日 本 金 属 学 会 誌

第 2 卷 第 10 號 昭 和 13 年 10 月

研 究

鋼の電弧熔接用電極棒心線の研究 (第2報)*

心線中に於ける數種の脱酸性元素の共存が熔着
鋼の見掛の比重及び機械的諸性質に及ぼす影響

關 口 春 次 郎**

Harujirô Sekiguchi: An Investigation of Electrode-Core-Rod for the Arc Welding of Steel. Report 2. The Effect of Deoxidizers in the Electrode-Core-Rod on the Apparent Specific Gravity and Mechanical Properties of Deposited Metals. Using electrodes of many steel-core-rods containing three deoxidizers, manganese, silicon and aluminium, in different proportions on which were coated a flux consisting of 70 % CaF_2 and 30 % Ca(OH)_2 , single V butt joints of mild steel were made, and the apparent specific gravity and mechanical properties of the deposited metals were measured. Radiographic and microscopic examinations were also carried out.

Electrodes containing a suitable quantity of deoxidizers in the core-rod show less blow holes and oxide inclusions in the deposited metals and show much better mechanical properties, especially elongation and shock value, of the deposited metals than those containing little deoxidizers in the core-rod.

The theoretical considerations for the results obtained were given.

(Received May 20, 1938)

I. 緒 言

軟鋼の電弧熔接用電極棒心線として従来一般に使用せられて來たものは Table 1 の示す如く炭素含量低き極軟鋼が主であつて、滿飽含量も少く、珪素含量に至つては特に少い。

製鋼工場に於て造られる鋼の殆ど全部は鑄造の儘又は熱間或は常溫に於て加工せられた後諸種の製品となり、

高温、常溫又は低温に於て使用せられるが、何れも固體の状態で用ひられるのである。従つて之等が廢棄せられスクラップとならざる限り熔解せられないのであつて、製鋼に際し再熔解を豫想して配合組成を考慮する必要は殆どない。

然るに電極棒の心線は其の使用に際し必ず大氣中で再熔解せられるのであるから、其際大氣に依て酸化(及び窒化)を受ける。此の大氣の作用は被覆劑によつて著しく阻止せられるけれども、猶ほ完全なる阻止は期待できない。従つて心線の製鋼に際し必要なる量よりも稍々多量の脱酸劑を加へて心線中に其の過剰を殘留せしめ、電弧

** 東北帝國大學金屬材料研究所。

* 本報告は日本學術振興會第4小委員會委員村上武次郎博士が同委員會に提出された研究の一部である。

Table 1.

Core-rod of Electrode	Composition of Core-Rod %					Remarks
	C	Mn	Si	P	S	
"Yoko" No. 1	0.06~0.08	0.35~0.50	<0.03	<0.03	<0.03	Standard Compositions
"Yoko" No. 2	0.07~0.10	0.25~0.45	<0.05	<0.04	<0.04	
A standard type	<0.12	0.35~0.55	<0.05	<0.04	<0.04	
An example as reported	0.09	0.47	tr.	—	—	Leitner ⁽¹⁾
"	0.13~0.18	0.4~0.6	<0.08	<0.04	<0.04	J. C. Hodge ⁽²⁾
"	0.10	0.40	0.05	0.035	0.035	Okamoto, Nishimura & Onishi ⁽³⁾
Arcos, Stabilend	0.08	0.37	tr.	tr.	0.014	Analyses made in our research institute
Arcos, Pressend	0.26	0.61	tr.	tr.	0.015	
Lincoln, Fleet weld No.5	0.09	0.46	tr.	tr.	0.012	

熔接に際して心線が熔解するとき大氣中より侵入する酸素をこの残留脱酸剤により速に反應除去せしむることは有効であると考へられる。

著者は既に前報⁽⁴⁾に於て心線中の諸元素が熔着鋼の健全性に及ぼす影響を研究し、心線中に一種の脱酸性元素が存在する場合にはその量が増すにつれ、熔接部の X 線透過寫眞に現はれる白點は減少し、熔着鋼の見掛けの比重は大となるが、鏡検結果によれば脱酸生成物の浮揚分離が完全ではなく酸化物の残留し易いことを報告した。而してこれは生成酸化物の凝固點が高いためであると考へられる。

然るに今數種の脱酸性元素を加へて熔融鋼中に於て生ずる酸化物を結合せしめ、融點低き鑄滓を造らしめるときは凝集して大きな熔融體となつて浮揚分離が容易となることは、Stoke の式より容易に推察し得る所である。

そこで本研究に於ては滿庵、珪素及びアルミニウムを種々の割合に含む心線に酸化鐵を含ませる一種の配合脱酸剤を被覆し、之等三元素の共存が熔着鋼の多孔性及び機械的性質に如何なる影響を及ぼすかを調べた。

II. 心線の調製

獨逸に於ては近頃製鋼用脱酸剤として Table 2 の如き割合に Mn, Si 及び Al を含有する合金が使用されてゐる⁽⁵⁾。Fig. 1 の諸點は之等を三元組成圖に表はしたもので、比較的接近せる組成であることがわかる。然し Mn: Si: Al の割合が如何なる場合脱酸剤として最も良好であるかに就ては未だ詳しい研究は發表されてゐない。

又 C. H. Herty は多くの文献に基き Fig. 2 の如き MnO

-SiO₂-Al₂O₃ 系平衡状態圖を想定してゐる。⁽⁶⁾ 圖中の等溫線によれば 1050°C 以下の凝固始點を有する組成範囲がある。

Table 2.

