# 18-8 ステンレス鋼熔接棒被覆剤中の Si の挙動について

On the Action of Silicon in Coating Flux of 18-8 Stainless Steel Welding Electrode

小 野 健 二\* 渡 辺 潔\*\*\*
Kenji Ono Kiyoshi Watanabe

### 内 容 梗 概

極低炭素 18-8-Mo 鋼心線を用いた試作 CaO 型および  $TiO_2$  型熔接棒について被覆剤中の Si 量を変化させて、被覆剤より熔着金属ならびにスラグ中へ移行する Si の現象を調べ、機械的性質、組織および亀裂性に及ぼす Si の影響を考察し、次の結果を得た。

- (1) 被覆剤中の Si が熔着金属へ移行する量は  $TiO_2$  型の方が多く、ある量以上になるとスラグの  $SiO_2$  は飽和し、熔着金属に多く移行する。
- (2) 被覆剤中のSi量が増加するにつれて熔着金属の機械的性質および破断面が悪くなり、その原因としては樹枝状晶の主として樹幹の間の粒界に生ずる珪酸塩スラグが考えられる。
- (3) CaO 型および  $TiO_2$  型熔接棒の Si の挙動に関し、平衡状態にあるスラグ中の  $SiO_2$  の活量係数をもつて比較、 $TiO_2$  型熔着金属中の Si 量の増加に対して考察を行つた。

## 1. 緒 言

18-8 ステンレス鋼その他 Cr-Ni をベースとした高合 金鋼被覆アーク熔接棒による熔着金属の諸欠陥の発生に 対し、熔着金属中のSiの挙動が直接の原因となることに ついてはすでに多くの報告がある。しかしながら熔接棒 被覆剤の本来の使命である脱酸作用ならびに作業性向上 の点よりみれば Si はきわめて効果的で欠くことのでき ない金属元素の一つである。 軟鋼熔接棒においては、 最 近熔接分野の拡大に伴つて各種の被覆剤が用いられるよ うになり、すでに型式は10種になんなんとしているが、 ステンレス鋼熔接棒ではカルシウム型(CaO型)および チタニヤ型 (TiO2型) の2種類に大別され、従来のカル シウム型万能の時代から脱皮して現在では作業性の良好 なチタニヤ型に置き換えられつつある。さらに耐蝕性の 見地より成分的には低炭素のステンレス鋼熔接棒へと移 行しつつあるが, これがため熔着金属の亀裂性を増加さ せる傾向を生じている。

本研究においては極低炭素  $18 \, \mathrm{Cr} - 8 \, \mathrm{Ni}$ -Mo 鋼心線を用いた試作  $\mathrm{CaO}$  型および  $\mathrm{TiO_2}$  型熔接棒  $\mathrm{D316L}$ について被覆剤中の  $\mathrm{Si}$  量を変化させ、被覆剤より熔着金属ならびにスラグ中へ移行する  $\mathrm{Si}$  の挙動を調べ、スラグ・メタル間の関係ならびに熔着金属の亀裂性に及ぼす  $\mathrm{Si}$  の影響を考察するが、最終的には被覆剤中の最適  $\mathrm{Si}$  量を見いだすことを目的としている。

## 2. 実験方法

#### 2.1 熔接棒の作製

2.1.1 心 線

供試心線は第1表に示すような化学組成をもつ市販

### 第1表 心線の化学組成(%)

С	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
0.02	0.63	1.53	13.34	18.47	2.13	0.23	0.011	0.009

第2表 基本被覆剤の配合割合 (%)

型	CaCO <sub>3</sub>	ルチール	E-Mn	CaF <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>	M. Cı
CaO	50	5	7	30	5	3
${ m TiO_2}$	30	35	7	20	5	3

の極低炭素 18Cr-13 Ni-2 Mo 鋼 4 mm f である。

#### 2.1.2 被 覆 剤

被覆は CaO 型および  $TiO_2$  型で基本被覆剤の配合割合は第2表に示すとおりである。CaO型においては基本被覆剤に対し金属 Si 粉を 0, 2, 4 および 6%  $(No. 31, 32, 33, 34) まで,また <math>TiO_2$  型においても CaO 型とまつたく同様に金属 Si 粉を  $0\sim6\%$  (No. 41, 42, 43, 44) まで増加させた。

粘着剤としては 22 度ボーメの水硝子を 第2 表 に示される各配合量に対し 30~32 cc の割合で使用した。

熔接棒は浸漬法で前後 2 回塗装し、乾燥後の棒径は CaO 型、 $TiO_2$  型ともに約 6.5 mm である。なお  $TiO_2$  型では乾燥の際被覆表面に割れを生じたものが二、三 見受けられた。

#### 2.2 全熔着金属の機械的性質試験方法

#### 2.2.1 母 材

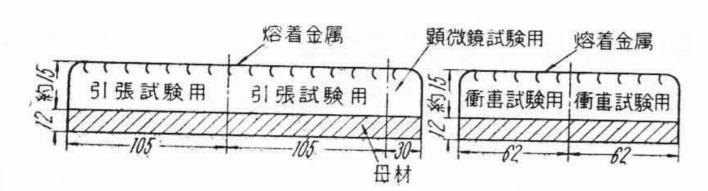
供試母材はすべて JISG 4301 SUS 12 ステンレス鋼 240×15×12 および 125×15×12 が使用された。

## 2.2.2 試験片の熔接条件

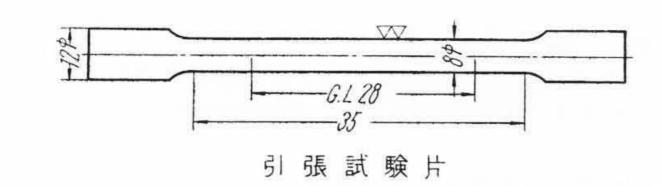
熔接は AIRCO 製 400 A 型 DC 熔接機を用い, 逆極性アーク電圧約 25V, 熔接電流 110~120A 10層盛

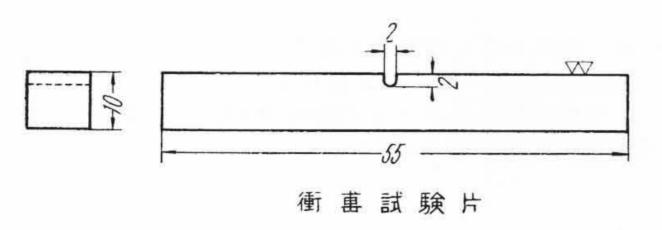
<sup>\*</sup> 日立製作所日立研究所 工博

<sup>\*\*</sup> 日立製作所日立研究所



第1図 熔 接 試





第2図 引張および衝撃試験片

上げで層間温度は 150°C 以下とした。

この場合熔接棒の作業性を調査するために,熔接時 のスパッタリング, スラグの剥離性, アークの安定性 ならびにスラグの流動性を観察した。

2.2.3 引張試験片および衝撃試験片の加工および試 験法

熔接した試験板は一夜放置後、高速切断機により第 1図のように切断し、第2図の引張および衝撃試験片 をおのおの2個ずつ作製した。この場合各試験片の中 央部には熔接層数の第5層または第6層目が位置する ように留意した。これらの試験には 20 t アムスラー 型万能試験機ならびに 70 kg-m シャルピー型衝撃試 験機が用いられた。

