心線中にマンガン及び珪素を特に含有せしめた 鋼用熔接棒の研究 (第3報)

鋼用電弧熔接棒心線中に含まれたマンガン及び珪素の効果について

(昭和24年5月, 熔接学会東海支部講演会にて発表)

関口 春次郎* 森本 泉** 益本 功***

Research on Steel-Welding-Rods Containing Manganese and Silicon in the Core.

On Useful Effects of Manganese and Silicon Contained in the Core Rod of Arc-Welding Electrode for Steel.

by Haruiriō Sekiguchi,* Izumi Morimoto,** Isao Masumoto.***

Abstract

In this report, we manufactured many steel core rods having various manganese, and silicon contents on trial in industrial scale and using them, prepared the arc-welding electrodes whose coating contains no deoxidizers and a small quantity of reducing-gas-producing material. Then, observing the rule of JES 9001—"Arc welding coated electrodes for general steel constructions", we investigated the properties of the above mentioned electrodes in use and measured the properties of weld steel deposited with them. And the following results were obtained.

1) In use of the steel core rods containing somewhat much quantities of manganese and silicon, the apparent specific gravities, impact values and elongations of the all weld steels are more excellent than those of the all weld steels deposited with the usual steel core rods whose contents of manganese and silicon are lower. However, the composition-point showing contents of manganese and silicon must exist in the field II—The deoxidation product in this field is the FeO-MnO-SiO_2 liquid solution which is unsaturated with silica and has good fluidity.— of the diagram of deoxidation with manganese and silicon (Fig.1). But, if the manganese and silicon contents are too high, there is a tendency for the above mentioned properties of the all weld steels deposited with them to become lower.

2) The higher the manganese and silicon contents of steel core rods are, the larger the ultimate strengths and hardness of the all weld steels deposited with them become.

3) In use of the steel core and having high silicon contents, there is a tendency for the one layer fillet weld of T-joint to contain portions having the so-called striated structures and minute cracks. However, if silicon contents of the core rods are lower than 0.3%, such a tendency of the fillet weld is not observed.

In such a way, it has been made clear that the steel core rods containing suitable large quantities of manganese and silicon are effective for arc-welding of steel.

緒 言

本研究第1報¹⁾においては鋼の Mn 及び Si による共同脱酸の理論を整理し、熔融鐵の Mn 及び Si 含量と脱酸生成物の形態との関係を論じ、熔融鐵が平衡する場合の $[\text{Mn}]-[\text{Si}]-[\text{O}]$ 濃度関係、すなわち $[\text{Mn}]$ を横座標とし、 $[\text{Si}]$ を縦座標とする等酸素濃度線を計算し図示した。そして清淨にして優秀なる機械的性質を有する熔着鋼を得るための、熔接

棒鋼の Mn 及び Si 含量について、大略の推定を行

* 正員, 名古屋大学工学部, Member, Professor of the Faculty of Engineering, Nagoya University.

** 正員, 名古屋大学工学部, Member Assistant of the Faculty of Engineering, Nagoya University.

*** 正員, 名古屋大学工学部, Member, Student of the Post Graduate Course of the Faculty of Engineering, Nagoya University.

① 関口春次郎 熔接学会誌, 19 (1950), 40

第 1 表 本報の研究に使用せる鋼心線の化学成分

心 線 記 号	心 線 の 化 学 成 分 %								備 考
	Mn	Si	C	P	S	Cu	Ni	Cr	
A	0.27	0.05	0.04	0.016	0.017	0.16	—	—	八幡製鐵所に依 頼試作す
B	1.26	0.65	0.13	0.024	0.016	0.16	—	—	
D	0.93	0.78	0.13	0.030	0.020	0.26	0.06	0.21*	大同製鋼株式会 社に依頼し、試 作す。
M	1.21	0.30	0.15	0.044 *	0.018	0.40*	0.23	0.19	
R	1.32	0.16	0.10	0.026	0.027	0.28	0.29	0.15	
N	1.36	0.36	0.15	0.023	0.019	0.31*	0.48*	0.08	
O	1.40	0.35	0.10	0.025	0.024	0.36*	0.33*	0.16	
P	1.44	0.41	0.18*	0.016	0.023	0.36*	0.08	0.07	
G	1.64	0.09	0.15	0.029	0.023	0.33*	0.18	0.19	
S	1.49	0.56	0.13	0.032	0.019	0.31*	0.48*	0.08	
T	1.64	0.66	0.15	0.025	0.024	0.27	0.38*	0.29*	

備考 $<0.15\%C$ $<0.035\%P$ $<0.035\%S$ $<0.3\%Cu$ $<0.3\%Ni$ $<0.2\%Cr$ を希望したのであつたが、表中

* 記号を附せる値は之を超過している、

つた。

次いで第 2 報においては、Mn 及び Si 含量を異にする多くの鋼心線を実験室的に試作し、これに種々の組成の被覆を施して電弧熔着試験を行い、ビードの外観を論じ、さらに CaF_2 を含まぬ 2 種の被覆剤を多数の鋼心線に塗布して熔接棒を作り、これらを用いて V 型衝合下向熔接を行い、V 型熔着鋼の諸性質を調べた。そして脱酸生成物として不飽和珪酸塩溶液を生ずるとき熔融鐵であり、しかも Mn 及び Si 含量が適当に高い熔着鋼を生ずるような熔接棒鋼は優秀であることを認めた。

本報においては、第 1 報の着想及び第 2 報の予備実験に基き、まず製鋼現場における工業的規模における鋼線材試作を、下記両工場に依頼した。そして多大の協力を得た次第である。

日本製鐵株式会社 八幡製鐵所

大同製鋼株式会社 星崎工場

そして入手せる線材を、さらに必要に應じ著者らの実験室において、常溫引拔及び直線切断を爲した後被覆剤を施して熔接棒を作つた。次に日本基本規格、基本 9001 号による電弧熔接棒の諸試験及びその他の実験を行つた。そして鋼心線としては、Mn 含量が適当に高く、Si 含量は約 0.3% 以下でしかも故意に Si を含ませたものが、軟鋼電弧熔接用として優秀であるとの結論に達した。

Ⅱ 鋼心線の試作

著者らの一人関口は、第 1 報に述べた着想をもつて第 2 報の予備実験を推進中その傾向に基き、Mn 及び Si 含有鋼心線の有望なことにつき、断片的に口頭をもつて述べたことがあつた。これに対しまして日本製鐵株式会社は関心を持たれ、遂に工業的試作に協力せられた。第 1 表の心線記号 A 及び B は、同社の試作にかゝるものである。前者は従来の鋼心線の化学成分を狙つたものであり、いずれの元素も成るべく少いことを望んだのであつて、Mn 及び Si 含量は臨時日本標準規格第 40 号甲心線のそれに近い。しかるに B は Mn 含量高く Si 含量も高い。Si 含量がこれより低いものを試験に供したいと考え、同社に交渉した結果、1.07% Mn, 0.20% Si, 0.28% C の鋼線材を試作することができた。しかしこれは含炭量が高過ぎて所期の研究資材とならなかつた。