Mark	Ratio of Constituents		
	Mn	Si	Al
I	6	3	1
II	4	2	1
III	3	2	1
IV	2	2	1

Fig. 1.

Fig. 2. Isothermal Curves for the system MnO-SiO₂-Al₂O₃.

場合には、脱酸生成物の組成は比較的多くの Al₂O₃ 次

今 Fig. 1 の I~IV 點によつて示される組成の脱酸剤が、脱酸作用を行つた後總て酸化して MnO, SiO₂ 及び Al₂O₃ となるものと假定し、脱酸生成物の組成を計算し、Fig. 2 に圖示すれば×を以て示せる I~IV 點となる。即ち之等の諸點は總て 1050° なる等溫線内にあるのであつて脱酸生成物は凝固始點低きものであることが推定せられ

る。尤も熔着鋼中の FeO を還元する作用は三元素中 Al が最も強く、Si 之に次ぎ Mn はその作用最も弱いのであるから、之等三元素を含む脱酸剤を以て熔融鋼を脱酸する

(1) Leitner, Arch. Eisenhüttenwes., **7** (1933/34), 151.

(2) J. C. Hodge, J. Amer. Weld. Soc., **11** (1932), No. 10, 36.

(3) 岡本, 西村, 大西, 熔接協會誌, **4** (1934), 162.

(4) 關口, 本誌, **2** (1938), 444.

(5) H. Schenck 著, Physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse, **2** (1934), 224.

(6) C. H. Herty, Mining and Metallurgical Investigations (under auspices of Carnegie Inst. of Techn., and Min. and Metall. Advisory Boards), Cooperative Bulletin **69**, 21.

で SiO_2 を含むであらうと考へられる。又脱酸後脱酸性元素の一部は必ず酸化せずして熔着鋼中に残留するものである。従つて脱酸生成物の組成を上記の如き簡單なる假定の下に計算することは精確でないと思はれる。然し大體の推定を爲し得ることと考へてゐる。又實際には斯る脱酸性の三元素を使用する場合 FeO , MnO , SiO_2 及び Al_2O_3 より成る四元鑛滓が生じ、此等が適當なる割合に存在すれば Fig. 2 に於ける三元酸化物よりも更に低き融點を有する組成の鑛滓も生じ得るであらう。

本研究に於ては前報⁽⁴⁾に於けると同様に高周波誘導電氣爐並にアルミナを裏付せる黒鉛坩堝を用ひ、電解鐵を原料とし、之に滿俺、珪素及びアルミニウムを種々の割合に配合して熔製し、一邊 3cm なる方形鑄型に上注ぎして造塊し 1cm 角に鍛鍊せる後、小型壓延機にて直徑約 5.6mm まで熱間壓延を行つた。然る後大體次の如き孔徑を有するダイスを用ひ冷間引拔を行ひ、直徑 4mm の丸棒とした。

→5.10mm→4.75mm→4.25mm→4.00mm

此等途中の引拔用ダイスとしては鋼を用ひたゞめ引拔に依て磨耗し孔徑に $\pm 0.05\text{mm}$ 程度の差異があつた。然し最後にはダイヤモンドダイスを使用したゞめ仕上り心線の直徑は何れも誤差極めて小であつた。次に直線切斷機により長さ 35cm の直棒に切斷した。

Table 3 には造塊に際して辛じて鎮靜し得る程度の Mn, Si 及び Al を電解鐵に添加して造れる心線及び比較のため實驗せる銑光心線の化學成分を示す。

次に Table 4 には Mn, Si 及び Al を更に稍々多く添

Table 3. Composition of Core-Rods containing least Deoxidizer.

Core-Rod	Chemical Constituents %					
	C	Mn	Si	P	S	Cu
Made of electrolytic iron, E.I.I. "Yoko"	0.02	0.19	0.08	tr.	0.01	—
	0.06	0.20	0.05	0.01	0.02	0.23

Table 4. -Composition of Core-Rods containing much Deoxidizer.

I Core-Rod Mark	II Chemical Constituents %				III Sum of 3 Elements %	IV Ratio of Quantities in Core-Rod		
	C	Mn	Si	Al		Mn	Si	Al
Mn-Si-Al-A	0.19	0.93	0.36	0.01	1.30	71.5	27.7	0.8
" B	0.22	0.92	0.28	0.03	1.23	74.8	22.8	2.4
" E	0.12	0.84	0.55	0.01	1.40	60.0	39.3	0.7
" F	0.08	0.71	0.38	0.01	1.10	64.5	34.5	0.9
" H	0.28	0.72	0.18	0.22	1.12	64.3	16.1	19.6
" I	0.08	0.44	0.54	0.03	1.01	43.6	53.5	3.0
" J	0.05	0.47	0.37	0.04	0.88	53.4	42.0	4.5
" M	0.04	0.35	0.69	0.01	1.05	33.3	65.7	1.0
" N	0.03	0.53	0.58	0.15	1.26	42.1	46.0	11.9
" O	0.03	0.42	0.54	0.16	1.12	37.5	48.2	14.3
" P	0.03	0.38	0.43	0.33	1.14	33.3	37.7	28.9
" Q	0.06	0.50	0.35	0.06	0.91	54.9	38.5	6.6

加して造れる心線の分析結果及び各元素の割合を示す。又 Fig. 3 は之等心線中の三元素の割合を圖示せるもので、各點に附記せるアルハベツト記號は Table 4 の記號

Fig. 3.