#### 2.3 熔着金属およびスラグの分析

#### 2.3.1 熔着金属

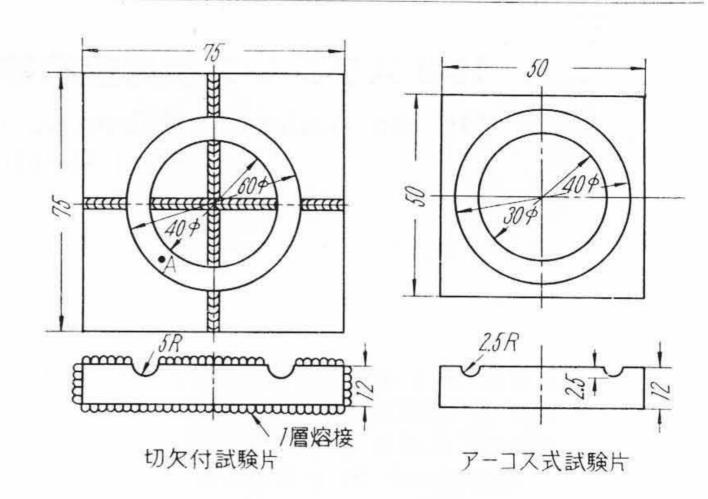
熔着金属の分析試料は引張試験片を機械加工すると きの中心部に近い第3~7層に該当する切粉を採取 し,これをアルコールにて洗滌し分析に供した。

### 2.3.2 ス ラ グ

スラグの分析試料は熔接時一層ごとにはがしたもの で、第2~6層より採取した。これを乳鉢にて60メッ シュ程度に粉砕し、熔接時に混入した金属の小球を分 離除去して分析に供した。

## 2.4 顕微鏡試験

検鏡用試験片はいずれも第1図に示した部分から採取 し,下部の母材部および側面両端部を棄却し引張試験片 側を試験に供した。まずグラインダで荒仕上げして切断 機による影響を完全に除去し、次にエメリー紙で500番 まで研磨後,酸化クロームおよびアルミナの研磨剤を用



第3図 亀裂性試験板の形状および寸法

いてバフ仕上げを行い、水洗後ブローアで乾燥して次の 順序で検鏡した。

- (1) 研磨のままで非金属介在物を判定する。
- (2) 20% HF 液, 常温で 10 分腐蝕し珪酸塩スラグ を判定する。
- (3) 10% K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>+10% NaOH 液常温で10分腐 蝕しカーバイドを顕出させる。

#### 2.5 熔着金属の亀裂性試験

## 2.5.1 試 驗 法

CaO型 No. 31~34 および TiO2型 No. 41~44 熔 接棒を用いアーコス式円周溝型亀裂性試験ならびに切 欠付円周溝型亀裂性試験を行つた。母材は SUS-12, 12 mmt を用いた。第3図はこれら試験板の形状およ び寸法を示す。

切欠付円周溝型亀裂性試験法は試験板を四つに切断 後溝底部に切欠をもたせた方法であり、アーコス式は 試験板を切断せずに溝部を熔接する方法である。

## 2.5.2 試験板の熔接

DC 逆極性 140A で母材表面から 2 mm 盛上げるよ うに熔接し、アークの始発は第3図のA点とし、試験 条件を厳しくするために熔接は 0°C の氷を入れた水中 に試験板の下半分を浸漬しながら行つた。

#### 2.5.3 亀裂測定

熔接後のビード表面亀裂の有無を観察し、次に母材 表面より 1 mm の深さにまで切削し、エメリー紙で研 磨後エッチングしてマクロおよびミクロ的に観察し, さらにカラーチェック法で熔接ビードの亀裂を調べ た。次にこれらを 42% MgCl<sub>2</sub> 沸騰溶液中で 150 時間 腐蝕し, 応力腐蝕 
亀裂の状態を表面ならびに断面より 観察した。

第3表 電 解 液 組 成

KI	クエン酸	HC1	水
300 g	450 g	60 g	90 g

型	番号	スパッタリング	スラグ剥離性	アーク安定性	スラグ流動性
	31	普通より少し多い	悪	不 安 定	普通より少し悪い
CaO	32	普 通	悪	ほぼ安定	良 好
CaO	33	普通より少ない	悪	ほぼ安定	良 好
	34	普通より少ない	悪	ほぼ安定	良 好
	41	時々激しく出る	良	ほぼ安定	不 良
T:O	42	時々激しく出る	良	安 定	良 好
$TiO_2$	43	時々激しく出る	良	安 定	良 好
	44	時々激しく出る	良	安 定	良 好

#### 第5表 熔着金属の化学組成(%)

型	番号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
	31	0.03	0.10	2.15	0.024	0.007	12.91	17.37	2.20	
	32	0.04	0.43	2.17	0.022	0.007	13.03	17.88	2.40	=
CaO	33	0.05	0.83	2.13	0.024	0.006	12.80	17.53	2.20	-
	34	0.04	1.35	2.14	0.025	0.007	12.80	17.31	2.40	_
	41	0.05	0.25	1.53	0.025	0.008	13.20	17.41	1.74	0.09
TiO <sub>2</sub>	42	0.05	0.62	1.76	0.027	0.008	13.30	17.41	2.03	0.10
	43	0.06	1.04	1.76	0.025	0.010	13.10	17.15	2.03	0.10
	44	0.07	1.63	2.00	0.027	0.010	13.30	17.50	1.84	0.10

### 第6表 スラグの化学組成 (%)

型	番号	SiO <sub>2</sub>	$TiO_2$	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	Na <sub>2</sub> O
CaO 32	31	16.10	6.80	1.58	1.12	6.05	14.18	38.41	2.10	2.30
	32	18.60	4.70	1.98	1.00	5.67	10.79	41.94	3.92	1.95
	33	19.70	6.00	1.58	1.14	6.14	9.24	44.80	1.46	1.70
	34	19.50	5.70	1.98	2.00	6.42	8.41	40.04	1.62	1.70
	41	13.50	35.50	3.96	1.05	tr	6.33	27.82	tr	1.27
TiO <sub>2</sub>	42	16.00	32.00	3.17	1.14	2.70	4.82	27.14	tr	1.28
	43	19.50	30.00	3.57	1.10	0.93	5.32	27.87	tr	1.36
	44	19.50	33.75	3.35	1.52	tr	4.56	27.93	tr	1.40