その後大同製鋼会社の協力を得て、鋼心線試作を続けることができた。第 1 表の D 乃至 T は同社で試作したものである。

1) 鋼心線 A 及び B の試作

八幡製鐵所特殊鋼部において、エル式塩基性 3 種電弧炉を使用し、A 及び B の両鋼種を製鋼し、上注法によりそれぞれ一本の鋼塊とした。B 鋼は鎮靜鋼であり、造塊は順調に運んだが、A 鋼は不鎮靜鋼として予定したので上注法で造鋼することは困難であつた。しかし B 鋼となるべく同様の方法を進めたい

② 関口春次郎、安藤精一、中村廣一：熔接学会誌，19（1950）

考で、故意にかかる方法を強行して戴いたのであつて、注入後ガス発生のため熔鋼が膨れ上り、困難な状況であつた。そこで止むを得ず、少量の Al を投入して、辛じて造塊を完了したのである。両鋼塊の分析結果は第 1 表に示す通りである。次に両鋼塊は分塊工場に送られ 1200°C 以上に熱せられ、重量 86kg 程度の多数の鋼片となり、次いで線材工場に送られ約 1000°C 以上から圧延されて、直径 5.5mm の線材となつた。次に両種線材は鋼線工場に送られ、A 線材は 107m/mm の速度で、次の段階で引抜かれた。

直径 5.5mm → 4.7mm → 4.0mm

そして引抜材の直径は、一卷の最初の部分と最後の部分とで、0.02mm 程度の差を示した。

次に B 線材を同速度で引抜くと、最初の部分と最後の部分とで、0.25mm も相異なるに至るので、引抜速度を 28.3m/mm に減じ、上記の段程で引抜いた。すなわち B 鋼は A 鋼に比較して、製鋼、造塊及び熱間圧延工程においては、作業上困難ではなく寧ろ容易であつた。しかし線材引抜作業においては、B 鋼は A 鋼に比し加工硬化により硬度大となり、引抜速度を小とせざるを得なかつた。

ii) D 乃至 T 心線の試作

大同製鋼株式会社星崎工場では、塩基性 10 瓩電弧炉を用いて製鋼し、下注法により 170 瓩鋼塊を作り、分塊圧延及び線材圧延を行つた。第 1 表にはこれら線材の化学分析成分を示した。含炭量を 0.15% 以下とし、また P, S, Cu, Ni 及び Cr 含量を努めて低くするよう希望したのであつたが、同社の使用する屑鐵の関係上、第 1 表に示すとき高い値のものとなつた。直径 6mm 線材を、著者らの実験室に持ち込み、まず 900°C に 30 分間焼鈍せる後、次の段程で常溫引拔を行い、直径 4mm の心線とした。

直径約 6.00mm → 5.5 → 5.0 → 4.5 → 4.0mm

iii) 直線切断

既述のごとくして試作せる直径 4mm 鋼心線を、直線切断機にかけ真直ぐにし、長さ 40cm ずつに切断した。

iv) 試作鋼心線の Mn 及び Si 含量に就いて

- (3) これら鋼心線試作の記録整理には、米井滉君（日本製鐵株式会社より名古屋大学関口研究室に派遣されていた研究生）が八幡製鐵に出張し熱心に従事した。

鋼心線の試作に当つては、第 1 報の着想及び第 2 報の予備試験結果に基き、その Mn 含量を横座標にとり、Si 含量を縦座標にとつて示す場合の組成点が、第 1 図の界域 II 内に在るようにしたい意図をも

第 1 図 本報の研究に使用せる鋼心線の Mn 含量と Si 含量との関係（●点の位置は鋼心線の Mn 及び Si 含量を示す）

備考：G' F' は界域 I と II の境界線、Q' D' は界域 II と III の境界線、点線は等酸素濃度線を示す。G' F' 及び点線は 1510°C に於いて熔融鐵が平衡せる場合に就き著者が計算せる結果であり、之等に対しては縦座標は熔融鐵の [Si] 濃度、横座標は [Mn] 濃度を示す。詳細は第 1 報を参照されたい。

て、両工場に依頼したのであつた。しかし製鋼現場においては、初めての組成の鋼であるため、見当をつけ難く、この要求に沿わぬものも試作された。第 1 図中の●点の位置は試作鋼心線の組成を示し、附記せるアルファベットは第 1 表に掲げた心線記号である。

A 心線は Mn 及び Si 含量少く、従来各國において実用されている鋼心線に属する。⁴⁾ B 心線及び D 心線は界域 II 内には存しない。すなわち Si 含量が高い。M, R, N, O, P, S, T 及び G は界域 II 内にある。

第 1 図の界域 II 内の点で表わされる熔融鐵は、凝固点直上即ち約 1510°C* において、脱酸反應により不飽和の珪酸塩溶液を生ずるのであり、その反應が平衡に達したときの、熔融鐵の [Mn] 及び [Si] 濃度

④ 臨時日本標準規格第 40 号に定められた鋼心線の組成範囲に近い。たゞ Si 含量が 0.04% を少しく超過している点が違つている。

* 工業用鐵は種々の不純物を含み、純鐵より低い溫度で凝固すると考え、この溫度を假定した。

と酸素濃度 [O] との関係は、図中の点線で示される。界域Ⅰ内におけるこの関係を示す点線すなわち等酸素濃度線は、[Mn] 軸に平行なる直線で表わされている。図中の曲線 G' F', Q' D' 及び等酸素濃度線を注視する場合には、同図備考に留意し、猶詳細については、第1報のV節及びVI節を参照されたい。

Ⅲ 被覆棒の調製

前節において試作せる第1表の鋼心線は、Aを除く外總て Mn 及び Si を故意に含有せしめて作つたものである。そこで脱酸剤を含まず、電弧を安定にし、ビード外観をよくし、鉍滓の剥脱容易にして、下向のみならず堅向熔接も可能ならしめるような、配合組成の被覆剤を探がし、第2表の組成のものを

第2表 被覆剤配合組成 (重量百分率)

石灰石	イルメイト	珪砂	白石綿	二酸化マンガン	デキストリン
15	30	15	15	15	10

備考：上記配合粉100瓦に対し、粘着剤として30Be'度の水硝子を35cc宛使用する。

採用することとした。被覆剤程度はいずれの成分についても100メッシュ篩下のものとし、固着剤としては水硝子を用いた。そして浸漬手塗法により塗布した後、約50°Cの乾燥室に入れ、乾燥後の被覆量を直径4mm心線の長さ38cmに対し10瓦の割合とした。

Ⅳ 熔接棒の作業性試験及び

ビード外観

前節において調整せる熔接棒を用い、鋼板上にシングルビード及びウィーピング・ビードを置き、また日本基本規格、基本9001号「一般鋼構造用被覆電弧熔接棒」の第8條に定められているT接手の隅肉熔接を行つて、熔接棒の作業性及び得られたビードの外観に就き調べた。その結果を要約記述すると次のごとくである。