と一致す。又附記せる數字は三元素含量の和で Table 4 の III 欄の値である。誘導電氣爐を用ひ熔製するに當り三元素の和を 1.5% に配合したのであるが、熔製に要せし時間其他の條件を一樣にすることが困難であつたゞめ添加元素の歩止りが各鋼塊により異り、三元素の和に不同を來したのである。熔製には黒鉛坩堝を用ひ、之より熔融鋼中に炭素が滲入することを防ぐため坩堝内面にアルミナを裏付したのであるが、熔解時間の不同及び裏付の剝脱等のために熔製せる鋼の含炭量には差異を生じ、Table 4 の II 欄の如き結果となつた。

III. 被覆棒の調製

前報⁽⁴⁾と同様の方法で同一組成の熔劑即ち 70% CaF_2 , 30% Ca(OH)_2 に約 1.8% の布海苔及び適量の水を加へ、

石川式播漬機にてよくねつたものを被覆した。被覆前心線の重量を秤量し、被覆が乾燥した後再び秤量し、過量なるときは被覆全面を紙鏝を以て一樣に擦り落して、被覆量を直徑 4mm なる心線の長さ 32cm に亘り 12g とした。

IV. 熔接、見掛の比重測定及び X 線透過試験

熔接の方法としては前報⁽⁷⁾と全く同様に行つた。即ち鑄鐵製臺上に母材たる軟鋼板を載せ、V 型に衝合せ固定して下向手熔

(7) 關口, 熔接 協會誌, 8 (1938), 411.

接を行い、次に被熔接鉄を裏返して接目にシングルビードを置いた。母材としては厚さ 10mm 及び 13.5mm の造船用軟鋼鉄を用いた。厚さ 10mm 鉄に就ては Fig. 4 の

Fig. 4. Length in mm.

Fig. 5. Length in mm

長さ 162mm, 双角 50° のもの 2 枚を 2mm 隔て、衝合せ、日立交流 300A 熔接機を用ひ、145~155A にて熔接を行つた。

次に厚さ 10mm 軟鋼鉄熔接部の両面のビードを切削して平面とし、次に衝合せの際の両面に沿ふて切削し、V 型に相當する長さ 110mm の熔着鋼三角嚙を切り採つた (Fig. 4 参照)。而して前報⁽⁸⁾と同様に水浸法により 2 個の三角嚙試片につき見掛の比重を測定し、その平均値を以てその使用電極棒による値とした。

之等熔着鋼の見掛の比重は Table 5 及び 6 の V 欄に示した。脱酸性元素を少々多量に含有する心線による場合には脱酸性元素少量なる心線による場合に比し何れも大なる見掛の比重を有し、母材たる軟鋼鉄に就て測定して得たる値 7.849 (Table 7) に近い。

斯くの如く熔着鋼の見掛の比重は心線の組成に依て著

Table 5. Properties of Deposited Metal in Single V Butt Joint of Mild Steel Plate (10 mm thickness).
(Core-Rods containing least deoxidizer).

I Core-Rod used	II Tensile Strength kg/mm ²	III Yielding Point kg/mm ²	IV Elongation %	V Apparent Specific Gravity
Made of electrolytic iron, EI. I.	42.5	36.8	18.1	7.461
"Yoko"	37.9	32.3	18.2	7.645

(8) 關口, 熔接協會誌, 7 (1937), 1.

Table 6. Properties of Deposited Metal in Single V Butt Joint of Mild Steel Plate (10 mm thickness).
(Core-Rods containing much deoxidizer).

I Core-Rod used	II Tensile Strength kg/mm ²	III Yielding Point kg/mm ²	IV Elongation %	V Apparent Specific Gravity
Mn-Si-Al-A	42.9	35.8	28.3	7.846
"B	47.8	35.8	23.9	7.842
"E	48.2	33.1	33.5	7.841
"F	41.9	33.2	25.3	7.808
"H	47.0	33.6	28.5	7.843
"I	34.6	33.6	31.5	7.840
"J	45.7	34.6	27.4	7.820
"M	36.0	29.6	25.2	7.814
"N	39.0	36.3	24.6	7.813
"O	38.1	36.2	29.8	7.821
"P	42.8	35.6	25.4	7.816
"Q	40.1	37.2	26.9	7.817

Table 7. Properties of Mild Steel (10 mm thickness) used as the Mother Plate.

I Direction of Sample taken	II Tensile Strength kg/mm ²	III Yielding Point kg/mm ²	IV Elongation %	V Apparent Specific Gravity
Parallel to direction of rolling	41.4	31.6	37.8	7.849
Perpendicular to direction of rolling	40.6	29.2	34.3	

しく異なるから、更に數種の電極棒を用ひて厚さ 10mm 軟鋼鉄の V 型衝合せ熔接を行ひ、それに就きマクロ寫眞及び X 線透過寫眞を撮つた。即ち V 型衝合せ熔接鉄の裏面のシングルビードを切削し、更に鉄面を厚さ 1mm だけ削つて平面となし、又表面ビードの一部をその儘とし殘部の鉄面を厚さ 1mm だけ削つて平面とし、エメリー紙を以て研磨し、實物大に撮影した。Photo. A. No.1~No.4 はその代表的のマクロ寫眞で、5% 硝酸アルコール溶液で研磨面を腐蝕せる後撮影したものである。何れも左側半部は切削研磨及び腐蝕せる部分で、熔着鋼と母材とは腐蝕度の差に従つて識別することが出来る。又 Photo. B No. 1~No.4 はマクロ寫眞を撮影せる試片に X 線を透過し撮影せるもので、左側半部は比較的白く現はれてゐるが、これは切削及び研磨により鉄の厚さが薄くなつてゐるためである。