#### 第7表 熔着金属の機械的性質および破面状態

型	番号	引張強さ (kg/mm²)	降 伏 点 (kg/mm²)	伸び(%)	絞り(%)	衝撃値 (kg-m/cm²)	柱状破面%
	31	47.8 47.2	20.9 20.9	55.6 50.7	60.2 62.5	15.5 15.85	0
	32	48.0 48.0	21.9 23.5	$\frac{62.2}{58.2}$	64.1 65.5	4.43 14.3	0
CaO	33	45.4 48.3	22.7 24.3	57.2 30.0	64.1 51.0	14.9 14.9	30
	34	50.8 38.5	24.5 23.5	36.4 17.1	57.8 41.9	22.1 22.1	80
	41	49.0 48.0	22.1 22.1	55.6 57.6	58.6 32.9	27.1 23.9	0
	42	47.8 49.6	$\frac{22.3}{24.7}$	49.6 56.8	27.8 62.0	14.1 14.4	20
${ m TiO}_2$	43	40.8 43.6	20.9 22.1	28.6 26.4	40.0 40.0	23.2 21.4	50
	44	27.5 39.0	21.3 21.9	$\frac{4.28}{22.1}$	31.9 45.6	22.4 23.0	90

※ 引張試験片による柱状破面率

#### 2.6 X線試験

#### 2.6.1 試料の作製

引張試験後の試片を電解してX線 試験用粉末を作つた。その際連続水 素を電解溶液中に吹込み、また扇風 機で冷却し液温の上昇防止に努め た。第3表は使用電解液の組成を示 したもので、電解条件はすべて電流 密度 20 mA/cm²、電解時間9時間 である。

## 2.6.2 X線回折写真撮影

試料粉末をガラス棒に付着させ背面反射型カメラで電圧 45 kV,電流1.0 mA,露出時間 40 分,ターゲット Cr およびフィルタV として X線回折写真を撮影した。

## 3. 実験結果

## 3.1 作 業 性

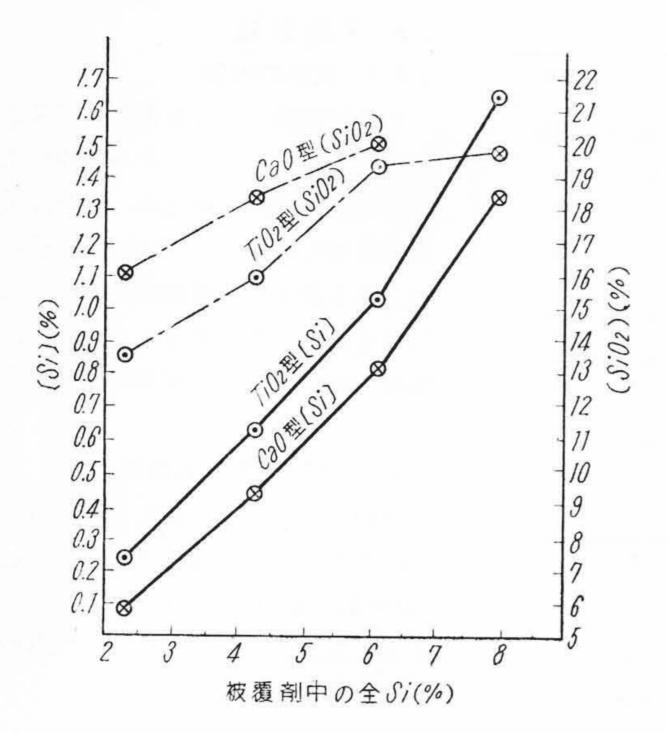
第4表は熔接時のスパッタリング、スラグの剥離性、アークの安定性およびスラグの流動性の結果を示す。これより Si は被覆剤の型式のいかんを問わず概して作業性を向上させ特にCaO型では Si 量の増すにしたがつていずれの特性も良好となる。

#### 3.2 熔着金属の化学組成

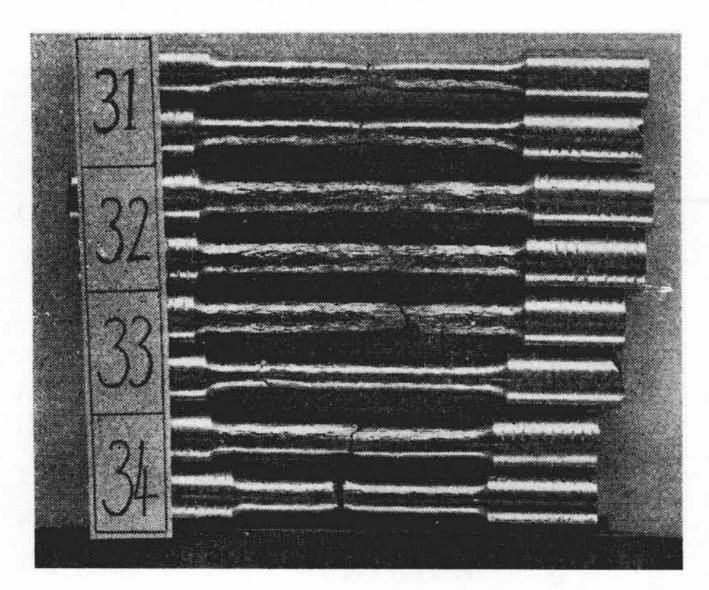
第5表は全熔着金属の化学組成を示す。CaO型と $TiO_2$ 型とでは被覆剤中の同一Si量に対し熔着金属のSi量は $TiO_2$ 型が多く,その[Si]量(以下熔着金属の成分は[]]で示す)の増加する傾向はいずれも被覆剤中に加えられるSi量にほぼ比例している。また[C]は心線に比べ若干増加し, $TiO_2$ 型の方が著しい。[Mn]はCaO型に多く $TiO_2$ 型に少ない。そのためか[S]はCaO型にいくぶん少なく[P]もわずかではあるがCaO型に少ない。[Ti]は $TiO_2$ 型のみについて分析したが,[Si]量がふえてもほとんど変つていない。

