造管速度)と素材コイルの Mn/Si の影響について検討したところ次のことがわかった。

(1)ペネトレーターは入熱が大きいほど,また造管速度が遅いほど増大し, Mn/Si が小さくなるほど増大する。(2)ペネトレーターの原因となる介在物の組成は FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> 主体の酸化物であり, Mn/Si が大きくなるほど SiO<sub>2</sub> が減少し, MnO, FeO が増大する。(3)溶接部での C の減少はほとんどないが, Mn, Si はヒート係数とともに著しく減少する。(4)ペネトレーター生成反応 ( $\text{FeO} + \text{Mn} = \text{Fe} + \text{MnO}$ ,  $2\text{FeO} + \text{Si} = 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$ ) の熱力学的な検討によると, この反応は高 Mn 材ではきわめて短時間に準平衡状態に到達する。

---

Synopsis :

Such effects as shown in the title have been investigated using ERW steel pipe of 1.5%Mn and from 0.17 to 0.41%Si. Penetrator defects increase with an increase of heat input and with a decrease of welding speed, and moreover with a decrease of Mn/Si ratio. The non-metallic inclusions, which are the main cause of the penetrator, are mainly FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> oxides, and with an increase of Mn/Si ratio, SiO<sub>2</sub> content decreases and FeO and MnO content increases. Manganese and Silicon content at the welded zone noticeably decreases with heat coefficient, although carbon content shows no particular change. In the thermodynamic considerations, reactions of penetrator formation ( $\text{FeO} + \text{Mn} = \text{Fe} + \text{MnO}$  and  $2\text{FeO} + \text{Si} = 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$ ) in high manganese ERW pipe reach very rapidly to quasi-equilibrium state.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

# 高Mn中径電縫鋼管のペネトレーター発生に 及ぼす造管条件およびMn/Siの影響

Effects on Penetrator Defect Occurrence of Welding Conditions and Mn/Si Ratio  
of ERW High Manganese Line Pipe

横山 栄一\*  
Eiichi Yokoyama

山県 光邦\*\*  
Mitsukuni Yamagata

嘉納 徳彦\*\*\*  
Norihiko Kano

渡辺 修三\*\*\*\*  
Shuzo Watanabe

## Synopsis:

Such effects as shown in the title have been investigated using ERW steel pipe of 1.5%Mn and from 0.17 to 0.41%Si. Penetrator defects increase with an increase of heat input and with a decrease of welding speed, and moreover with a decrease of Mn/Si ratio. The non-metallic inclusions, which are the main cause of the penetrator, are mainly FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> oxides, and with an increase of Mn/Si ratio, SiO<sub>2</sub> content decreases and FeO and MnO content increases. Manganese and Silicon content at the welded zone noticeably decreases with heat coefficient, although carbon content shows no particular change. In the thermodynamic considerations, reactions of penetrator formation ( $\text{FeO} + \text{Mn} = \text{Fe} + \text{MnO}$  and  $2\text{FeO} + \text{Si} = 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$ ) in high manganese ERW pipe reach very rapidly to quasi-equilibrium state.

## 1. 緒 言

従来、中径電縫鋼管で製造されているラインパイプ、油井管のグレードはAPI規格でX-60-65、J-55までであるが、最近の石油、天然ガスの需要の増大はめざましく、ますます高強度、高品質のものが要求される傾向にあり、素材コイルの高Mn化が不可欠なものとなってきた。

しかしながら従来の経験によれば、Mn含有量が高く(Mn $\geq$ 1.2%)、板厚が厚い場合にはペネトレーターと称する溶接線上の欠陥が発生しやすく、

そのためへん平試験成績、UST成績が低下し、高級電縫鋼管開発の大きな障壁となっている。

このペネトレーターは生成要因によって形態を異にしており、

- (1) 排出されないで接合面に残存したFeO-MnO-SiO<sub>2</sub>-(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)系酸化物
- (2) キャビティ、高温割れなどに起因し管外表面に露出した割れ
- (3) ブローホールおよびその酸化されたものなどに分類され、これらを総称して広義のペネトレーターと呼んでいる。

これらの欠陥は素材成分に依存することはもと

\* 技術研究所知多研究室主任研究員  
\*\*\* 知多工場造管部第1鋼管課掛長  
〔昭和52年6月6日原稿受付〕

\*\* 技術研究所知多研究室室長  
\*\*\*\* 知多工場造管部掛長

より、造管条件、すなわち造管速度、溶接入熱によっても影響を受け、定性的には造管速度が遅いほど、また溶接入熱が大きいほど発生しやすくなるといわれている<sup>1,2)</sup>。芳賀ら<sup>2)</sup>は高速度カメラによる接合部V取束点の観察から、このような造管条件では短絡によって生じたスリット内に酸化を受けた溶融ビードが還流するためと推察している。

そこで本実験ではこれらの関係を定量的に明らかにするため、溶接性、コイル強度の点からも造管が困難と考えられる高Mn材(Mn≒1.45%)コイルを用い、ペネトレーター発生に及ぼす造管速度、溶接入熱およびコイルMn/Siの影響について調査した。

## 2. 供試材および造管方法

供試コイルは、Table 1 に示すようにSiを0.17～0.41%の3水準に変えた高Mn材であり、管寸法508φ×9.5mm、管規格STK 50として造管した。