Photo. A. No.1 及び Photo. B. No. 1 は鎔光心線を裸の儘使用して得られた熔接部であるがマクロ腐蝕せる面には氣孔及び酸化物が多く現はれ、又 X 線寫眞にもこれに相應して白色の點又は線が見える。前報⁽⁹⁾に於て鎔光心線を裸の儘使用して得たる熔着鋼の見掛の比重を測定したが、その値は 7.39~7.53 であつた。又鎔光心線に熔劑を被覆して得たる熔接部のマクロ寫眞は Photo. A. No.2 に示すが如くで酸化物は殆ど見えないが氣孔は多

(9) 關口, 熔接協會誌, 7 (1937), 47.

く、X 線写真 (Photo. B. No.2) にはこれに相應して白色の圓い點が多數現はれゐる。マクロ写真に見える氣孔の数よりも、X 線写真に多くの白點が現はれてゐるのは、前者に就ては研磨面に現はれてゐる氣孔のみが見え、後者に就ては厚さ約 8mm の熔着鋼中に存する多くの氣孔が撮影せられてゐるからである。このことは他の写真に就ても同様である。70%CaF₂, 30%Ca(OH)₂なる組成の熔剤を多量に被覆するも (直径 4mm 心線の長さ 32cm に亘り 12g), 熔着鋼の見掛の比重は約 7.65⁽¹⁰⁾であつて裸棒使用の場合に比し其の増加は僅少である。

Photo. A. No.3 及び Photo. B. No.3 は、電解鐵より熔製し而も脱酸性元素を含むこと少き心線に被覆を施して造れる電極棒を以て、熔接して得たる結果であるが、マクロ写真によるも又 X 線写真によるも氣孔の多いことが明である。見掛の比重も 7.46⁽¹⁰⁾で前者に比し却て小さい。

然るに電解鐵に少々多量の脱酸性元素を添加し熔製せる心線の被覆棒によつて得たる熔接部には氣孔が少い。Photo. A. No.4 及び Photo. B. No.4 は其の一例で 0.12% C, 0.84% Mn, 0.55% Si を含有する Mn-Si-Al-E 心線に就ての結果を示す。即ち Photo. A. No. 3 及び Photo. B. No. 3 に比すれば氣孔の少いことが明瞭に知られる。又熔着鋼の見掛の比重は 7.84 で後者の 7.46 に比し著しく大である。

V. 熔着鋼の機械的性質

厚さ 10mm 軟鋼板の V 型熔着部より長さ 110mm の熔着鋼三角嚙を採取し見掛の比重を測定した後、その三角嚙を旋削して Fig. 4 に示す如き小抗張試片を 2 個の被熔接部より夫々 2 個宛計 4 個を採取し、之に適する特殊のチャックを使用し、アムスラー試験機により前報⁽⁷⁾と同様に抗張試験を行つた。Table 5 及び 6 の II, III 及び IV 欄はその結果を示す。Table 5 に見るが如く脱酸性元素含量少き心線の被覆棒による時は延伸率が 18% 程度であるが、脱酸性元素を少々多く含有する心線に就ての結果は Table 6 IV 欄の示す如く何れも著しく大であり、E 心線による場合には 33.5% に達してゐる。抗張力及び降伏點に就ては判然たる區別は認め難いが、心線の組成によつては強さも伸びも共に良好なる熔着鋼が得られることがわかる。

本研究に使用せる厚さ 10mm なる母材鋼板の機械的

(10) 前報⁽⁴⁾に於て試験せる熔着鋼の見掛の比重は熔光心線被覆棒による場合は約 7.64 であり、電解鐵のみより熔製せる心線の被覆棒による値は約 7.21 であつた。即ち本報の結果と同様に後者の値が小さい。但し後者の被覆棒による熔着鋼には氣孔が極めて多く生じ易く、從て見掛の比重の誤差も大きい。

性質を知るために、母材より上述と同形同寸法の小抗張試片を採り試験せる結果は Table 7 の II, III 及び IV 欄に示す如くで、試片の採取方向によりて異なり、試片の長さの方向が壓延方向に直角なる場合には壓延方向に平行なる場合よりも諸測定値が何れも小である。これは壓延鉄の顯微鏡組織に現はれる帶狀組織に基くことは言ふまでもない。Table 6 の延伸率は Table 7 の値に比較すれば小さいが、Mn-Si-Al-E 心線による場合は母材軟鋼板の壓延方向に直角なる方向より採取せる試片に就ての値に近い。