#### 3.3 スラグの化学組成

**第6表**はスラグの化学組成を示す。 スラグの (SiO<sub>2</sub>) 量〔以下スラグ成分 は ( ) で表わす〕は CaO 型, TiO<sub>2</sub> 型いずれも被覆剤中の Si 量の増加と

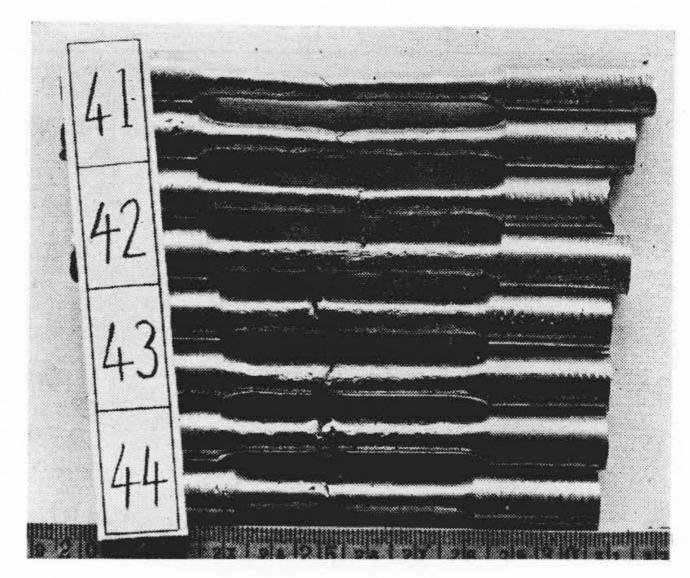


第4図 被覆剤中の全 Si 量と〔Si〕および (SiO<sub>2</sub>) との関係

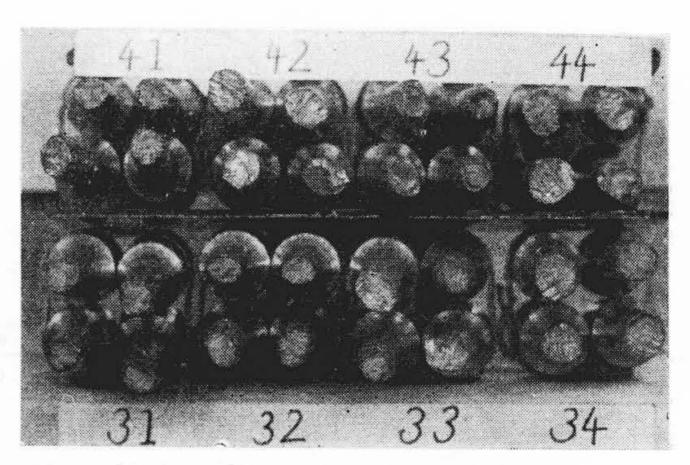


第5図 CaO 型試験片の引張試験後の外観

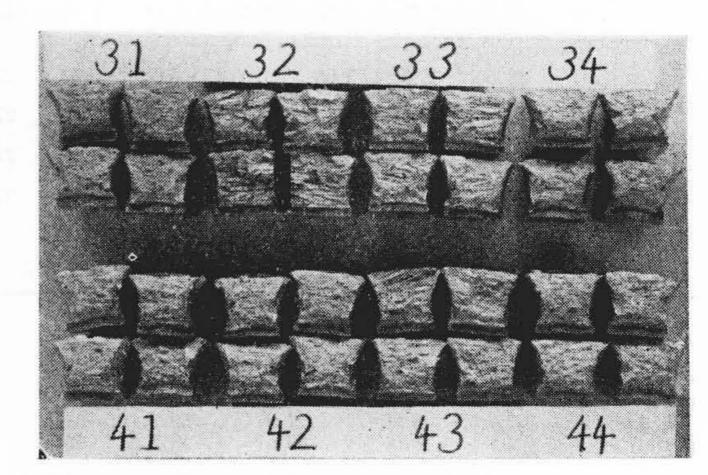
ともに増加の傾向を示すが、19.5% では飽和に達する。  $(TiO_2)$  は  $TiO_2$  型に多い以外は目だつた変化がない。  $(Fe_2O_3)$  は  $TiO_2$  型が、また (CaO) は CaO 型の方が それぞれ総体的に多く、いずれも被覆剤中の Si 量の増加に対してはあまり変化が認められない。次に (MnO)