造管条件は各コイル(コイル単重：約20t)ごとに造管速度を8, 12, 17m/minとし、それぞれ溶接入熱を目視により高、中、低と変化させた。

## 3. 実験結果

### 3.1 カラーチェック試験結果

カラーチェック不良による溶接欠陥にはフッククラックとペネトレーターがあるが、ここではあらかじめ欠陥位置を確認して溶接線上の割れをペネトレーターとし、その総個数、総長さの測定結果をTable 2 に示す。

いまヒート係数  $Q$  ( $10^{-1} \cdot \text{kV} \cdot \text{A} \cdot \text{min} \cdot \text{cm}^{-2}$ ) を

(1)式で定義する。

$$Q = \frac{E_p \cdot I_p}{v \cdot t} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$E_p$  : プレート電圧 (kV)

$I_p$  : プレート電流 (A)

$v$  : 造管速度 (m/min)

$t$  : 管厚 (≒9.5mm)

このヒート係数  $Q$  は造管条件の指標として一般に用いられている関数であり、造管速度が遅いほど、また溶接入熱が大きいほど大きい値をとる。

表より最適入熱にもっとも近いと思われる入熱「中」または「低」の条件でのペネトレーター発生率とヒート係数  $Q$  の関係を Fig. 1 に示す。図から明らかのように、ペネトレーター発生率はヒート係数が大きいほど、またSi含有量が高いほど増加しており、同様の傾向は Fig. 2 に示すように溶接線上のへん平破面におけるペネトレーター総個数についても認められた。

Photo. 1 に各種造管条件における外削ビードの外観写真を示す。写真からわかるように、切削ビードは造管条件によって著しくその形状を異にしており、現場作業における作業標準の有効な目安となり得る。

### 3.2 ペネトレーターのXMA分析

カラーチェック試験で検出されるペネトレーターは管外面に露出した割れであり、大気酸化を受けたスケール層を咬み込んでいるため、割れの起点となった介在物の組成の推定が不可能である。そこで手探傷USTによりカラーチェック良好部の溶接線上に内在する欠陥位置を検出し、XMA分析に供した。

Table 1 Chemical compositions of hot-rolled sheets

Mn/Si in sheet	C	Si	Mn	P	S	(wt%)		Pipe size (mm)
						Al	Nb	
8.35	0.10	0.17	1.42	0.018	0.007	0.041	0.013	508φ×9.5
4.46	0.11	0.32	1.43	0.017	0.009	0.053	0.014	
3.51	0.10	0.41	1.44	0.019	0.004	0.041	0.016	

Table 2 Dye penetrant inspections on weld line of pipes with various welding conditions

Pipe No.	Mn/Si	Welding condition					Dye penetrant inspection	
		Heat input	Speed (m/min)	Voltage (kV)	Current (A)	Heat coefficient Q	Pipe length (m)	Total length of penetrators mm
A17-H	8.35	High	17.0	15.0	25.0	2.32	17.04	1
A17-M		Medium	"	14.5	24.5	2.20	17.06	0
A17-L		Low	"	13.5	23.8	1.99	17.04	10
B17-H	4.46	High	17.5	14.3	25.6	2.20	17.07	2
B17-M		Medium	"	13.8	24.6	2.04	17.05	0
B17-L		Low	"	13.6	24.2	1.98	17.07	1
C17-H	3.51	High	17.5	14.3	25.5	2.19	17.08	41
C17-M		Medium	"	13.8	24.8	2.06	16.98	15
C17-L		Low	"	13.8	24.5	2.03	14.92	3
A12-H	8.35	High	12.0	13.1	22.7	2.61	17.05	46
A12-M		Medium	"	12.5	21.5	2.36	17.05	0
A12-L		Low	"	12.2	20.9	2.24	17.16	1
B12-H	4.46	High	12.0	13.5	22.5	2.67	17.00	34
B12-M		Medium	12.3	12.7	22.0	2.40	15.04	3
B12-L		Low	12.3	12.6	21.7	2.35	17.09	8
C12-H	3.51	High	11.5	13.2	22.9	2.77	17.07	176
C12-M		Medium	12.0	12.6	21.8	2.41	17.07	10
C12-L		Low	12.0	12.4	21.5	2.34	17.06	19
A8-H	8.35	High	8.0	11.8	19.6	3.03	17.05	90
A8-M		Medium	8.3	11.6	19.5	2.87	17.05	1
A8-L		Low	8.6	11.4	19.4	2.71	15.12	18
B8-H	4.46	High	8.3	11.8	20.1	3.00	17.05	81
B8-M		Medium	"	11.7	20.0	2.97	15.03	64
B8-L		Low	8.5	11.4	19.4	2.74	17.06	77
C8-H	3.51	High	8.0	12.0	20.6	3.25	15.10	252
C8-M		Medium	8.5	11.7	20.2	2.93	15.01	108
C8-L		Low	"	11.5	19.5	2.78	17.05	276

その結果、ペネトレーターは  $Al_2O_3$  4~8% を含む  $FeO-MnO-SiO_2$  系酸化物であり、従来から得られている高級電縫鋼管 ( $Mn \geq 1.0\%$ ) のペネトレーター組成とあわせて Table 3 に示す。表からペネトレーター組成と Mn/Si の間には Fig. 3 に示

すような関係が認められ、ペネトレーター組成は素材成分中の Mn/Si に著しく依存しており、Mn/Si が大きくなるほど  $SiO_2$  が減少し、 $MnO, FeO$  が増大する。