次に厚さ 13.5mm 軟鋼板を V 型に衝合せ熔接せるものより衝撃試片及び抗張試片を Fig. 5 の如く熔接ビードに直角の方向より採取し、シャルピー衝撃試験機 (30 mkg) 及びオルセン萬能試験機 (60000lb) を用ひ試験を行つた。衝撃試験の場合には前報⁽⁷⁾の如く、先づ試片を +20°C に保てる水槽中に入れ、20 分以上保持した後取出して速にシャルピー機の試験臺に整置し直に衝撃を行つた。此際抗張試片の平行部の長さ及び衝撃試片のノツチの位置は破斷が熔着鋼の部にて起るやう Fig. 5 の如く定めた。Table 8 及び 9 には斯くして測定せる熔着鋼の性質を挙げた。之等兩表を比較すれば Table 9 の値は Table 8 の値よりも著しく大きい。即ち脱酸性元素を少々多く含有する心線によるときは熔着鋼の性質殊に衝撃値は脱酸性元素少き心線を使用せる場合に比し著しく大

Table 8. Properties of Deposited Metal in Single V Butt Joint of Mild Steel Plate (13.5 mm thickness).
(Core-Rods containing least deoxidizer)

I Core-Rod used	II Tensile Strength kg/mm ²	III Shock Value (Charpy, mkg)
Made of electrolytic iron, El. I.	34.8	5.93
"Yoko"	38.4	7.60

Table 9. Properties of Deposited Metal in Single V Butt Joint of Mild Steel Plate (13.5 mm thickness).
(Core-Rods Containing much deoxidizer).

I Core-Rod used	II Tensile Strength kg/mm ²	III Shock Value (Charpy, mkg)
Mn-Si-Al-A	51.7	10.95
" B	50.2	9.50
" E	50.1	10.45
" F	44.9	10.65
" H	50.1	11.62
" I	48.7	10.40
" J	45.6	11.87
" M	47.4	12.66
" N	47.7	10.65
" O	45.9	11.04
" P	40.3	9.57
" Q	41.4	9.91

である。

Table 10 は母材軟鋼板 (厚さ 13.5mm) の圧延方向及びそれに直角の方向より Fig. 5 と同形同寸法の抗張及び衝撃試片を採取し、試験して得たる結果である。即ち抗

Table 10. Properties of Mild Steel (13.5 mm thickness)
used as the Mother Plate.

I Direction of Sample taken	II Tensile Strength kg/mm ²	III Shock Value (Charpy, mkg)
Parallel to direction of rolling	52.3	7.75
Perpendicular to direction of rolling	52.3	5.85

Composition of steel: —0.34 % C, 0.69 % Mn, 0.01 % Si,
0.025 % P, 0.028 % S, 0.13 % Cu.

張力に就ては兩方向に於ける差異は現はれてゐないが、衝撃値の差異は明瞭であつて、圧延方向の衝撃値は之に直角の方向の値に比して大である。

脱酸性元素を少々多量に含有する心線に就て得られた熔着鋼の抗張力 (Table 9. II 欄の値) は母材の抗張力 (Table 10. II 欄の値) に比し少々小さいが、之等熔着鋼の衝撃値 (Table 9. III 欄の値) は母材の値 (Table 10. III 欄) に比し著しく大である。Mn-Si-Al-A 心線によつて得られた熔着鋼の抗張力は母材のそれと殆ど同等であつて衝撃値は圧延方向に直角の方向より採取せる母材試片に就ての値の約 2 倍に近い。

VI. 顯微鏡試験

先づ試験に供せる心線の使用状態のもの即ち引拔の儘の心線を横断して鏡檢を行つた。Photo. C. No. 1A ~ No. 14A は Table 3 及び 4 に示せる化學成分を有する心線に就ての顯微鏡組織を示す。寫眞の下方には各電極棒心線の記號を附した。No. 3A (Mn-Si-Al-A), No. 4 (Mn-Si-Al-B), No. 5 (Mn-Si-Al-E) 及び No. 7 (Mn-Si-Al-H) に於ける黒色の部分は波來土であつて此等心線は Table 4 の示す如く炭素含量が多いのである。其他の心線には波來土は殆ど見えな。Photo. C. No. 8A ~ 14A には地鐵の粒内及び粒界に比較的大きな圓い黒點が多く見える。之等は電解鐵に Mn, Si 及び Al を加へて熔製せる場合に生じた脱酸生成物が十分に浮揚分離せなかつた爲介在物として残留せるものである。Photo. C. No. 1A ~ 14A の結晶粒の大きさには著しき差異がある。

次に厚さ 10mm 軟鋼板の V 型熔着部より三角嚙比重試片を採取し見掛の比重を測定し、之より Fig. 4 の如くに試片を採り抗張試験を行つた後、試片の端面 (Fig. 4 に示せる P 面で V 型熔着鋼の横断面である) を研磨腐蝕して鏡檢した。Photo. C. No. 1B ~ 14B は V 型第 2 層の

一局部⁽¹¹⁾を撮影せるもので何れも第 3 層熔接に際しての熱影響により鑄造組織が變化し粒狀を呈してゐる。Photo. C. No. 3B, No. 4B, No. 5B 及び No. 7B を夫々 No. 3A, No. 4A, No. 5A 及び No. 7A と比較すれば、波來土の量が減じ心線の熔着に際し炭素が酸化減耗したことが明である。

次に抗張試片の端部を 950°C に 30 分間真空中で焼鈍せる後爐中冷却を行ひ、その断面 (Fig. 4 に於ける Q 面で P 面と隣接せる位置) を研磨腐蝕し鏡檢した。Photo. C. No. 1C ~ 14C は之等を示す。No. 1C は鍍光心線被覆棒による結果、No. 2C は電解鐵より熔製し脱酸性元素含量少き心線の被覆棒による結果で、何れの場合にも地鐵結晶粒内に微粒析出物が認められる。而して之等析出物は倍率を擴大して見るも圓く酸化物であると推定せられる。No. 3C ~ 14C にも此種酸化物は現はれてゐるが前二者に比し少い。