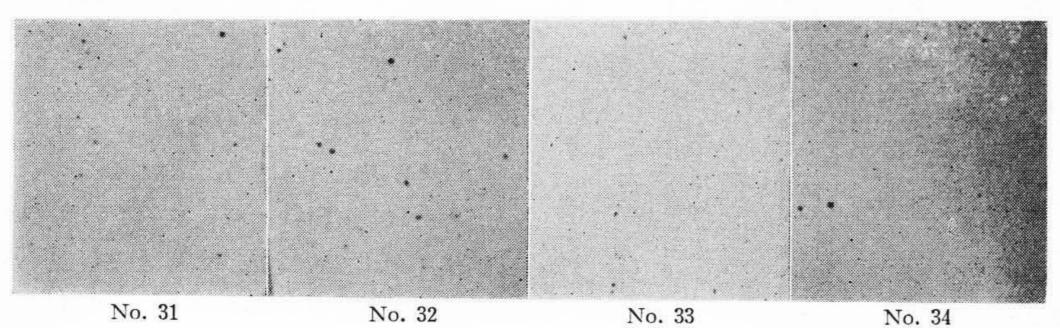
第6図 TiO<sub>2</sub> 型試験片の引張試験後の外観



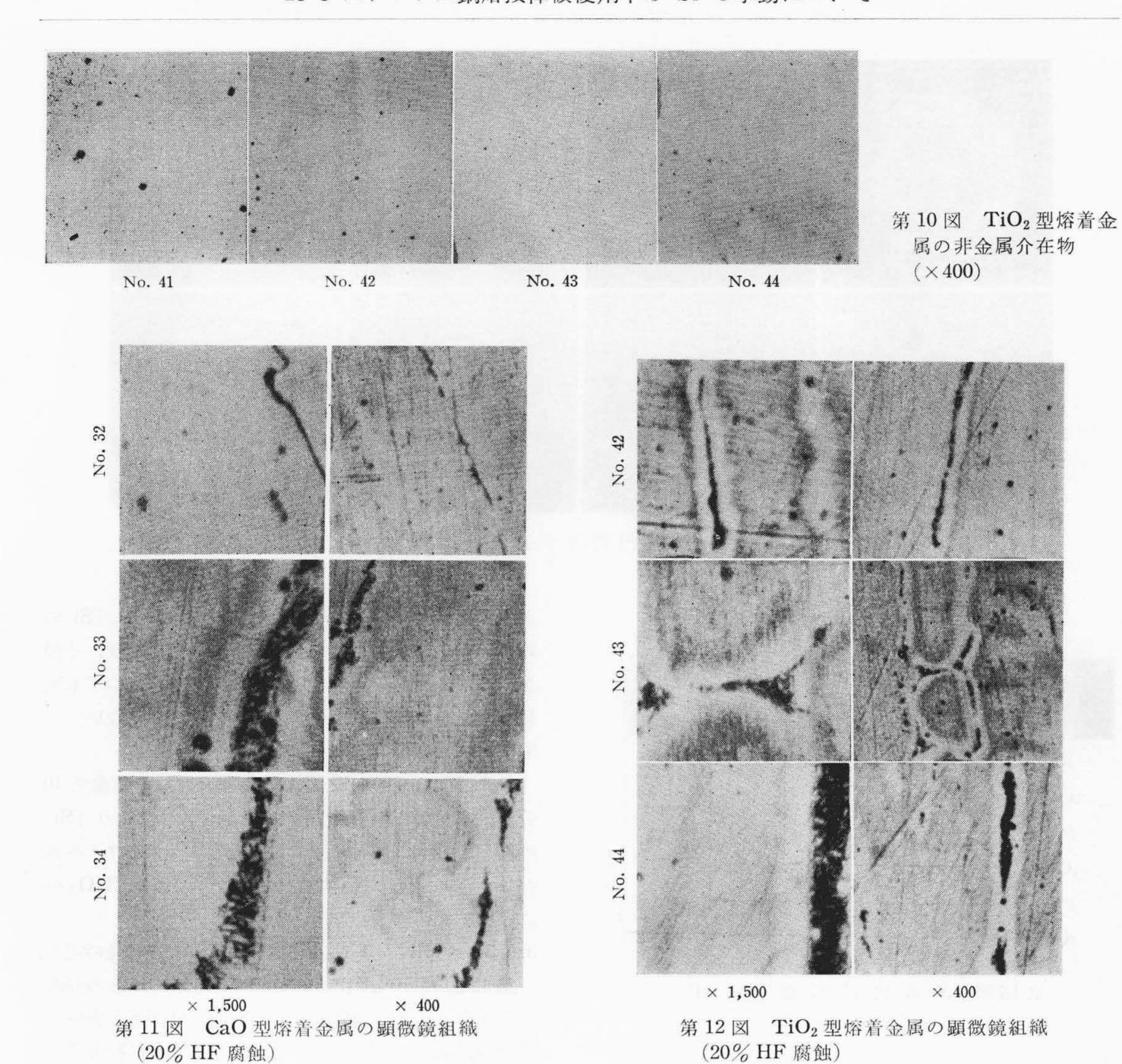
第7図 引張試験片の破断面

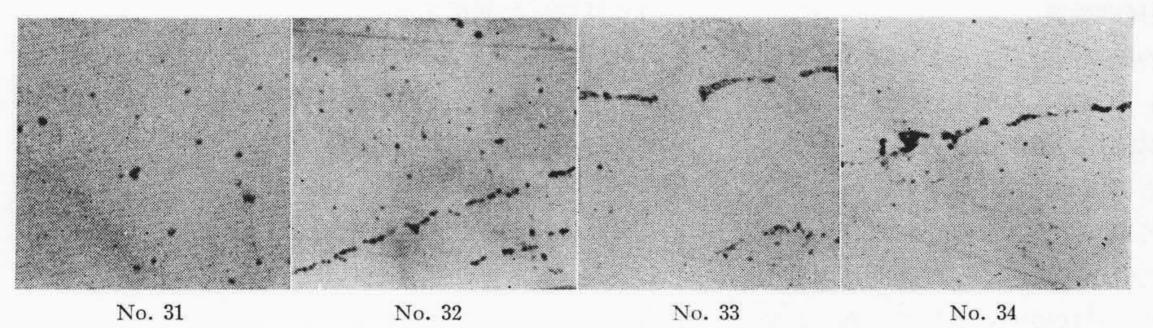


第8図 衝撃試験片の破断面



第9図 CaO 型熔着金属の 非金属介在物 (×400)



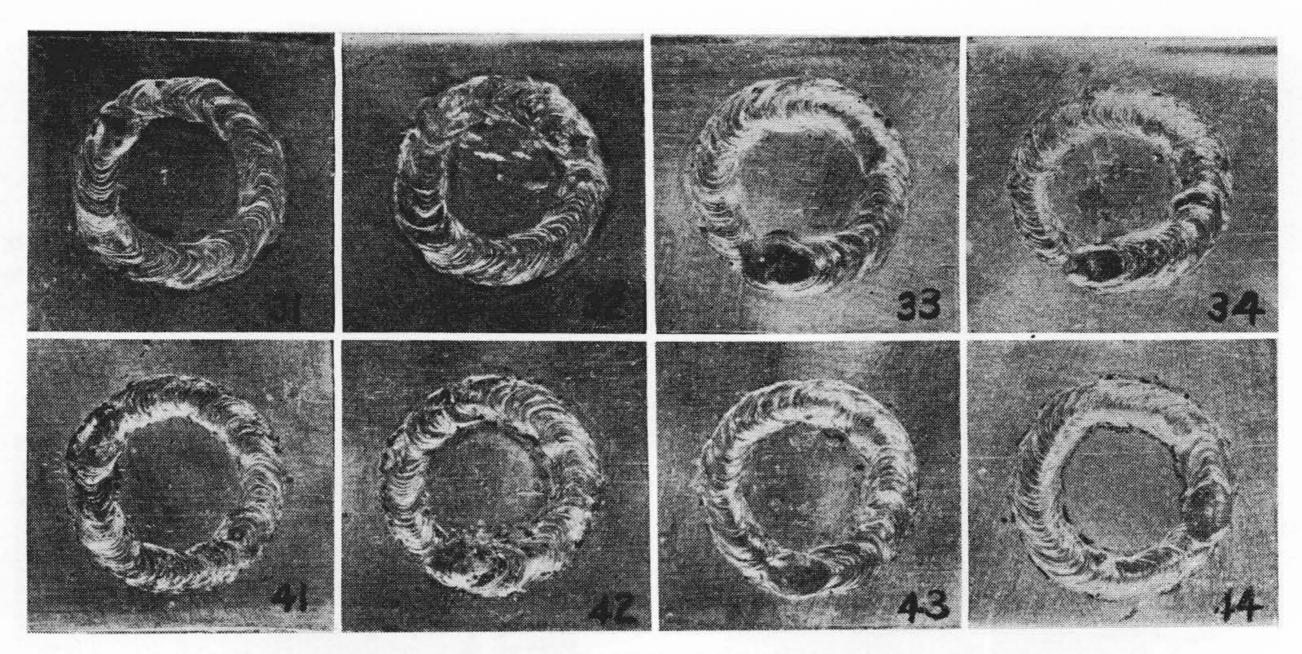


第13図 CaO 型熔着 金属の顕微鏡組織 〔10% K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>+ 10%NaOH腐蝕〕 (×400)

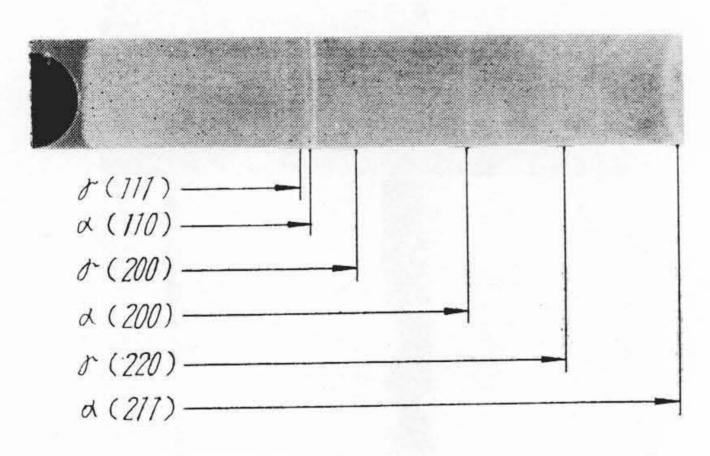
および  $(Cr_2O_3)$  は CaO 型では多く  $TiO_2$  型ではいずれも少ないが、中でも CaO 型では被覆剤の Si 量とともに  $(Cr_2O_3)$  が減少する特長を示している。そのほかの (MgO),  $(Al_2O_3)$  および  $(Na_2O)$  については比較的少量でありかつ変化も少ない。