なお溶接部へん平破面の走査電顕観察によれば、

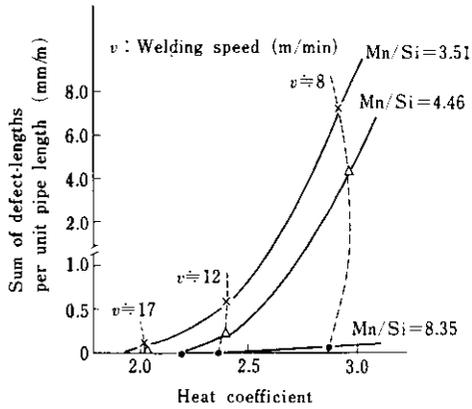


Fig. 1 Effect of heat coefficient and Mn/Si on the sum of defect-lengths detected by dye penetrant inspection

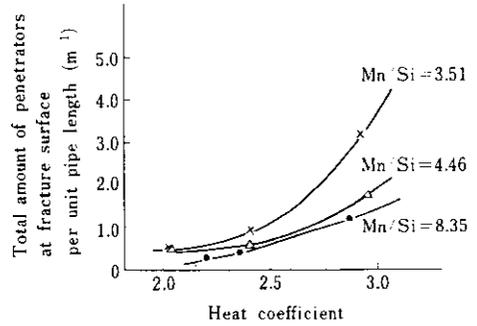


Fig. 2 Effect of heat coefficient on the total amount of penetrators at fracture surface with various Mn/Si

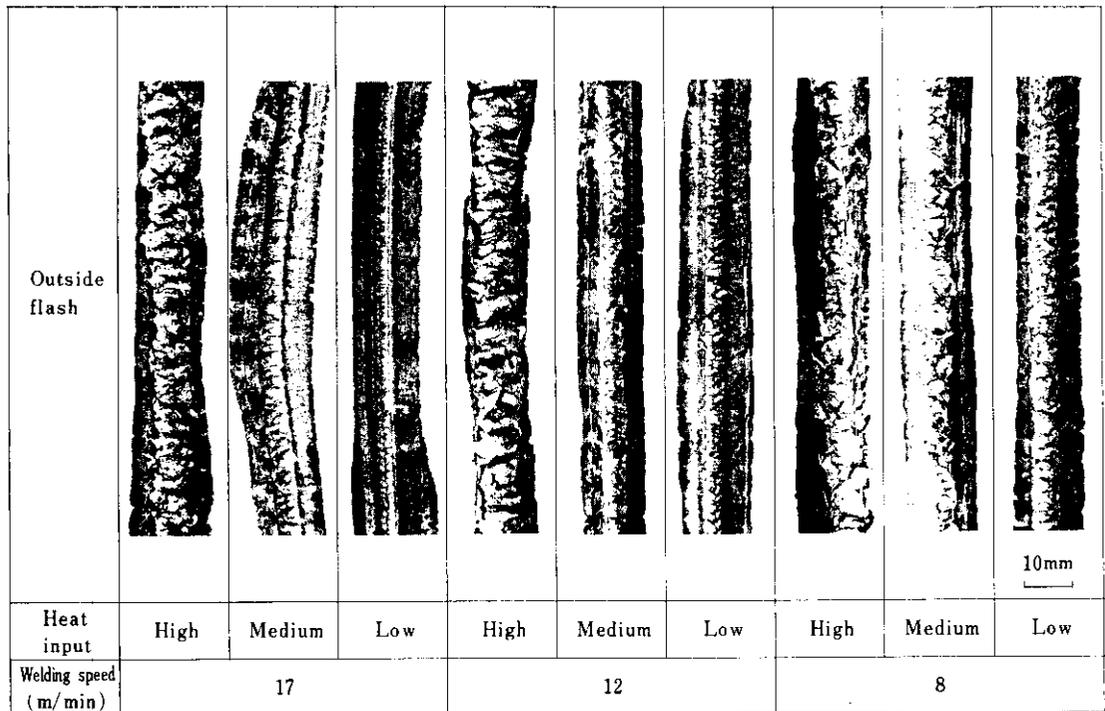


Photo. 1 Difference in appearance of outside flashes removed from welded pipes between various welding conditions

銀点、ブローホール、フラット破面、ツララ状破面などの欠陥破面部には、Photo. 2 に示すように微細な介在物の痕跡が認められ、その部分には濃厚な Mn, Si の特性 X 線が検出された。

### 3.3 電縫溶接部の成分変化

#### 3.3.1 外削ビードの化学分析

Table 2 に示したような各種造管条件における外削ビードの未溶融部と溶融部を分離し、C, Mn,

Table 3 Chemical compositions of penetrators detected from various pipes (wt%)

No.	Chemical composition					Penetrator			
	C	Si	Mn	Al	Mn/Si	FeO	MnO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
1	0.10	0.17	1.43	0.041	8.40	6.21	55.55	32.04	5.26
2	"	"	"	"	"	4.14	54.07	34.83	6.40
3	"	"	"	"	"	7.68	54.81	31.68	5.00
4	0.11	0.18	1.44	0.042	8.01	4.00	56.29	31.14	7.64
5	0.11	0.31	1.42	0.053	4.58	3.44	54.22	37.18	4.44
6	"	"	"	"	"	3.69	52.22	38.60	4.80
7	0.09	0.33	1.44	0.051	4.36	3.10	49.63	38.55	7.96
8	0.10	0.41	1.46	0.041	3.56	2.75	48.88	42.00	5.82
9	0.09	0.41	1.48	0.042	3.61	3.96	51.45	40.09	3.88
10	"	"	"	"	"	3.50	50.55	41.17	4.10
11	"	"	"	"	"	3.11	50.85	41.26	4.20
12	0.20	0.22	1.15	0.025	5.23	1.78	53.85	35.56	7.30
13	"	"	"	"	"	7.14	55.38	31.93	3.48
14	0.11	0.14	1.50	0.035	10.71	8.02	58.31	21.04	6.60
15	0.09	0.12	1.28	0.032	10.66	13.14	66.42	14.44	4.25
16	0.14	0.006	1.09	0.024	18.16	13.02	82.31	3.07	2.06
17	0.15	0.12	1.15	0.033	9.58	14.13	66.03	17.15	3.21
18	0.16	0.17	1.05	0.041	6.20	16.42	51.20	25.08	4.71