VII. 結果に對する考察

(1) 電解鐵を原料として之に少々多量の Mn, Si 及び Al を加へて造れる心線に 70% CaF₂, 30% Ca(OH)₂ なる組成の熔劑を被覆せる電極部によつて得たる熔接部に、X 線を透過し撮影するときは白點少く熔着鋼の見掛の比重は大きい。それは熔接に際し熔融鋼が大氣により直接又は鑄滓を経て間接に酸化せられ FeO を含むに至つても、心線從つて熔融鋼中に存在する少々多量の脱酸性元素が脱酸作用をなし FeO 濃度を減少するため、凝固に際して FeO + C → CO + Fe なる反應により CO 瓦斯の發生が少く、凝固鋼中に氣孔の生ずることが少いのであると考へられる。このことは既に前報⁽⁴⁾に於て述べた所であるが、同報に於けるが如く一種の脱酸性元素を心線中に添加した場合には、多量に加ふるも氣孔の生成を充分に阻止することが出来なかつた。本報に於て造れる諸心線中の脱酸性元素の總量は 0.88 ~ 1.40% の範圍にあつて前報⁽⁴⁾に於ける添加量に比し大體に於て少いが、より健全なる熔着鋼が得られた。これは 2 種以上の脱酸生成物が結合して凝固始點低き熔融介在物となり、比較的速に浮揚するため、凝固に際して發生する少量の瓦斯が介在物に附着し熔鋼中に停滯する如き機會が少くなる爲と考へられる。

(2) 上記被覆棒による熔着鋼を焼鈍し爐中冷却せるものには針狀鹽化物は殆ど現はれない。是れ 70% CaF₂, 30% Ca(OH)₂ なる熔劑を前項に記述せる程度に厚く被覆すれば大氣中の窒素が熔着鋼中に侵入することが著しく妨げられるためである。

(11) 前報⁽⁷⁾第 9 圖に於て V 型中部として黒點を以て示したと同様の位置を撮影した。

然し Mn, Si 及び Al を含むこと少き鎔光心線又は電解鐵より熔製せる (脱酸性元素少き) 心線の被覆棒による熔着鋼を焼鈍すれば, Photo. C. No. 1C 及び No. 2C の如く熔接の儘の顯微鏡寫眞 (No. 1B 及び No. 2B) に比し, 地鉄粒内に圓き微小析出物が極めて多く現はれる。これは斯る熔劑を斯く多量に被覆せる場合に於ても熔接に際し猶熔融鋼の酸化が起り, 熔接の儘の状態では α 地鉄中に酸素が過飽和に溶けてゐるが, 焼鈍せる後爐中で緩冷せるため過飽和に相當する酸化鐵が析出したのであると考へられる。

脱酸性の三元素を少々多く含む心線によるときは微小析出物は僅少である。これは、之等元素が熔融鋼中に存すれば、前記の如く熔融鋼中に溶けてゐる FeO を分解してその量を減ずるため、凝固後の溶解量も少く焼鈍後析出することも少いのであらう。尤も此の場合には熔融鋼中で FeO を分解して生ぜる MnO, SiO₂ 又は Al₂O₃ 或は之等の結合せるものゝ浮揚分離が完全でないときには、その一部が残留し介在物として存在すべく、特に Al₂O₃ 又は之を主成分とする介在物は細く分散するであらう。

FeO が地鉄に過飽和に溶けそれが析出せんとする場合には所謂時効硬化を起すが、MnO, SiO₂ 又は Al₂O₃ は殆ど時効硬化を起さない。それは熔融鐵にも又凝固せる鐵にも殆ど溶けない位溶解度が小さく、又温度による溶解度の變化も恐らく小さいためと考へられる。

(3) 本研究に於ては被覆量は一定であり、焼鈍熔着鋼の鏡檢によれば窒化鐵の析出は認められず、従つて何れの場合にも窒素量は僅少で殆ど變化がないと考へられる。そこで脱酸性元素を少々多量に含む心線に依る熔着鋼の熔接せる儘の状態に於ける機械的性質が、脱酸性元素を含むこと少き心線による場合に比し優秀であるのは氣孔の減少並に固溶せる FeO 又はその微小析出物の減少によるものと思はれる。

(4) 脱酸性元素を特に添加合金せしめたる諸種心線に熔劑 70% CaF₂, 30% Ca(OH)₂ を被覆した電極棒に依る熔着鋼の諸性質は、前述の如く良好であるが、前報⁽⁷⁾に於て報告せる市販の軟鋼用各種被覆棒に就ての結果と比較すれば次の如くである。

Fig. 6.