一般に電弧は大体において安定で、鉍滓の流動性は良好であり、鉍滓の「カブリ」も完全で、鉍滓の剥脱は極めて容易であつた。また電弧熔接中棒端に生ずる被覆筒の形成長さ約2~3mmで適当であり

運棒操作は容易である。熔接電流120~140Aではアンダーカットやオーバーラップは生じない。

Mn 及び Si を特に含有せしめた鋼心線被覆棒の場合は、熔融速度が比較的大であり、熔込量はやや少いようである。そしてスパッターは幾分多く、大粒の傾向がある。しかしビード外観の波形は極めて均等で、波目が細かく美麗である。またクレーターは凸型となり易い。T型隅肉熔接のビード断面は凸型になり易く、従來の普通心線厚被覆棒の場合のごとく凹型を呈しない。

次に Si 含量著しく高い鋼心線使用の場合には、ビードに往々開口孔が多数発生する傾向にある。第1図にて明らかなごとく、鋼心線D, B及びTは Si 含量が高いのであるが、これら使用の場合には開口孔が現われ勝である。また S, P, O, N 等の心線使用の場合にも、往々開口孔の発生をみた。この傾向は既に第2報⁽²⁾において指摘して置いたところである。そして開口孔を生ずるときは電弧は切れ易く、また鉍滓がその凹の中に入り込むことがある。しかし G, R, M, A のごとく、Si 含量の比較的低い心線を使用する場合には、ビード表面に開口孔を生じない。開口孔の発生傾向と心線組成との関係を示すれば、第2図のごとくである。

また開口孔の発生し易い T, B, D 心線に就いても、ある場合には開口孔多く、ある場合には少い。

第2図 被覆中に瓦斯発生剤を配合せる場合、ビード表面に開口孔の現われる傾向と心線組成との関係

●点の示す組成の心線によるビード表面には開口孔が現われ易い。

△点の示す組成の心線によるビード表面には開口孔が稀に現われる。

○点の示す組成の心線によるビード表面には開口孔は現われない。

そしてガス発生剤たるデキストリンを被覆中に配合しない場合には、開口孔はほとんど発生しなかった。

V T接手一層隅肉熔接部の破面観察

日本基本規格⁵⁾、基本9001号の第8條に従いT接手の隅肉熔接を行い(同條第1図参照)、同第11條に示すごとく鋸打によつて破断して、隅肉のど厚部の破面を肉眼で観察した。すなわち厚さ10.5mm、幅50mm、長さ100mmの軟鋼板(0.3%C)をT型に組合せ、一侧を一層に下向で隅肉熔接し、常温まで冷却した後、ビードの長さの中心線上手鋸で少しく切溝をつけ、鋸をもつて破断し、喉厚部の熔着鋼破面を観察した。運棒速度は約2.6mm/secであつた。各種熔接棒につき3個の熔接試片を作り、破面を丁寧に観察して、線状組織部の多少、さらに着色せる微小割れ跡の多少を検した。そして線状組織部の小面積の和の大体を求め、試片破断面の全面積で除して、その割合を百分率で表わした。また割れ部小面積の和についても、かかる百分率を求めた。第3表にはその結果を掲げた。

第3表 T接手一層隅肉熔接部の破面観察

使用 心線 記号	ビードの内質				
	線状組織 (面積%)			割れ跡 (面積%)	
	多し	少し	無し	有	無し
A	—	—	無し	—	無し
B	多し2.76	—	—	有 0.06	—
D	多し4.68	—	—	有 0.46	—
M	—	少し0.61	—	—	無し
R	—	少し0.45	—	—	無し
N	多し2.37	—	—	有 0.11	—
O	多し3.42	—	—	—	無し
P	多し3.45	—	—	—	無し
G	—	—	無し	—	無し
S	多し1.96	—	—	—	無し
T	—	少し0.13	—	有 0.08	—

VI 全熔着鋼についての諸試験

V型衝合熔接または隅肉熔接ではなく、鋼板上に極めて多層に盛金して得られたいわゆる全熔着金属について、諸試験を行つた。

i) 全熔着鋼のX線透過試験並びに見掛けの比重及びシャルピー衝撃値の測定

日本基本規格、基本9001号「一般鋼構造用被覆電弧熔接棒」の第12條に定められている要領で、シャルピー衝撃試験片を採取するための全熔着鋼試片を3節に記述せる熔接棒を用い、電弧熔着により製作した。すなわち厚さ12mm 長さ65mm 幅50mmの軟鋼板(0.17%C)上に、熔接ビードを板幅の方向に置き、盛金厚さを約16mmとした(基本9001号の第5図参照)。熔接電流は約120A 電弧電圧は約22~26Vであつた。

次に上記の盛金試片より、台板を切削除去して盛金部のみとし、さらに上下両面及び周辺を切削して10×55×45mmの矩形板に仕上げた、それからその上下両面を油砥石で研磨平滑にして、これをX線透過試験片とした。すなわちこの板状試片とベネトラメーターとを並置し、板面に垂直方向にX線を照射した。管球電圧10万ボルト、管球電流4ミリアン

第3図 全熔着鋼のX線透過写真の數例

(數値は見掛けの比重を示す)

写真内の白点は熔着鋼内の氣孔及び非金属介在物の存在を示す(主として氣孔)

No. 5

No. 3

D心線による全熔着鋼
7.7889

T心線による全熔着鋼
7.7855

No. 2

N心線による全熔着鋼
7.8066

No. 1

A心線による全熔着鋼
7.6748

No. 4

G心線による全熔着鋼
7.8279

⑤ 熔接学会誌17 (1938), 27

⑥ 関口春次郎: 日本金属学会誌, 2 (1938), 444, Fig 13 参照。

第4表 熔接棒心線と熔着鋼の諸性質

記 号	所* 属界域	鋼 心 線		見掛けの比重	延 伸 率 %	全 熔 着 鋼 の 諸 質 性			
		含 量 % Mn	Si			シヤルビー 衝撃値 mkg/cm ²	ロックウエル 硬 度 (Bスケール)	抗 張 力 kg/mm ²	
A		0.27	0.05	0.0150~0.0080	7.6748	15.6	9.5	64.9	37.5
M	Ⅱ	1.21	0.30	0.0030~0.0025	7.7896	23.7	13.1	82.5	53.3
R	◇	1.32	0.16		7.8260	23.1	12.5	82.0	53.9
N	◇	1.36	0.36		7.8066	26.6	2.9	85.3	53.6
O	◇	1.40	0.35		7.8001	23.7	11.6	79.8	52.8
P	◇	1.44	0.41		7.8095	27.5	14.6	79.0	52.7
G	◇	1.64	0.09	0.0025~0.00225	7.8279	30.3	14.3	81.7	53.7
S	◇	1.49	0.56	0.00225~0.00200	7.8189	32.2	18.1	78.9	50.9
T	◇	1.64	0.66		7.7855	21.0	15.3	91.3	55.9
B		1.26	0.65		7.8136	21.6	15.9	84.2	54.2
D	I	0.93	0.78	0.0030~0.00225	7.7889	12.4	12.9	75.3	47.7