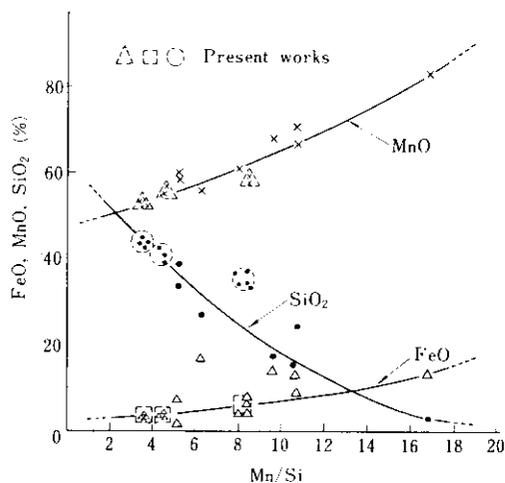


Fig. 3 Effect of Mn/Si on the compositions of penetrators

Si の湿式化学分析を行った。その結果、溶融部の Mn, Si 減少量  $\Delta$ Mn,  $\Delta$ Si とヒート係数  $Q$  の間

には、Fig. 4 に示すようにかなりバラツキはあるが、ヒート係数が大きいほど  $\Delta$ Mn,  $\Delta$ Si は大きくなっている。すなわち造管速度が遅く、入熱が大きいほど電縫加熱時の大気酸化による MnO, SiO<sub>2</sub> の生成量が増大するためであり、上述したヒート係数の増大にともなうペネトレーター発生率の増大傾向とよく一致している。

なお、管の溶接ボンド部は別名脱炭層と呼ばれており、排出された溶融ビード部も脱炭による C の減少が予想されたが、分析結果は  $\pm 0.01\%$  におさまっていた。したがって脱炭反応は生じていないものと推察される。

### 3.3.2 溶接ボンド層の XMA

C 断面管厚中央部の XMA ラインアナリシスによる C, Mn, Si の強度変化の代表例を Photo. 3 に示す。C については、 $C=0.10\%$  と微量の場合は XMA による強度差からの定量は不可能であるが、

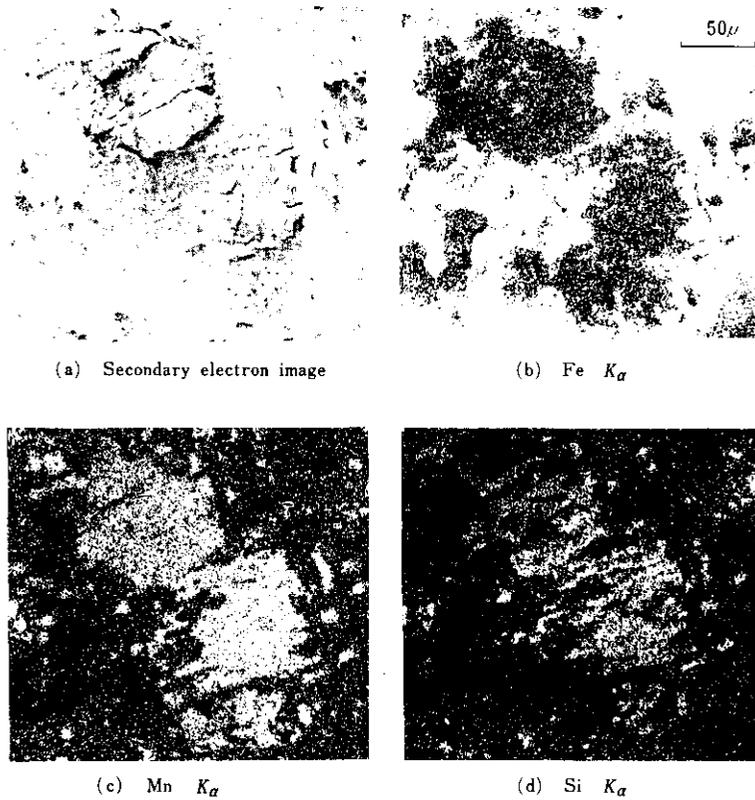


Photo. 2 Scanning images of characteristic X-ray of penetrator observed on the fracture surface