又それより小抗張試片を採取して抗張力、降伏點及び延伸率を測定し、之等の値と被覆量との關係を圖示せるも

Fig. 6 及び Fig. 7 の × 點は市販の軟鋼用被覆棒を用ひ、Fig. 4 の如く軟鋼板を熔接し、既述のやうに見掛の比重を測定し、

のである。又 Fig. 8 の × 點は市販の軟鋼用被覆棒を用ひ厚さ 13.5mm 軟鋼板に就て Fig. 5 の如く熔接し、抗張試片及び衝擊試片を採取して試験せる結果を示したものである。而して Fig. 6~8 の各曲線は斯る結果に就ての大體の傾向を示してゐる。又此等の圖中の ○ 點は本研究に於て脱酸性元素を特に添加合金せしめたる心線の被覆棒によつて得たる結果である (Table 6 及び Table 9 参照、○—○ は得られた諸値の範圍を示す)。此等の圖によれば心線中に脱酸性元素を少々多量に含むときは、其の熔着鋼の見掛の比重、抗張力及び降伏點は市販の被覆棒による場合と殆ど差はないが、延伸率は少々大きく、衝擊値は同程度の被覆量を有する市販電極棒の場合に比し特に優秀である。又之等の圖に於ける ● 點は電解鐵より熔製せる (脱酸性元素含量少き) 心線に依る熔着鋼に就ての値で、△ 點は鎔光心線による熔着鋼の値を圖示せるものである。

Fig. 7.

Fig. 8.

母材の衝擊値は Table 10 の示す如く、試片の採取方向により異なる (壓延方向 7.75 mkg, 壓延方向に直角の方向 5.85 mkg) が、本研究に於て使用せる特殊心線被覆棒による熔着鋼は Table 9 又は Fig. 8 の示す如く 9.5 mkg 以上で約 12.7 mkg に達せるものもある⁽¹²⁾。即ち Table 10

(12) 衝擊値を mkg として表はさず mkg/cm² として表はせば 11.9~15.9 mkg/cm² となる。

の下に附記せる程度の炭素を含有する母材鋼板の衝撃値より此種熔着鋼の方が大なる衝撃値を有するのであつて、前記特殊心線被覆棒は此種母材の熔接用として良好なる結果を與へるのである。

更に研究を進め延伸率及び衝撃値を成るべく低下せしめず、而も抗張力及び降伏點を増大せしむるやう心線組成を考慮すれば、構造用特殊鋼⁽¹³⁾の熔接に適する電極棒心線を得ることも困難でないと考えられる。

(5) 本研究に於ては直径 4mm なる各種の心線を用ひ、70% CaF₂, 30% Ca(OH)₂ なる組成の熔剤にその約 1.8% に相當する布海苔を加へ、長さ 32cm に亘り 12g を被覆した。而して熔接に際しては先づ約 50°C に保てる特殊の室内に一定時間保持した後使用した。然し斯る被覆棒に就き前報⁽⁷⁾と同様にして被覆剤の加熱重量減少率を測定(大氣を通じ、1300°C に 1 時間加熱)せるに約 15% であつた。此の被覆剤中より加熱によつて逸散すると考へられるものは水分と布海苔である。30% Ca(OH)₂ 中の H₂O を計算すると $30 \times \frac{18.02}{74.10} = 7.3\%$ で布

海苔は 1.8% であるから之等の和は 9.1% に過ぎない。そこで 15 - 9.1 = 5.9% は多分被覆剤混和の際加へたる水分が 50° に於ける乾燥では全部除去せられないためと考へられる。即ち本研究に於て使用せる被覆剤は、熔接に際しその約 15% の重量に相當する瓦斯を發生するのであるが、其の大部分は水蒸氣であつて、これは熔融鋼に對する大氣の作用を阻止する傾向はあるであらうが、發生する水蒸氣そのものが熔融鋼を酸化し、結局被覆剤の加熱重量減少率は相當の値であつてもその効果は少いものと考へられる。

還元性瓦斯を發生するやうな物質を被覆剤中に配合し、これを脱酸性元素含量多き心線に被覆すれば、熔接に際し大氣中より熔融鋼に侵入する酸素の量は減じ、少量の侵入酸素も心線中に存在せし脱酸性元素によつて反應除去せられるであらう。従つて斯る電極棒によつて得られる熔着鋼は固溶酸素並に脱酸生成物を含有すること少く、良好なる性質を示すであらうと考へられる。

(13) 例へば日本學術振興會編、金屬材料、IV、金屬各論、354 頁に據れば低廉なる諸種構造用特殊鋼の諸性質は次の程度である。

鋼 種	抗 張 力 kg/mm ²	延 伸 率 %	シャルピー 衝 撃 値 mkg/cm ²
0.20~0.30% C, 1.0~2.0% Mn を含有する鋼	50~90	20~25	>11
デュコー鋼 (0.22~0.30% C, 1.20~1.60% Mn, <0.20% Si)	60~66	>20	—
D. S. 鋼	59.9~66.2	>20	—

總 括

脱酸性元素たる Mn, Si 及び Al の稍々多量を特に添加合金せしめたる直径 4mm の特殊心線 12 種を造り、簡單なる熔剤 [70% CaF₂, 30% Ca(OH)₂] を稍々多量に(長さ 32cm に亘り 12g) 被覆した電極棒を用ひ、交流熔接機により造船用軟鋼板の V 型衝合下向手熔接を行つた。又比較のため、脱酸性元素含量少き鎔光心線及び電解鐵熔製心線に就ても、同様の被覆棒を造り熔接を行つた。次に之等の熔接部の X 線透過試験を行ひ、V 型熔着鋼の見掛の比重を測定し、又機械的試験及び顯微鏡試験を行ひ、次の結果を得た。

(1) 稍々多量の脱酸性元素を含有する特殊心線を用ひて熔接を行へば、斯る元素含量少き心線を使用した場合に比し、熔接部の X 線透過寫眞に現はれる白點の數量は少く、熔着鋼の見掛の比重は大きく、抗張力、降伏點、延伸率及び衝撃値は何れも大である。