* 鋼心線の Mn 及び Si 含量に就いての組成点が存在する界域 (第7~11図参照)

** 鋼心線の Mn 及び Si 含量と等しい之等元素含量を有する假想熔融鐵が凝固点直上に於いて含有し得る飽和酸素量

ペアであつた。諸種の熔接棒についてかかる試験を行つた。第3図はその数例である。ただし本誌の紙面の関係上各写真は、上記矩形板試片透過写真の中央部のみを示し、またペネトラメーターの縁部を除いて示した。これらの写真においては、缺陷深さ 0.2mm までのものが検出される。

次に X 線透過撮影を終つた上記の試片中央部より、10×10×55mmの四角棒2個 (基本9001号の第5図に示す位置より) を採取した。そしてこれら角棒試片につき、水浸法により見掛けの比重を測定した。測定法の詳細は既報と同様であつた。そしてその測定結果を挙げれば、第4表のごとくである。

次に上述の四角棒の側面の中央部に幅 2mm 深さ 2mmの溝を附し、シヤルビー衝撃試片とした (基本9001号の第6図参照)。そしてこれらを 20°C の水中に約25分浸漬し、この温度になつた後急ぎ取出して、シヤルビー衝撃試験機の試片台に置き直に衝撃して、所要エネルギーを測定した。第4表にはその結果を示す。

ii) 全熔着鋼の抗張試験

日本基本規格基本9001号の第12條に遵い、全熔着

鋼の抗張試片を作つた。すなわち平行部の直径 10 mm 標点間距離 35mm で、平行部は全く熔着金属のみから成る試片である。かかる試片2個ずつを採取した。そして10連オルセン万能試験機により、抗張試験を行い、延伸率及び抗張力を求めた。一種の鋼心線被覆棒につき、かかる試験を2回繰返へした。すなわち抗張試片4個の平均値を求め、その棒による結果としたのである。第4表にはこれらの測定結果を示す。

iii) 全熔着鋼の硬度測定

第4図に示すごとく、厚さ 12mm 幅 15mm 長さ 55mm なる軟鋼板上に、長さの方向にウィービング・ビード

を4層に置いた。次にビードの最上層表面を、波目が無くなるまで切削し仕上げた。そして図のごとく中央部の5ヶ所

を、ロツクウェル硬度計を用い、Bスケールを採用して、測定し平均した。かかる試験を諸種の鋼心線被覆棒を使用せる場合につき行い、第4表に示す結果を得た。

VII 鋼心線組成とビード及び全 熔着鋼の諸性質との関係

V節及びVI節の諸試験の結果は、第3表及び第4表に總括表示してあるが、次に使用熔接棒の鋼心線の Mn 及び Si 含量と、ビードの外観及び内質または全熔着鋼の諸性質との関係を図示し、それらを概観しよう。

まず第1図と同様に、使用熔接棒の鋼心線の Mn 含量を横座標にとり、Si 含量を縦座標にとつて、それぞれの鋼心線の組成を示す点を図示し、各点にはそれぞれの鋼心線記号を附すこととした。そしてさらに熔着ビードまたは全熔着鋼の諸性質を示す符号をもつて各点を表わすか、あるいは附記せる数値によつてこれらを表わすこととした。第5～11図はかくして得られた説明図である。

i) T型隅肉熔着鋼破面の線状組織

第3表に掲げた線状組織に関する記録を、鋼心線の Mn 及び Si 含量と関係せしめ図示すると、第5図が得られる。図中の●点はこの組成の心線によるT型隅肉熔着鋼破面に線状組織が稍多いことを示し、△点はこの組織が少いこと、また○点はこの組織が認められないことを示している。そして各点に

第5図 鋼心線の Mn 及び Si 含量とT型
隅肉熔着鋼の線状組織との関係

●点の示す組成の鋼心線による熔着鋼には、線状組織が多い
△点 同上 少い
○点 同上 無い

附記せる数字は、破断面全面積に対するこれら線状組織を示す小面積の和の割合を百分率で示したものである。第5図を見れば、鋼心線の Si 含量が高い場合には、破面に線状組織を示す割合がやや高いことを示す。そして界域 I 内にある D 心線による、ビードには、線状組織が多く約5%にも及んでいる。もつともこれら線状組織は、その全部が一ヶ所に集つて生じていることは少く、全破断面にわたつて点々と小面積となり散在している場合が多い。また一般にはこの程度の小面積の線状組織は通常見逃がされているのではないと思われる。この線状組織が都合悪く集つて廣い面積は現われるような場合には、機械的性質に及ぼす害は大であらう、しかし Si 全量低き M 及び R 心線の場合は、この傾向が少く Si 含量さらに少い G 及び A 心線を使用する場合には、熔着部に線状組織は現われない、すなわち鋼心線の Si 含量が0.3%以下の場合には、線状組織に対する心配は少い。

ii) T型隅肉熔着鋼破面の着色割れ 跡について

第3表に掲げた着色割れ跡に関する記録を鋼心線の Mn 及び Si 含量と関係せしめ図示すると、第6図が得られる。図中の●点は、破断面に現われている線状組織内に往々酸化着色せる部分、すなわち鋸をもつてT接手を破壊する前に既に割れていたと思われる部分が認められたことを示す、そして附記せる数字は、破断面全面積に対するこの割れ跡小面積

第6図 鋼心線の Mn 及び Si 含量とT型
隅肉熔着鋼内割れとの関係

●点の示す組成の鋼心線による熔着鋼内には割れが認められた。
○点同上、無かつた。

の和の割合を百分率で示したものである。

第6図を概観すると、Si含量高い鋼心線を用いる場合、T型一層熔接に際し、往々微小割れの起る傾向を示し、特にD心線使用の場合には、やや著しく0.47%にも及んでいること、そしてSi含量約0.3%以下の鋼心線使用の場合には、この傾向は認められなかつたことを明らかにしている。またMn及びSi含量大なる鋼心線使用の場合には、亜粒状組織ともいふべき條をひき衝き立つたような組織が見られた。

iii) 全熔着鋼の緻密性について

第4表に掲げた全熔着鋼の見掛の比重に使用せる鋼心線のMn及びSi含量との関係を図示すると、第7図が得られる。附記せる数値は、その組成点で示される鋼心線を用いて得られた熔着鋼の見掛の比