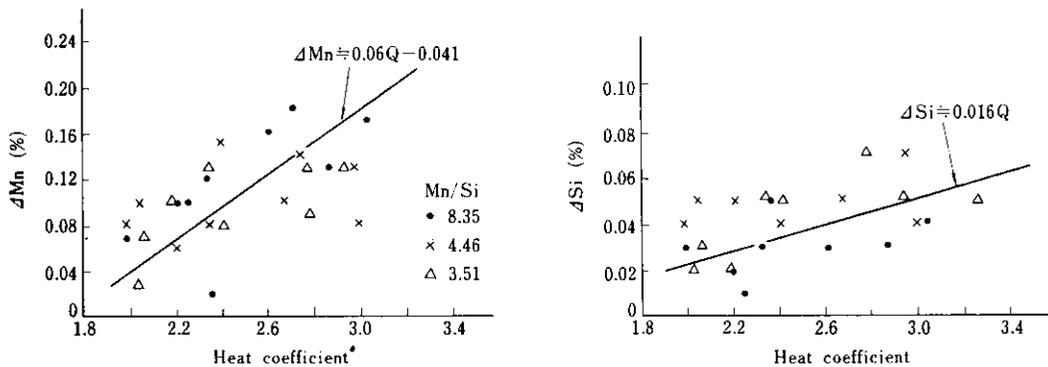


Fig. 4 Effect of heat coefficient on the manganese and silicon drop obtained by chemical analysis of the fused part of the outside flash removed from pipe

Mn, Si はボンド部で減少しており、強度レベルの定量分析から  $\Delta\text{Mn}$ ,  $\Delta\text{Si}$  を求めることができる。この結果を Fig. 5 に示す。ビード部の化学分析と同様にヒート係数が大きいほど  $\Delta\text{Mn}$ ,  $\Delta\text{Si}$  が増大している。

なお Fig. 5 からわかるように、Mn/Si による  $\Delta\text{Si}$  の差はバラツキの範囲内に納まっているが、 $\Delta\text{Mn}$  は Mn/Si が大きいほど大きくなる傾向があり、このことは上述したペネトレーター中の MnO が Mn/Si とともに増加する傾向とよく一致している。

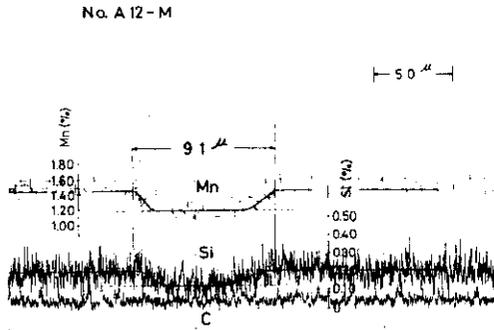


Photo. 3 Change of manganese and silicon contents across the welded zone by XMA line analysis

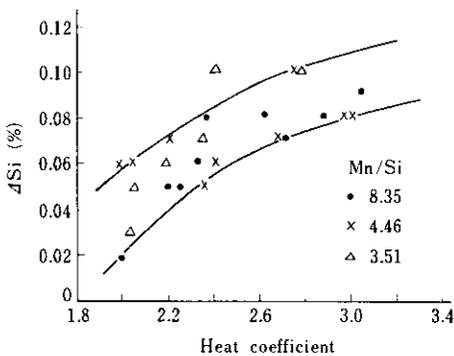
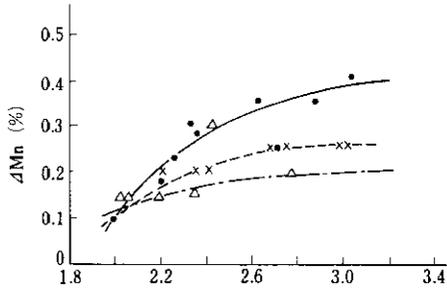


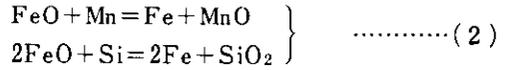
Fig. 5 Effect of heat coefficient on the manganese and silicon drop obtained by XMA line analysis across the welded zone at the center of wall thickness in pipe

#### 4. 考 察

##### 4.1 ペネトレーター生成の熱力学的考察

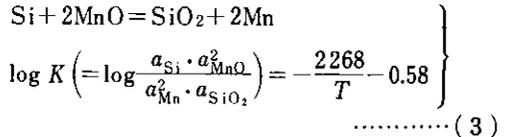
上述したように、ペネトレーター組成が素材成

分に著しく依存するのは、加熱段階で生成した FeO が (2) 式に示す Mn, Si の還元反応によって平衡状態に向かって進行していく結果と考えられる。



しかしながら熔融状態がきわめて短時間であり、熔融範囲も狭く温度分布も均一でないために必ずしも理論的な平衡には到達せず、準平衡の状態で還元反応が停止するものと考えられる<sup>3)</sup>。そこで Table 3 に示した素材成分中の Mn, Si などを用いてペネトレーターが平衡論的な還元反応組成とどの程度異なるかを熱力学的データにより検討した。

的場、郡司ら<sup>4)</sup>によれば下記反応の平衡定数は (3) 式で表される。



S. Ramachandran<sup>5)</sup>によれば、FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> スラグと溶鋼の平衡において未飽和 SiO<sub>2</sub> の活量 a<sub>SiO<sub>2</sub></sub> は (4) 式で表される。

$$\log a_{\text{SiO}_2} = -6.85 + \frac{12700}{T} - 0.5 \log \frac{a_{\text{Mn}}}{a_{\text{Si}}} \dots\dots (4)$$

ただし a<sub>Mn</sub>, a<sub>Si</sub> は Mn および Si の重量% で表した無限稀薄溶液を基準とした活量で、相互作用係数<sup>6)</sup>を用いると次式のようなになる。

$$\left. \begin{aligned} \log a_{\text{Mn}} &= 0.55(\% \text{Si}) + \log(\% \text{Mn}) \\ \log a_{\text{Si}} &= 0.108(\% \text{Si}) + \log(\% \text{Si}) \\ &\quad + 0.281(\% \text{Mn}) + 0.20(\% \text{C}) \end{aligned} \right\} \dots\dots (5)$$