第5表および第6表より被覆剤中の全Si量と[Si]お

よび  $(SiO_2)$  との関係を示せば第4図のとおりとなり、被覆剤中の Si 量が少ないあいだは同一 Si 量に対する [Si] は CaO 型より  $TiO_2$  型の方がはるかに多く、したがつてスラグに移行する  $(SiO_2)$  は  $TiO_2$  型に少なく、 CaO型に多くなることがわかる。被覆剤中の Si量が 6%以上になると [Si] は増加の傾向が強く  $(SiO_2)$  は両型と



第14図 アーコス式円周溝型 亀裂性試験片の外観



第15図 X 線回折写真(No. 34)

もほとんど一定となり飽和状態に達する。

#### 3.4 全熔着金属の機械的性質

第7表は全熔着金属の機械的性質を示し、第5~8図は CaO 型および  $TiO_2$  型試験片の引張試験後の外観ならびに引張および衝撃試験片の破断面を表わす。いずれも [Si] 量が多くなると機械的性質が低下し、特に伸びおよび引張強さにおいてそれが顕著に現われ、 $TiO_2$  型の方が CaO 型に比べて低下が著しく、破断面は両型ともに [Si] が増すにつれて柱状破面を呈している。しかし衝撃値は両型ともに [Si] が多くなるといくぶん高くなる傾向にあり、破断面は引張試験片におけるほど明らかではない。また [Si] が多くなるにつれて両型ともに引張強さおよび伸びに大きなばらつきが生じている。

## 3.5 熔着金属の顕微鏡組織

#### 3.5.1 研磨のままの場合

第9図および第10図は非金属介在物を示す。いず

れも角ばつた  $Cr_2O_3$  の介在物が認められるが、[Si]の増加とともに減少し丸味を帯びかつ微細になり、その量も少なくなつてくる。なお [Si] が多くなつても連続したフィルム状の珪酸塩スラグは認められない。

#### 3.5.2 20% HF 液腐蝕の場合

第11 図および 第12 図は 20% HF により常温で 10 分腐蝕した場合の顕微鏡組織を示す。これより [Si] の増加とともに粒界に沿つて珪酸塩スラグのフィルムが多くなり、その量も増加し CaO 型よりも  $TiO_2$  型に多いことが知られる。

3.5.3 10%K<sub>3</sub>Fe(CN<sub>6</sub>) + 10%NaOH 混液腐蝕の場合 第 13 図 は 10%K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub> と 10%NaOH との混液 により常温で 10 分腐蝕した場合の CaO 型熔着金属の 顕微鏡組織を示す。すなわち [Si] とともに粒界にカーバイドが現れるが、これは 第 11 図の HF 処理の場合とは形状を異にする。

## 3.6 熔着金属の亀裂性試験

第14図はアーコス式円周溝型亀裂性試験結果の一例を示す。いずれの試験片においても、またいかなる熔接棒についても少しの割れも見いだすことができなかつた。これは母材の板厚が小なるために熔接中に容易に変形して拘束の程度が緩和されたことによるものと考えられる。

## 3.7 X線試験

第15 図はX線回折像の一例を示す。電解の結果は[Si] の少ない No. 31, 41 はほとんど電解残渣が得られず [Si] 増加とともに採取量も増加する。図よりいずれもオーステナイトと No. 31, 34 および 41 に一部フェライトが認められるだけで組織的に顕出されたカーバイドそのほかは確認されない。

## 4. 考 察

以上の結果に基き被覆剤中の Si が熔着金属ならびに スラグ中へ移行する現象およびそれが [Si] として熔着 金属に入つた場合の機械的性質に及ぼす影響について若 干の考察を加えてみよう。

# 4.1 被覆剤中の Si 量と [Si] および (SiO<sub>2</sub>) との関係

アーク熔接においてはアーク雰囲気と熔融スラグおよび熔融金属間に複雑な冶金反応が起る。アーク熔接は通常の製鋼と異なり、熔融金属とスラグとの接触する時間はきわめて短いが、アークの温度が著しく高いため反応がきわめて早く平衡に達する。Claussen 氏<sup>(1)</sup> の発表によれば1,700~1,900℃で熔融金属中の Mn および Siと熔融スラグあるいは熔融金属中の [O] との平衡が達成されるといわれている。ここでは被覆剤中の Si が関与する反応としては次のものが考えられる。

まず①の反応が起つてから ②③④ の反応が起ることが予想される。⑤の反応に関しては関口教授<sup>(2)</sup>により  $SiO_2$  が被覆剤中に多くなると CO ガスを発生し,熔着金属中の [C] の減少することが報告されているが,本実験のように心線中の C 量が低い場合には [C] による  $(SiO_2)$  の還元は比較的少なく考慮する必要はなかろう。また ② および ③ より導かれる ④ の反応については第 5,6 表より  $TiO_2$  型では [Mn] および (MnO) が少なくなつているが,これは軟鋼熔接棒ですでに指摘<sup>(3)(4)</sup> されているように,被覆剤中の  $TiO_2$  が増加すればスラグ中の  $(TiO_2)$  は (MnO) を稀釈し,その結果 ④ の反応はいつそう右に進み, $TiO_2$ 型では [Si] が増加し [Mn] が減少したものとも考えられるが,なお明らかではない。

次に ② の反応が平衡状態に達しているものとして平 衡恒数を考えてみると

$$K_{2} = \frac{a^{2}FeO \cdot a_{Si}}{a_{SiO_{2}}}$$

ただし aFeo はスラグ中の FeO の活量
 aSi は熔着金属中の Si の活量
 aSiO2 はスラグ中の SiO2 の活量を表わす。
 上式で aFeo・aSi が Henry の法則に従うものとす

上式で aFeo・asi が Henry の法則に従うものとすると

$$a_{FeO} = k(FeO), \quad a_{Si} = k'(Si)$$

ただし k および k' は恒数

ゆえに 
$$K'_{2} = \frac{k(\text{FeO})^{2} \cdot k'(\text{Si})}{f_{SiO_{2}} \cdot (\text{SiO}_{2})}$$