第7図 鋼心線のMn及びSi含量と全熔着鋼の見掛の比重との関係

●点に附記せる数字は、其点の示す組成の鋼心線による全熔着鋼の見掛の比重を示す。

重を表わしている。この図によると、A心線による熔着鋼の見掛の比重は小さく、MnまたはSi含量高い鋼心線による熔着鋼のそれは大であることが解る。図中の点線は、縦座標に1510°Cなる熔融鐵の[Si]濃度を取り、横座標に[Mn]濃度を取り、飽和酸素含量をそれぞれ一定とした場合の等酸素濃度線である。鋼心線は電弧熔接に際し熔融し、大氣中の酸素（または被覆より生ぜる氩滓中の酸素）によつて酸化せられ、Mn及びSiは減耗するであろう。そして例えばMなる心線はM'のごとく組成を變するであろうが、そこで熔融鐵のMn, Si及びOが平衡に達したとすると、この場合の酸素含量すなわち飽和酸素含量はM'点を通過する等酸素濃度線に

よつて表わされるはずである。そこでM→M'のごとき化学組成の變化は当然起るが、鋼心線のMn及びSi含量が高ければ、同一熔接條件の下では、熔着鋼のMn及びSi含量も比較的高く、従つて飽和酸素含量は第7図点線の示すごとく低い傾向にあることが想像できる。すなわち鋼心線のMn及びSi含量が高く、熔融鐵の平衡酸素含量が低いと思われる場合ほど、大体において熔着鋼の見掛の比重は大である。すなわちA心線の場合に比し、M, N, O, P等の場合に見掛の比重値は大であり、S, G等の場合にはさらに高い、もつとも界域I内にある心線Dによる場合は、同一の等酸素濃度線近傍に位置するN, O, P心線による場合に比し低い。これは熔融鐵の冷却及び凝固の過程において、固態の無水珪酸を晶出することと関係ありそうに思える。またT心線による場合は、熔着鋼の見掛の比重大ではない。これらの傾向はまた第IV節に記述せるごとく、Si含量高い心線を使用する場合の、ビード表面に現われ易い開口孔または氣孔の存在と、関係あるようにも思える。とにかく鋼心線のMn及びSi含量の相異により、熔着鋼の見掛の比重が異なるのであつて、この傾向は第3図のX線透過写真によつても理解できる。

IV) 全熔着鋼のシャルピー衝撃値

第4表に掲げた全熔着鋼の衝撃値と、使用せる鋼心線のMn及びSi含量との関係を図示すると、第8図が得られる。A心線による熔着鋼のシャルピー衝撃値に較べ、Mn又はSi含量高き鋼心線による

第8図 鋼心線のMn及びSi含量と全熔着鋼のシャルピー衝撃値との関係

●点に附記せる数字は、其点の示す組成の鋼心線による全熔着鋼のシャルピー衝撃値を示す。

結果が、大であることは明瞭である。

D心線による全熔着鋼衝撃試片の破断面を検せるに、幸にして線状組織は現われていなかった。後に述べるD心線による抗張試片については、この線状組織が存したために、延伸率が小であつたのであるが、この衝撃試片には現われなかつたため、衝撃値は低くななかつたものと考えられる。

V) 全熔着鋼の延伸率

第4表に示す全熔着鋼の延伸率と、使用せる鋼心線の Mn 及び Si 含量との関係を図示すれば、第9図が得られる。A心線による熔着鋼の延伸率に比し

第9図 鋼心線の Mn 及び Si 含量と全熔着鋼の延伸率との関係

●点に附記せる数字は、其点の示す組成の鋼心線による全熔着鋼の延伸率を示す。

Mn または Si 含量高き鋼心線による結果は、優秀である。しかし界域 I 内に組成点を有する鋼心線 D による結果は著しく低く、また Si 含量高き B 及び T 心線による熔着鋼の延伸率も低い。D による結果は、熔融鐵より生ずる脱酸生成物が固態の SiO_2 であることが有害作用を及ぼすのであろう。また D, B 及び T による結果が低いのは、IV 節に述べたごとく、Si 含量高い鋼心線による場合は、ビードに開口孔が生じ易いこと、また本節 (i) 及び (ii) において述べたごとく、Si 含量高い鋼心線を使用すると、ビードに線状組織が現われ易く、さらに微小割れが発生し易いことと、関係ありそうである。D 心線による全熔着鋼抗張試片の破断面の約9.3%は、線状組織を呈していた。

VI) 全熔着鋼の抗張力及び硬度

第4表に示す全熔着鋼の抗張力を、使用鋼心線の Mn 及び Si 含量を示す組成点に附記すれば、第10図が得られる。また全熔着鋼のロックウェル硬度 B

第10図 鋼心線の Mn 及び Si 含量と全熔着鋼の抗張力との関係

●点に附記せる数字は、其点の示す組成の鋼心線による全熔着鋼の抗張力を示す。

第11図 鋼心線の Mn 及び Si 含量と全熔着鋼のロックウェル硬度(Bスケール)との関係

●点に附記せる数字は其点の示す組成の鋼心線による熔着ビードの硬度を示す

スケールと、鋼心線の組成との関係を図示すれば、第11図が得られる。

これらの図によれば、A心線による全熔着鋼の抗張力 37.5kg/mm^2 及び硬度 64.9 は低い、Mn 及び Si を多く含む鋼心線による全熔着鋼の抗張力及び硬度は高い。そして Mn も Si もともに高い T 心線による全熔着鋼の抗張力は、 55.9kg/mm^2 硬度は 91.3 に達している。

VII 「界域 II 内に組成点を有する鋼心線の Mn 及び Si 含量と等しいこれら元素含量を有する假想熔融鐵が凝固點直上において含有し得る飽和酸素量」と「その鋼心線の被覆棒によつて得られた熔着鋼の諸性質」との関係

鋼心線の Mn 及び Si 含量と全熔着鋼の機械的諸性質との関係は、前節に掲げた第 7～11 図によつて窺知し得る。すなわち鋼心線の Mn 及び Si 含量を示す組成点がこれらの図中に占める位置換言すれば、いずれの界域に存するか、またいずれの点線すなわち等酸素濃度線に近く位置しているかによつて、熔着鋼の諸性質が大体において定まつているようにみえる。特に界域 II 内に在る心線組成点の、等酸素濃度線に対する関係位置と、その心線によつて得られる性質特に見掛の比重、延伸率及び衝撃値との関係は簡明であり、第 7～9 図によつて理解し得る。しかし次のごとく図をかき換えれば、Mn 及び Si による脱酸素作用が熔着鋼の諸性質に極めて顯著なる影響を與えるものであることが解る。

鋼心線の熔着に際しては大気中の酸素により、熔融鐵中の Mn 及び Si は酸化減耗しこれら含量は小

第 12 図 鋼心線に対する假想熔融鐵の飽和酸素量とそれに対応する実際の熔着鋼の諸性質との関係 (其一)

鋼心線の Mn 及び Si 含量と等しい之を元素含量と有する假想熔融鐵が凝固直前に於いて含有し得る飽和酸素量 %
(鋼心線の Mn 及び Si 含量の増加 →)