電縫溶接部の正確な温度分布は明らかでないが、高周波溶接の特性からみて熔融部は融点直上からあまり昇温しないものと考えられるので、熔融体の温度を 1550°C 均一とし、他の固液共存温度域はペネトレーター生成の酸化還元反応に寄与しないものと仮定すると、(2)~(5) 式より平衡状態での a<sub>Mn</sub>, a<sub>Si</sub>, a<sub>FeO</sub>, a<sub>MnO</sub>, a<sub>SiO<sub>2</sub></sub> を計算により求めることができる。

なお FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> スラグと溶鋼との平衡は、小島、佐野<sup>6)</sup>、藤田、丸橋<sup>7)</sup>、H. Bell ら<sup>8)</sup>によって測定されており、ここでは藤田、丸橋らの測定結果<sup>7)</sup>をもとにペネトレーター中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を無視したときの活量 a<sub>FeO</sub>, a<sub>MnO</sub>, a<sub>SiO<sub>2</sub></sub> とモル分率 N<sub>FeO</sub>,

$N_{MnO}$ ,  $N_{SiO_2}$  の関係を求めた。

以上の方法により、Table 3 に示したペネトレーター組成について(6)式に示す見かけの平衡定数  $K'$

$$K' = \frac{[\%Si] \cdot N_{MnO}^2}{[\%Mn]^2 \cdot N_{SiO_2}} \dots\dots\dots (6)$$

の実測値と熱力学的計算値を求め、その比  $k = K'(\text{exp.})/K'(\text{cal.})$  と Mn/Si の関係を示したのが Fig. 6 である。Mn/Si が大きくなると  $k$  は 1 より大きくなる (すなわち MnO が多い状態または SiO<sub>2</sub> が少ない状態でペネトレーター生成反応が停止する) が、本実験材のような高 Mn 材では  $k$  はきわめて 1 に近く、(2) 式の還元反応によるペネトレーター生成は非常に短時間に平衡状態に到達しやすいことを示している。

4・2 ペネトレーターの溶融温度と Mn/Si

本実験材においてはペネトレーター中の FeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含有量はわずかなので MnO-SiO<sub>2</sub> 2 元系と仮定し、その状態図を Fig. 7 に示す。これよりペネトレーターの溶融温度を推定すると、Mn/Si = 8.35 のとき 1250°~1270°C, Mn/Si=4.46 のとき 1290°~1310°C, Mn/Si=3.51 のとき 1380°~1410°C と、Mn/Si が小さくなるにつれて溶融温度がしだいに高くなっている。

生成した酸化物が電縫溶接の際ビードとともに

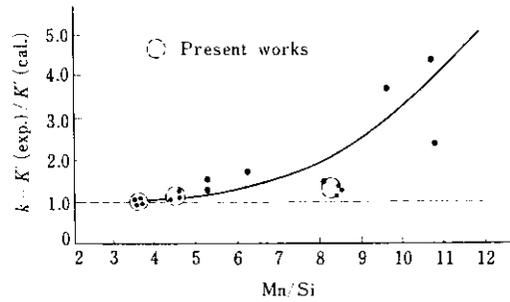


Fig. 6 Effect of Mn/Si on the ratio  $k$  of experimented to calculated values of the apparent equilibrium constant  $K'$  obtained from the chemical compositions of penetrator

系外に排出されやすいか否かは、酸化物の溶融温度のみならず、粘性、界面張力などによっても影響を受けるが、溶融温度の低いものほど小型で分散されやすく、溶接面に残存しにくく、また残存したとしても大きな欠陥とはなりにくいといわれている<sup>3)</sup>。このことからペネトレーター欠陥を極力防止するためには、造管条件のみならずペネトレーター介在物の溶融温度をできるだけ低くすることが必要であり、Fig. 3, Fig. 7 から明らかなように素材コイルの Mn/Si は 7~9 が望ましいと考えられる。

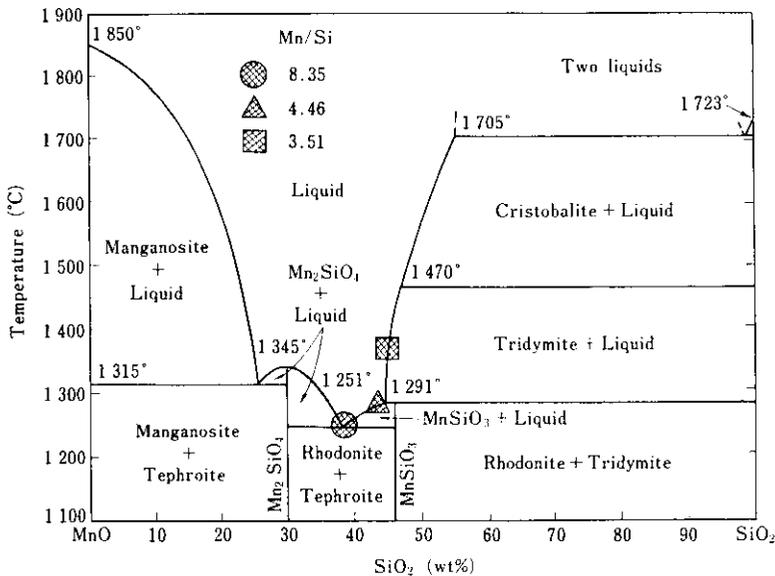


Fig. 7 Melting points of penetrator oxides estimated from MnO-SiO<sub>2</sub> phase diagram