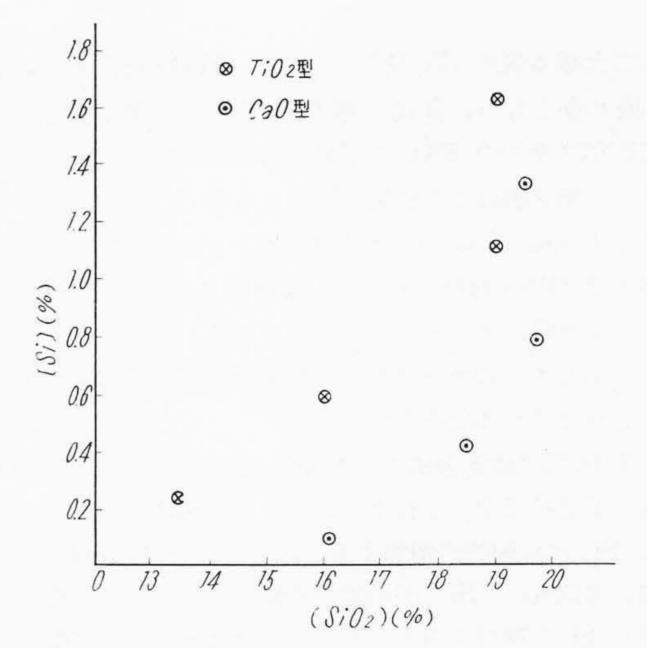
ここで fsio2 はスラグ中の SiO2 の活量係数すなわち

第8表 スラグの (FeO) の換算値

型	番 号	$(Fe_2O_3)$	(FeO)	(FeO)の平均
	31	1.58	0.71	
C-0	32	1.98	0.89	0.8
CaO	33	1.58	0.71	0.0
	34	1.98	0.89	
	41	3.96	1.78	
T:0	42	3.17	1.43	1.6
${ m TiO}_2$	43	3.57	1.61	1.0
	44	3.35	1.51	17

第9表  $\frac{f''(SiO_2)}{f'(SiO_2)}$  の値

		f"(SiO <sub>2</sub> )
番	号	$f'(SiO_2)$
31	および 41	11.93
32	および 42	6.70
33	および 43	5.06
34	および 44	4.83



第 16 図 〔Si〕と (SiO<sub>2</sub>) との関係

$$\frac{a_{SiO_2}}{(SiO_2)}$$
 を表わす。

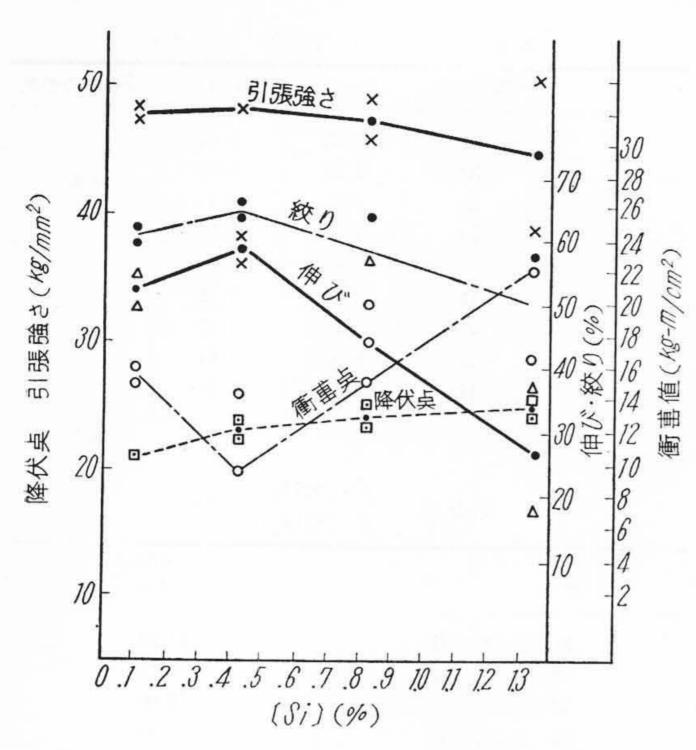
CaO型, TiO<sub>2</sub>型ともに一定温度のもとで平衡恒数が等しいとすれば

$$\frac{k(\text{FeO})^2_c \cdot k'[\text{Si}]_c}{f'_{SiO_2} \cdot (\text{SiO}_2)_c} = \frac{k(\text{FeO})^2_T \cdot k'[\text{Si}]_T}{f''_{SiO_2} \cdot (\text{SiO}_2)_T}$$

ゆえに

$$\frac{f''_{SiO_2}}{f'_{SiO_2}} = \frac{(\text{SiO}_2)_c \cdot (\text{FeO})^2_{\text{T}} \cdot [\text{Si}]_{\text{T}}}{(\text{SiO}_2)_{\text{T}} \cdot (\text{FeO})^2_c \cdot [\text{Si}]_c} \dots . \text{(a)}$$

ただし (FeO) $_c$ ,  $f'_{SiO_2}$ , (SiO $_2$ ) $_c$  はおのおの CaO 型の (FeO), (SiO $_2$ ) の活量係数, (SiO $_2$ ) を表わす, (FeO),  $f''_{SiO_2}$ , (SiO $_2$ )  $_T$  はそれぞれ TiO $_2$  型の (FeO), (SiO $_2$ ) の活量係数, (SiO $_2$ ) を表すものとする。



第17図 CaO 型 [Si] % と機械的性質との関係

また第6表の  $(Fe_2O_3)$  の値より (FeO) を求めると第8表の値となり、②式に第5、6表および第8表を用いて両型スラグの  $SiO_2$  の活量係数の比を求めることができる。第9表はこの結果を示したもので、いずれの場合にも $f''sio_2>f'sio_2$ すなわち $a''sio_2>a'sio_2$ となり、 $TiO_2$ 型スラグ中の  $SiO_2$  の活量は CaO 型スラグ中の  $SiO_2$  の

しかしさらにスラグおよび熔融金属間の反応速度が検 討されなければならない。

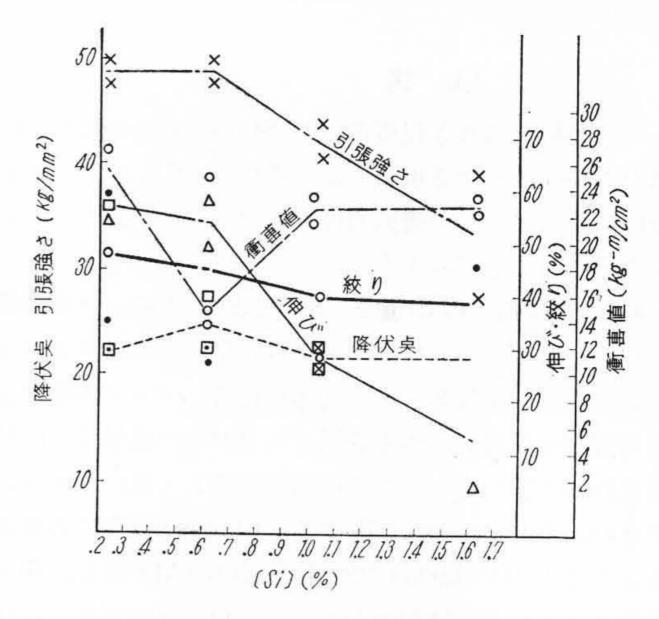
第 16 図は熔着金属中の Si量に及ぼすスラグ中の  $SiO_2$ 量の影響を示す。これより両型とも  $(SiO_2) 
in 19% までは <math>(Si)$  は直線的に増加するが,この付近で  $(SiO_2)$  は飽和して急激に (Si) が増加する傾向にある。また被覆剤中の  $(SiO_2)$  は飽利して急激に使用して、 $(SiO_2)$  は飽利して急激に使用して、 $(SiO_2)$  は飽利して急激に使用して、 $(SiO_2)$  は飽利して、 $(SiO_2)$  は複胞ので、 $(SiO_2)$  は飽利して、 $(SiO_2)$  は、 $(SiO_2)$  は飽用して、 $(SiO_2)$  は、 $(SiO_2)$  は、(S