となるのであるが今假に鋼心線の Mn 及び Si 含量と等しいこれら元素含量を有する熔融鐵を想像し、さらに凝固直前において酸素が飽和していると假定するならば、その飽和酸素量は如何であろうか、これは第 7～9 図の各々に示してある点線すなわち等酸素濃度線に対する心線組成点の位置によつて直に見積り得るはずである。かかる見積りを各心線につき行えば、第 4 表の「假想熔融鐵の飽和酸素量」欄に示せる数値が得られる。そして各心線に対する假想熔融鐵の飽和酸素量を横軸にとり、またそれぞれの心線に被覆せる熔接棒を用いて得られた熔着鋼の見掛の比重延伸率及びシャルピー衝撃値をそれぞれ縦軸にとり示せば第 12 図のごとくなる。同図において横軸の飽和酸素量は右方ほど少くなつてゐる。そしてこれに対応する Mn 及び Si 含量は右方ほど多い。心線 A と心線 A, R 等との中間に、実験に供せる心線組成点が無いため、その近傍を点線で結んで示した。すなわちやや大膽の嫌いはあるが、熔着鋼の見掛の比重、延伸率及びシャルピー衝撃値と、心線の Mn 及び Si 含量と等しいこれら元素含量を有する假想熔融鐵が凝固直前において含有し得る飽和酸素量すなわち熔融鐵中において Mn 及び Si と平衡する酸素の濃度との関係は明らかであり、後者の減少につれ前者の諸性質が大となることが解る。ただ T 心線による結果は上述の傾向からやや著しく偏している。これは前節において述べたごとく、ビードに開口孔が生じ易いことと関係があり、また熔着鋼中に線状組織及び微小割れが発生する可能性あること、換言すれば心線の Mn 及び Si 含量の増大につれ熔着鋼が硬く脆くなる傾向と関係あるように考えられる。

なお Mn 及び Si 含量を異にする各心線に対する假想熔融鐵の飽和酸素量とそれに対応する熔着鋼の硬度及び抗張力との関係は如何であろうか。第 4 表の数値に基き図示すれば、第 13 図が得られる。これによると熔着鋼の硬度は、飽和酸素量の低下すなわち心線の Mn 及び Si 含量の増加につれ、増大することが窺知できる。熔着鋼の抗張力についても同様の傾向があるようである。もつともこれらの関係はそれぞれ図示曲線の中央部に実験点が無いため信頼性が少いのであるが、心線の Mn 及び Si 含量の増加従つて熔着鋼の之等含量の増加によるその強さの増大は、理論的にも容易に思考し得るところであ

第13図 鋼心線に対する仮想熔融鐵の飽和酸素量とそれに対応する実際の熔着鋼の諸性質との関係 (其二)

鋼心線のMn及びSi含量と等しい等元素含量を有する仮想熔融鐵が凝固直前に於いて含有し得る飽和酸素量 %
(鋼心線のMn及びSi含量の増加 →)

る。

第1, 2及び5~11図に示せる組成点は、鋼心線のMn及びSi含量を示しているのであるが、熔接に際しては大気中の酸素の影響を受けるからMn及びSiは減耗する。そこで得られる熔着鋼の凝固直前におけるMn及びSi含量は、使用心線のそれらに比し低いことはいうまでもない。例えば第7図においてM→M'の矢印で示したごとく、心線Mは熔着に際しその組成を変じ、凝固直前M'のごとくなるものと考えられる。他のいずれの心線についてもややかかる変化を受け異なる組成の熔着鋼となるであろう。従つて熔接に際して実際に得られる熔着鋼について、その凝固直前に考え得る飽和酸素量は、前記の仮想熔融鐵のそれより大であるはずである。すなわち第12及び13図において、横軸に仮想熔融鐵の飽和酸素量をとらず、実際の熔着鋼が凝固直前において含み得る飽和酸素量をとつて図示するとすれ

ば、図中の各点はいずれも左方に位置するはずである。例えば第12図の延伸率曲線は、A, N, Sではなく、A' N' S'のごとく左方に位置するものと考えられる。

IX. 實驗結果の總括及び考察

本報において得た實驗結果を總括すると次のごとくである。

1) 鋼心線のSi含量が高い場合にはビード表面に開口せる小孔が現われ易い傾向にある。しかしSi含量約0.3%以下の心線についてはかかる傾向は存しない。

2) 鋼心線のSi含量が高い場合には、それによつて得られるT型隅内熔着部には、線状組織が生じ易く、往々微小割れが起る傾向にある。しかしSi含量約0.3%以下の鋼心線を使用する場合には、線状組織は極めて少く微小割れは起らない。

3) 全熔着鋼につき測定せる見掛の比重の値及びX線透過試験結果によれば、心線組成が界域Ⅰ内にある場合は、緻密性が低い。全熔着鋼の延伸率及び抗張力についても、心線組成が界域Ⅰ内にある場合には低い。ただし全熔着鋼の衝撃値については、かかる傾向は明瞭ではなかつた。

4) 鋼心線のMn及びSi含量を示す組成点が、界域Ⅱ内にあり、しかも右上部に移るにつれ、すなわち心線のMn及びSi含量が高くなるにつれ、全熔着鋼の見掛の比重、シャルビー衝撃値及び延伸率は大となる。第7, 8, 9及び12図はこれを明示している。しかし心線のMn及びSi含量が著しく高くなると、全熔着鋼のこれら性質はかえつて低下する徴候がある。例えば第7, 8, 9及び12図におけるT心線による熔着鋼はこの傾向を示している。

5) 鋼心線のMn及びSi含量を示す組成点が、界域Ⅱ内に在り、しかも右上部に移るにつれ、全熔着鋼の抗張力及び硬度は大となる。第10, 11及び13図はこの傾向を示している。

次に上述の事実を総合し、考察することとしよう。

鋼心線のMn及びSi含量が大なるほど、熔着せる熔融鋼のこれら含量は高く、従つて第7~11図に示せる等酸素濃度線によつて推定し得る酸素濃度は低い。換言すればFeO濃度は低い。

さて $\text{FeO} + \text{C} \rightarrow \text{CO} + \text{Fe}$ なる反應によるCO

ガスの圧力は次式で表わされる。⁹⁾

$$P_{CO} = K [FeO] [\Sigma C]$$

ここで P_{CO} は CO ガス圧, $[FeO]$ 及び $[\Sigma C]$ は熔融鉄中のそれぞれの濃度, K は恒数である。従つて $[\Sigma C]$ がやや一定なる場合には, $[\Sigma FeO]$ 濃度が小であれば, P_{CO} は小であり, これが一気圧以下の場合には, 気泡は生じない。すなわち $[FeO]$ が小ならば, P_{CO} は小で熔着鋼の気孔は少く, X線透過写真に白点は少く, 見掛の比重は大であることが解る。