(2) 脱酸性元素含量少き心線による場合には焼鈍熔着鋼中に微小析出物が多いが、脱酸性元素を特に添加合金せしめた心線を以て得たる熔着鋼には斯る微小析出物は少い。而して之等の析出物は其の形狀より判斷して、主として酸化鐵を主成分とする酸化物のやうである。

(3) 脱酸性元素含量稍々多き心線によるときは其の熔着鋼の延伸率及び衝撃値特に衝撃値は現今使用せられつゝある内地及び外國製軟鋼用被覆棒による結果に比し頗る優秀である。

(4) 脱酸性元素含量稍々多き心線によるときは、その熔着鋼のシャルピー衝撃値は造船用軟鋼板 (0.34% C, 0.69% Mn, 0.01% Si, 0.025% P, 0.028% S) の値よりも遙に高い。

而して斯る實驗結果に基き大體の考察を行つた。

使用せる被覆剤は還元性瓦斯を發生せざる單純なる熔剤で熔接に際し大氣中の窒素が熔着鋼に作用することは著しく防止し得るやうであるが、熔融鋼の酸化は充分には阻止せられない。然るに心線中に脱酸性元素の適量が存すれば之が脱酸作用をなすため、炭素と作用して生ずる CO により凝固の際氣孔を發生すること少く、固溶酸素も減じ、機械的諸性質特に延伸性及び耐衝撃性が大となると考へられる。

更に被覆剤中に還元性瓦斯發生剤を配合し、熔接に際し大氣に對して熔融鋼を保護する作用をなさしむれば、固溶酸素及び脱酸生成物の残留量は一層減じ、熔着鋼の延伸率及び衝撃値は一層よくなるであらう。又心線或は被覆剤中に適當なる合金元素を配合すれば、抗張力及び降伏點を増すことも出来るであらう。従つて更に心線及び被覆剤に適當なるものを配合することによつて、一層

優良なる機械的性質を有する構造用特殊鋼の溶接に適する電極棒を得ることも困難でないと思はれる。

本研究は恩師村上武次郎教授の御指導の下に遂行する事を得た、茲に謹みて深厚なる謝意を表す。鈴木信隆、佐藤繁、遠山則道、田中勝及び鳴原八郎の諸君は實驗に當り

終始一貫して努力せられた。厚く其勞を謝して止まない。

研究に當り總長本多光太郎先生の御教示と御配慮とを忝ふすること屢々であつた謹みて感謝す。又海軍造船大佐福田烈氏の御厚意を忝ふすること多大であつた。深く謝意を表す。

Photo. A.

Macro-Photographs of welded parts
(Etched with 5% Nital full size).

Photo. B.

Radiographs of welded parts (full size).

- No. 1. Welded with the bare rod "Yoko", (Apparent specific gravity of deposited metal $\div 7.39 \sim 7.53$)
 No. 2. Welded with coated electrode of the core-rod "Yoko", (Apparent specific gravity of deposited metal $\div 7.65$).
 No. 3. Welded with coated electrode of the core-rod made of electrolytic iron. (Apparent specific gravity of deposited metal $\div 7.46$).
 No. 4. Welded with coated electrode of the core-rod Mn-Si-Al-E, (Apparent specific gravity of deposited metal $\div 7.84$).

Photo. C. Micro-Photographs (Etched with 5% Nital).

No. 1 A : Core-rod, "Yoko"

No. 1 B & No. 1 C : Core-rod used, "Yoko"

No. 2 A : " , El. I.

No. 2 B & No. 2 C : " , El. I.

No. 3 A : Core-rod, Mn-Si-Al-A.

No. 3 B & No. 3 C : Core-rod used, Mn-Si-Al-A.

No. 4 A : " , Mn-Si-Al-B.

No. 4 B & No. 4 C : " , Mn-Si-Al-B.

Photo. C, Micro-Photographs (Etched with 5 % Nital).

No. 5 A : Core-rod, Mn-Si-Al-E.
 No. 6 A : " , Mn-Si-Al-F.
 No. 7 A : " , Mn-Si-Al-H.
 No. 8 A : " , Mn-Si-Al-I.
 No. 9 A : " , Mn-Si-Al-J.

No. 5 B & No. 5 C : Core-rod used, Mn-Si-Al-E.
 No. 6 B & No. 6 C : " , Mn-Si-Al-F.
 No. 7 B & No. 7 C : " , Mn-Si-Al-H.
 No. 8 B & No. 8 C : " , Mn-Si-Al-I.
 No. 9 B & No. 9 C : " , Mn-Si-Al-J.

Photo. C, Micro Photographs (Etched with 5 % Nital).

No. 10 A : Core-rod, Mn-Si-Al-M.

No. 11 A : " , Mn-Si-Al-N.

No. 12 A : " , Mn-Si-Al-O.

No. 13 A : " , Mn-Si-Al-P.

No. 14 A : " , Mn-Si-Al-Q.

No. 10 B & No. 10 C : Core-rod used, Mn-Si-Al-M.

No. 11 B & No. 11 C : " , Mn-Si-Al-N.

No. 12 B & No. 12 C : " , Mn-Si-Al-O.

No. 13 B & No. 13 C : " , Mn-Si-Al-P.

No. 14 B & No. 14 C : " , Mn-Si-Al-Q.