同様の傾向は、溶鋼の Mn, Si 共同脱酸における FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> 系脱酸生成物の形態と Mn, Si の関係についても認められる<sup>9-12)</sup>。Samarin<sup>9)</sup> は Si が 0.03% 以下では Mn/Si が小さくとも溶融シリケートを生じる領域があるが、Si が高くなると Mn/Si ≤ 4 では固体 SiO<sub>2</sub> を含む脱酸生成物が生じやすくなると報告している。また向井ら<sup>10)</sup> は脱酸生成物の時間経過による形状および成分変化を調査し、Mn/Si = 5.1~8.6 の範囲のものが最適組成領域に達しやすいと報告している。

#### 4.3 高温割れに及ぼす Mn, Si の影響

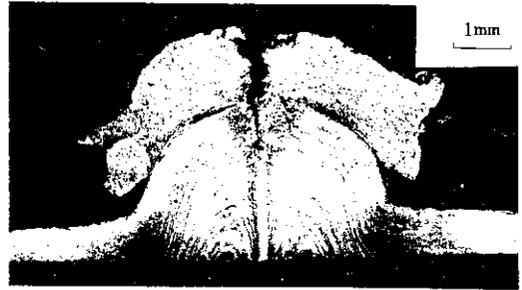
一般に電縫溶接部ビード形状は、Photo. 4 に示すように熔融ビードからボンド層方向に割れが発生しており、特に入熱が過大でボンド層が広いところでは、この割れは外削ビード部のみならず管本体のボンド部まで貫通し、カラーチェック不良となっている。

この割れがビード部のキャビティからの伝播によるものか、高温割れによるものかは明らかでないが、ここでは高温割れに及ぼす Mn, Si の影響について検討した。

高温割れの発生機構は以下のようなものと考えられる。まず熔融金属が冷却され、液相線の温度に達すると樹枝状晶が生成し、温度の下降とともにしだいに成長する。この凝固初期段階では、金属の強度は小さいが破壊までの伸びは大きいので、外部からの作用でひずみを受けても割れは発生しない。さらに冷却がすすんで固相線の温度に達する直前の状態では、外部からの作用によるひずみが液相の薄い膜状部分に集中し、この部分の強度と延性が小さいのでついには液相の薄膜に沿って分離する。このとき、結晶粒界の薄膜生成期が長いと外部から受けるひずみ（電縫管のような冷間曲げ成形を受けた状態では管外面側に引張りの残留応力が内在する）によって割れが助長される。

したがって、高温割れは液相-固相間の凝固温度幅  $\Delta T_f$  が大きいほど凝固中に発生しやすいと考えられる。 $\Delta T_f$  を大きくする効果は、S > P > C、ついで Nb, Mn > Zr > Ti > Si > Cr > Al > Cu > Mo > Ni の順となっており<sup>13,14)</sup>、Mn は  $\Delta T_f$  をかなり広げる元素である。

一般に高温割れをもっとも助長する元素として



(a) Normally heated



(b) Over heated

Photo. 4 Cross section of outside flash removed from pipe

S が挙げられ、Mn/S を大きくすることによってかなり改善されることはよく知られている<sup>15)</sup>。しかしながら益本、今井らの実験<sup>16)</sup>によれば、Mn = 0.90~1.30% の間で Mn/S を大きくするとかえって高温割れが増加している。彼らは、この原因を溶着鋼の Mn 含有量が高くなることにより凝固過程で  $\gamma$  域が広がり S の偏析が助長されるためと推察している。また渡辺ら<sup>17)</sup> はサブマージドアーク溶接の高温割れ発生傾向に及ぼす合金元素の影響について調査し、Mn が高いほど (Mn ≥ 1.0%)、また Si が高いほど (Si = 0.20~0.60%) 高温割れは著しく増大すると報告している。

したがって本実験結果によれば、Mn/Si が小さいほどカラーチェック欠陥およびへん平破面のペネトレーター酸化物が多かったのは、単にペネトレーターの熔融温度の影響のみならず、高 Mn 域での Mn, Si の増大による高温割れ現象の促進が寄与しているものと推察される。

#### 4.4 ボンド層の成分変化

一般に溶接ボンド部は、母材部に比べてパー

ライトが少なくフェライトが多く存在し、その結晶粒もやや大きくなっていることから別名脱炭層と呼ばれていた。しかしながら本実験結果によれば、溶融ビード部のC含有量は母材部とほとんど差がなく、脱炭反応は起きていないものと考えられるのでこの点について検討した。

いま溶鋼中の合金元素の酸化反応の自由エネルギー<sup>18)</sup>より1550°Cでの平衡定数  $K_{1550}$  は(7)式で表される。

$$\left. \begin{aligned} & (\text{MnO}) + \text{Si} + \text{CO} \uparrow = (\text{SiO}_2) + \text{Mn} + \text{C} \\ & \log K \left( = \log \frac{a_{\text{MnO}} \cdot a_{\text{Si}} \cdot P_{\text{CO}}}{a_{\text{SiO}_2} \cdot a_{\text{Mn}} \cdot a_{\text{C}}} \right) \\ & \quad = -\frac{15,194}{T} + 7.28 \\ & K_{1550} = 8.81 \times 10^{-2} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (7)$$