また鋼中の酸素含量の減少が, 鋼の衝撃値を増大することは炭素鋼について知られている。⁹⁾ 従つて熔着鋼についても, かかる傾向あることは当然である。すなわち前記4)の前半の事実は当然のことである。

そして第1報の着想の主なる点は, 上述の事実を予想して出発したのであつた。

次に鋼心線従つて熔着鋼の Mn 及び Si 含量の増大が熔着鋼を硬く強く脆くする傾向にあることは, これら元素の合金作用を考えれば, 容易に予想し得るところであつた。従つて前記の5)の事実あるは当然である。なお前記の4)の後半の事実すなわちT心線による場合延伸率や衝撃値の低下することは上述の脆化傾向と関連しているように思われる。

また鋼心線の Mn 及び Si 含量を示す組成点が, 界域I内にある場合は, 電弧熔着によつて生ぜる熔融鋼は, 侵入せる酸素によつて含有珪素を酸化せられ, 固態の無水珪酸を生ずる。そしてこれは凝集し難いため浮揚分離し難く, 凝固鋼中に分散し介在し易い。またこれが熔融鋼内に懸垂中これに気泡が附着し, 気泡の浮揚を妨げ, 凝固鋼中に気孔を生じ易いであろう。そこで酸化介在物及び気孔の存在は, 熔着鋼の緻密性を低下し(見掛の比重低下, X線写真における白点の増加), また延伸率及び抗張力を低下することが考えられる。従つて前述3)の事実あるは当然である, かかる固態 SiO_2 は, また熔着鋼

の衝撃値に対しても良い影響を與えないであろう。

次に上述の2の事実, すなわち鋼心線中の Si 含量が高い場合に, T型一層隅肉熔着鋼内に線状組織及び微小割れが起り易い事実の原因が, 何であるかは明らかでない。しかし Si 含量高い熔融鋼と平衡する熔融鉄は, SiO_2 に富みほとんど飽和に近いことは既に Koerder 及び Oelsen が報告し, また第1報において説明したところである。そしてこの SiO_2 が多く飽和に近い鉄は, SiO_2 の少い鉄に比し, 流動性が悪いことは, 第14図における中央のB界域とその下のA界域の流動性を比較することに

第14図 FeO-MnO- SiO_2 鉄の約 1550°C に於ける相対的流動性

よつて明らかとなる。従つて一層ビードを置く場合のごとく急冷されるときには, かかる流動性の悪い鉄は, 浮揚分離し難く, 遂に柱状晶の間に挟まれ, 凝固鋼の結晶粒界に残

存し易いであろう。そしてこれが線状組織を発達せしめ, また粒界破壊による微小割れを出現させるのではなかろうかとも考えられる。もつともこれが確認には今後一層の研究を要する次第である。¹⁰⁾

なお上述(1)の事実, すなわち鋼心線中の Si 含量が高い場合にビード表面に開口孔が生じ易い事実は, 被覆中にデキストリンが多い場合に助長されるのであるが, これはいずれに基因するのであろう

⑨ H. Schenck 著: Physikalische Chemie der Eisenhuettenprozesse (1932) 151

⑩ C. H. Hertzy 著: The Physical Chemistry of Steel Making (1934), Effect of deoxidation on the impact strength of carbon steel at low temperatures, 39

⑪ H. Schenck 著: Physikalische Chemie der Eisenhuettenprozesse, Bd. 1, 243, Abb. 130.

⑫ 中根金作及び安藤清一 [熔接学会誌 17 (1948), 243] 阿氏は『線状組織生成の一因は界域Iにおける固態 SiO_2 の晶出であり, これが熔着鋼内に介在し, この組織を呈する』と考へられた。本報の研究においても, D心線の場合のごとく界域I内にあるものを使用すれば, 線状組織が多く現われるのであつて, 阿氏の見解はもつともである。しかし界域II内に組成点を有する心線についても, Si 含量比較的高い場合は, 線状組織が現われる傾向があるので, 著者らは本文のごとく想像し説明した次第である。しかし心線, 被覆剤及び熔着鋼の組成につきさらに精細に検討せれば確言し得ない。

第5表「日本金属規格金属3523」の第4條による鋼心線化学成分(%)

種 別	Mn	Si	C	P	S	Cu	Ni	Cr
1 種	0.30~0.60	0.04以下	0.10以下	0.030以下	0.030以下	0.30以下	0.30以下	0.20以下
2 〃	〃	〃	0.10~0.15	〃	〃	〃	〃	〃
3 〃	0.80~1.20	0.15~0.35	0.15以下	0.035以下	0.035以下	〃	〃	〃
4 〃	1.20~1.50	0.30~0.50	〃	〃	〃	〃	〃	〃

か。これについても明確な考察は爲し難い。しかし前述のごとく熔融鐵中に Si が多ければ、脱酸生成物の流動性が悪く、熔融鐵中に懸垂し、あるいは樹狀晶または柱狀晶間に挟まれて残存し易く、これに CO ガスの¹²⁾ごときが附着して、徐々に連続逸出しつゝある間に、周囲より凝固が進み、遂に開口孔を生ずるのではなからうとも考えられるが、これを確認し得る根拠が見出されているわけではない。そこで開口孔生成の機構については、今後の研究が要望される次第である。

なお前記(4)の後半の事実、すなわち T 心線による熔着鋼の見掛けの比重、延伸率及び衝撃値の低下は先に述べた合金元素による鋼の脆化の外に、開口孔及び線状組織の生成にもよるものと思われる。すなわち T 心線による熔着鋼のこれら性質の低下は事実 1), 2) 及び 5) の当然の帰結であろう。

さきに定められた日本金属規格、金属3523『被覆電弧熔接棒心線』の、第4條による鋼心線^{13) 14)}の化学成分を掲げれば、第5表に示す通りであるが、本研究の成果によれば、鋼材の一般電弧熔接(一層熔接の場合を含む)に適用する熔接棒鋼心線としては、同表の3種及び4種より珪素含量低いものが安全である。¹⁵⁾もつとも多層熔接電弧熔接またはガス熔接ある

いはユニオンメルトにおいては、事情必ずしも上述せるところと同一ではない。そして Mn 及び Si 含量の高い範囲も役立つ場合があるかも知れない。また比較的硬質の鋼材を多層盛熔接する場合¹⁶⁾には、かかる範囲が問題になるものと思われる。

本報の研究においては、Mn 及び Si を特に含む鋼心線多数を試作したが、大同製鋼会社試作品は、初めての化学成分のため作業不慣れであつたことと、当時使用の屑鐵中に特殊鋼屑があつたこととのためであろうか、0.15% C 以上 0.035% P、以上、0.3% Cu 以上 0.3% Ni 以上、0.20% Cr 以上を含む場合があつた。¹⁷⁾第1表中の数字に附記せる記号は、この限界を越していることを示す。そして心線中にこれら元素の多かつたことは、熔着鋼の延伸率を多少減じ、抗張力を少しく増す結果をきたしたであろう。そこで今後この種の『Mn 及び Si 含有鋼心線』の製造に当つては、屑鐵選別及び製鋼に際し、充分の工夫を爲し、含炭量を適當範囲に留め、その他の上述諸元素の含量を上記限界以下とするはもちろん、さらに進んで著しく低下することに努めることが妥当である。

また Mn 及び Si を特に含む線材は、やや硬く常溫引拔に際し加工後の硬度が高い。そこでこの種心線製造の企劃に当つては、引拔速度または焼鈍等に關し、適當なる対策を講ずる必要がある。

なお本報では被覆棒試作に當り、設備の關係上浸漬手塗法を採用したが、Mn 及び Si 含有心線に被覆を施すに當り、加圧法による機械塗裝法(自動塗

⑫ 熔融鐵の[Si]濃度が高ければ、[O]濃度は低く前述の P_{CO} 圧は小である。しかし凝固が進むにつれ、残存熔融鐵の [O] 及び $[\Sigma C]$ 濃度は大となり、 P_{CO} は一氣圧を越すに至ることも考えられる。

⑬ 三橋鐵太郎：熔接学会誌，17 (1938)，266

⑭ 同規格案討議中著者らの一人関口は出席した。そして問われるままに本研究第1~3報の進行状況を一部公表したことがあつた。その後の審議に際しその公表の影響を受け『Mn 及び Si を特に含む心線』たる3種及び4種が新に加えられた。

⑮ 著者の一人関口が昭和22年5月23日提出せる特許願(22年特許願第3372号)『熔接棒用特殊鐵鋼線材』は昭和24年4月1日出願公告せられ、同年8月9日特許として登録された(特許番号179877)その請求範囲を Mn 及び Si 含量に就いて記せば 0.8~1.5% Mn, 0.05~0.25% Si である。この種の鋼心線ならば、比較的急冷を受けるような熔接の場合にも安全である。

⑯ 著者の一人関口が昭和22年5月23日提出せる特許願を分割し、23年11月24日提出せる特許願(23年特許願第10523号)『熔接棒用特殊鐵鋼線材』は、24年4月22日出願公告せられ、同年8月23日特許として登録された(179959号)。その請求範囲を Mn 及び Si 關係について記せば、1.5~1.8% Mn, 0.05~0.90% Si である。この種鋼心線を用いれば、ロールと同程度の硬度を有する熔着鋼を得ることは容易である。

⑰ この限界は日本金属規格、金属3523の鋼心線の3種及び4種の化学成分についての許容上限である。

装法)を採用すれば、さらに良好なる結果が得られるであろう。

また本報における熔接作業は、著者らの一人森本が実施したのであるが、その技倆は多年の経験を有する熟練溶接士のそれに遠く及ばないはずである。そして第4表及び第7～11図の数値は、溶接士の熟練度によつて増減するはずであり、本論文においては、諸性質の絶対値を問題にしているのではなく、鋼心線組成の相異に基く熔着鋼諸性質の変化、すなわち相対的關係を論じた次第である。

また本報では、第2表の被覆剤組成を用い試験したが、これを変ずれば、諸性質の値は変るはずである。ただし相対的關係は概ね本報の結果と同傾向をとるであろう。

X 結 言

本報においては、Mn 及び Si 含量を種々変じ工業的規模において試作せる鋼心線を用い、脱酸剤を含まずかつ還元ガス発生剤多からざる被覆剤を塗布して、電弧溶接棒を作つた。そして日本基本規格、基本9001号『一般鋼構造用被覆電弧溶接棒』の規定を遵守して、これら試作棒の使用性を調べ、得られた熔着鋼の諸性質を測定した。そして次の結果を得た。

1) 上述の被覆剤を使用する条件の下では、従來のごとく Mn 及び Si 含量少く鋼心線を使用する場合よりも、やや多量の Mn 及び Si を含有する鋼心線を使用する場合の方が、得られる全熔着鋼の緻密性、耐衝撃性及び延伸率が良好である。しかし鋼心線の Mn 含量と Si 含量との関係は、ある制限内(第1図の界域Ⅱ内)に在るを要する。もつとも鋼心線の Mn 及び Si 含量が過大なる場合には、熔着鋼の上記諸性質は良好でなくなる。(第7, 8, 9 及び12図のT心線の場合参照)。

2) 鋼心線の Mn 及び Si 含量が大となるにつれ全熔着鋼の抗張力及び硬度は大となる(第10, 11 及び13図参照)。

3) 鋼心線の Si 含量が高いと、T型一層隅肉溶接ビードに、線状組織及び微小割れが生じ易い傾向にある。しかし鋼心線の Si 含量が約0.3% 以下の場合には、この傾向は認め難い。

そしてこれらの事実は、鋼心線中に適量の Mn 及び Si を故意に含ませ置くことが有効であること

を意味している。そしてこの有効作用が Mn 及び Si の共同脱酸に基くものであることは、第1報において誘導せる諸式を用いて計算し図示せる等酸素濃度線と心線組成点との位置的關係から明らかに説明できた。なお『両元素による共同脱酸線図(第1図参照)の界域Ⅱ内に組成点を有する鋼心線の Mn 及び Si 含量と等しいこれら元素含量を有する仮想熔融鉄が、凝固点直上において含有し得る飽和酸素量』と『その鋼心線の被覆棒によつて得られた熔着鋼の諸性質』との關係を図示するに及び、『熔着鋼の緻密性、耐衝撃性及び延伸率の増大は、Mn 及び Si 含量の増加に基く、酸素含量の低下に因るものである』ことが愈々明確となつた。

次に本研究結果に基き、『Mn 及び Si を特に含有せしめた鋼心線を実用する場合、留意すべき事項を次に略記しよう。

- 1) 隅肉接手または衝合接手を、一層ビードで結合溶接するような場合の電弧溶接棒心線としては、Mn 含量を従來より高くすることが有効である。Si 含量についても少しく高くすることが有効であるが、約0.3% を越えぬことがよい。
- 2) しかし電弧溶接により多層ビードを連続的に置く場合とか、ガス溶接又はユニオンメルト法採用の場合のごとく、熔着熔融鋼が緩徐冷却し凝固するような条件の下では、心線の Mn 及び Si 含量を示す組成点が第1図界域Ⅱ内にあり、しかも Si 含量高い心線も有効であるかも知れない。
- 3) 『Mn 及び Si を特に含有せしめた鋼心線』の製鋼に当つても、得られる熔着鋼の延伸率の低下を防ぐため、P, S, Cu, Ni 及び Cr 等の不純物を低くするよう努めることが肝要である。

本研究遂行に当つては、財団法人溶接研究所、日本製鐵株式会社八幡製鐵所及び大同製鋼株式会社星崎工場の御支援を仰ぐこと多大であつた。これらの關係者に対し謹んで深厚なる謝意を表する。なお八幡製鐵所より当研究室に派遣されていた研究生米井混君は、本報の実験遂行に協力せられた。同君に対し感謝の意を表する。