上述したように本実験のような高Mn材では溶鋼とペネトレーターはほぼ準平衡状態にあり、 $a_{\text{MnO}} = 0.26$ ,  $a_{\text{SiO}_2} = 0.69 \sim 0.92$ ,  $a_{\text{Mn}} = 1.77 \sim 2.49$ ,  $a_{\text{Si}} = 0.47 \sim 1.23$ ,  $a_{\text{C}} = (\% \text{C})$  とすると  $(\% \text{C}) / P_{\text{CO}} = 1.40 \sim 1.60$  となる。

したがって  $P_{\text{CO}} = 0.06 \sim 0.09 \text{atm}$  ならば、平衡する  $(\% \text{C}) = 0.10$  となって脱炭反応はほとんど起きないものと考えられる。

ここで実際の電縫溶接時の反応系内の  $P_{\text{CO}}$  の値は明らかではないが、

(1) いったん生成したCOガスの溶鋼から気相への移行速度は、ペネトレーター生成の酸化還元反応速度にくらべて遅い

(2) 溶鋼界面に酸化物被膜が生じ、溶鋼バルク内にCOガスがとじ込められた状態では  $P_{\text{CO}}$  は短時間に上昇し、 $P_{\text{CO}} \geq 0.1 \text{atm}$  に十分早く到達し得る

などの理由により、本実験材のような高Mn材Si-Alキルド鋼電縫溶接部では、脱炭反応はほとんど無視できるほど小さいものと推定される。

それにもかかわらず、シームアニール後に溶接ボンド部のフェライト結晶粒度、フェライト面積

が増加する理由は次のように考えられる。すなわち、Mnは $\gamma$ 域をひろげるのに対しSiは $\gamma$ 域を狭くする元素であり、ボンド部でのMn, Siの減少によって以後のポストアニールにおいて、Mnの減少は $A_3$ 変態点を上げフェライト析出を促進するのに対し、Siの減少は逆に $A_3$ 変態点を下げフェライト析出を遅くし、それぞれ逆の作用をする。

ここで、Mn, Siの成分変化によるCCT曲線のフェライトノーズの移動に関する定量的なデータは明らかでないが、鋼の化学成分から $A_{c3}$ 変態点を計算する実験式<sup>19)</sup>によれば、ボンド部ではMn減少の影響が大きいためフェライト析出、成長が促進され、一見脱炭層のような形態を示したものと考えられる。

## 5. 結 言

高Mn材中径電縫鋼管(Mn=1.45%, 508 $\phi$ ×9.5mm)のペネトレーター発生に及ぼす造管条件(速度, 入熱), Mn/Si(Si=0.17~0.41%)の影響および従来から得られているペネトレーター組成とMn/Siの関係について調査, 検討し次のことが明らかになった。

(1) ペネトレーターは、ヒート係数が大きいほど増大し、素材コイルのMn/Siが7~9より小さいほど増大する。

(2) ペネトレーター介在物は $\text{Al}_2\text{O}_3$  4~8%を含むFeO-MnO-SiO<sub>2</sub>系酸化物であり、素材コイルのMn/Siが大きくなるほどSiO<sub>2</sub>が減少し、MnO, FeOが増大する。

(3) ペネトレーター生成反応( $\text{FeO} + \text{Mn} = \text{Fe} + \text{MnO}$ ,  $2\text{FeO} + \text{Si} = 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$ )を熱力学的に検討したところ、高Mn材ではきわめて短時間に準平衡状態に到達し、Mn/Siに依存したペネトレーター組成を有する。

(4) 溶接ボンド部でのCの減少はほとんどないが、Mn, Siの減少が著しく、その程度はヒート係数が大きいほど大きくなっている。

## 参 考 文 献

- 1) 中村, 広瀬ら: 鉄と鋼, 53 (1967) 10, S367

- 2) 芳賀, 佐藤, 青木ら: 鉄と鋼, 63 (1977) 4, S370
- 3) 伊藤, 星野ら: 鉄と鋼, 57 (1971) 11, S428
- 4) 的場, 郡可ら: 鉄と鋼, 45 (1959) 12, 1328
- 5) S. Ramachandran: Trans. Met. Soc. AIME, 227 (1963), 560
- 6) 小島, 佐野: 鉄と鋼, 51 (1965) 6, 1122; 53 (1967) 8, 997
- 7) 藤田, 丸橋: 鉄と鋼, 56 (1970) 7, 830
- 8) H. B. Bell: JISI, 201 (1963) 2, 116
- 9) A. M. Samarin: 鋼の脱酸の物理化学的原理, (1964), [日本鉄鋼協会]
- 10) 向井, 坂尾, 佐野: 日本金属学会誌, 32 (1968) 11, 1155
- 11) F. Körber and W. Oelsen: Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. f. Eisenforschung, 15 (1933), 271
- 12) 関口: 溶接用鋼線材についての新提案, (1952), [日本溶接学会]
- 13) 松田: 金属材料技術研究所研究報告, 10 (1967) 4, 335
- 14) J. C. Borland: British Welding Journal, 8 (1961) 11, 526
- 15) 松田: 溶接学会誌, 43 (1974) 1, 90
- 16) 益本, 今井: 溶接学会誌, 39 (1970) 6, 565
- 17) 渡辺, 松坂: 溶接学会全国大会講演概要 第12集, (1973), 54; 渡辺, 小倉ら: 溶接学会全国大会講演概要 第13集, (1973), 458
- 18) 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼便覧, (1971), 52, [丸善]
- 19) 三好, 邦武ら: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, 2006