#### $2CaF_2+SiO_2=2CaO+SiF_4$

さらに  $TiO_2$  型被覆剤では多量に含まれる  $TiO_2$  に著目して Si の挙動とスラグの塩基度との関係が検討されるべきであつたが、データに乏しいのでここでは割愛した。

## 4.2 熔着金属の機械的性質および割れ感受性に及ぼ す[Si]の影響

オーステナイトステンレス鋼では熔着金属中に Si が 0.6~0.8% 以上存在するとその機械的性質を低下させ割れ感受性を高くすることが示されている<sup>(6)</sup>。第5表および第7表より [Si] と機械的性質との関係を示せば第17

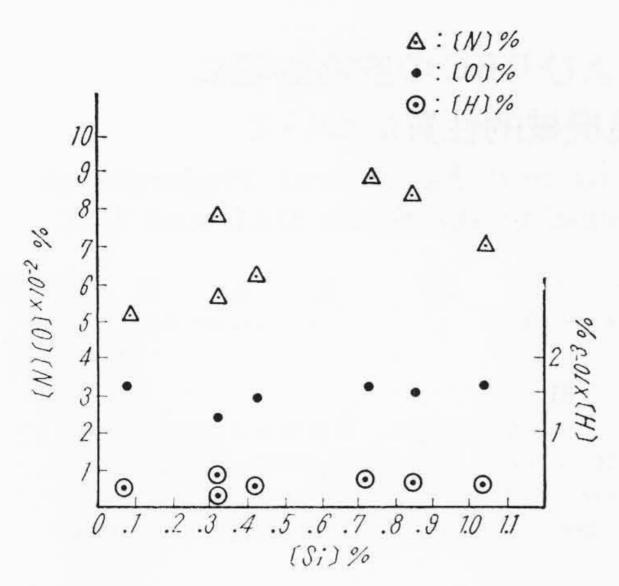


第18図 TiO<sub>2</sub>型 [Si] % と機械的性質との関係

図および第 18 図のとおりである。これより CaO 型にお いて引張強さおよび伸びは [Si] が 0.43% まではやや増 加するがそれ以上では急激に低下する。これに対しTiO<sub>2</sub> 型では CaO 型と同じ傾向があるが、被覆剤中の同一 Si 量に対して熔着金属の引張強さおよび伸びの低下が著し い。これは TiO2型は CaO型に比べ Si が熔着金属に入 りやすいので〔Si〕が直接その機械的性質に影響を及ぼ すためで、Campbell と Thomas 氏(7) も 25 Cr-20 Ni 熔 接棒について同様な結果を得ている。[Si]により熔着金 属に割れが発生しやすくなる原因は Carpenter 氏(8)ら によるとオーステナイト粒界に珪酸塩スラグのフィルム が形成されるためであるとされ、すでに報告(9)(10)した ところであるが確認される段階に至つていない。また Gayley 氏によれば TiO2型被覆の場合に(11) TiO2からTi が還元されて, それが熔着金属に入りミクロ割れ発生の 原因となると報告されている。この点第9図および第10図 の写真からはフィルム状のスラグは認めがたいが、[Si] の増加は介在物を少なくし、最初に生ずる Cr の介在物 を還元してSiO<sub>2</sub>となり、スラグの形は角型より円形を 呈するに至るものと推察される。

しかしながら第11図および第12図より [Si] が多くなるにつれて黒い帯状のものが多くなる結果より熔着金属中に移行した Si は一部地に熔解し、残部は珪酸塩スラグとなつて冷却時に樹枝状晶の主として樹幹のあいだの粒界に集まるものとみなされ、Rooney 氏(12) らにより軟鋼熔接棒で認められた結果とほぼ一致する。なお第7図の引張試験片の破断面より [Si] の多いものはもろく、粗い破面を呈し粒界破断が多く、先の組織と比較すると熔着金属の機械的性質を低下させる主因としては粒界に比較的連続して析出する珪酸塩スラグが考えられる。

割れ試験の結果では少しの亀裂も見られず Si の影響



第19図 CaO型 [Si] % とガス量との関係

が認められなかつたが、[C]がややましかつフェライトがわずかに現われて熔着金属の割れ感度を減少させたこと(8)も一因とは思われるが、主として板厚が小さなため容易に変形して拘束度が低下したためであろう。

追加実験の No.  $71 \sim 77$  および No.  $81 \sim 87$  のもの (製作方法はすべて No.  $31 \sim 34$  および No.  $41 \sim 44$  と 同じであるが製作時期が異なる) について  $1,650^{\circ}$ C の真空熔融法により熔着金属のガス分析を行つた。その結果は、第 19 図および第 20 図に示すとおりで、これより各ガスとも Si との間には直接の関係は認めにくい。

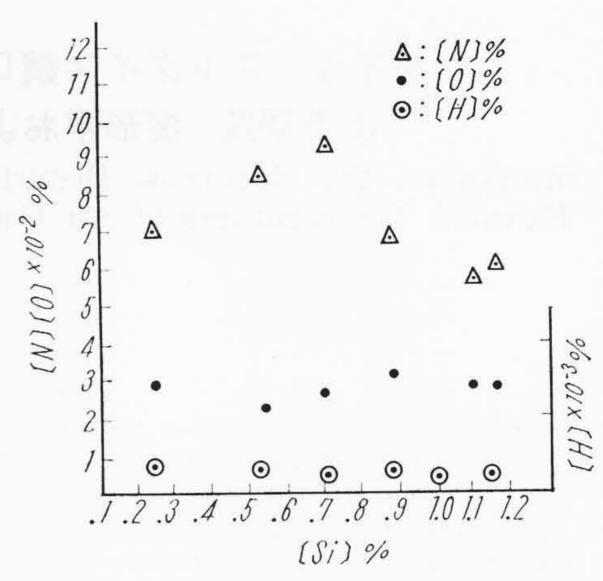
第13図のX線による確性試験ではカーバイドの検出が不可能であつた。これは心線中のCが低いことにもよるが、さらに適当な電解条件が検討されなければならない。

以上の結果より析出物を十分確認するまでに至つていないが、ミクロ組織を主に検討するならば、粒界の析出物は主として珪酸塩スラグで、これに一部カーバイドが混在していて、これらが熔着金属を脆化させる主因をなすものと考えられる。

#### 5. 結 言

極低炭素 18-8 ステンレス鋼を心線とし Si 量の異なる 8 種の CaO 型および  $TiO_2$  型熔接棒を試作し被覆剤中の Si が熔着金属およびスラグへ移行する現象ならびに熔着金属の機械的性質に及ぼす影響について実験し、考察を加えた。その結果は次のとおりである。

- (1) 被覆剤中の Si が熔着金属へ移行する量は被覆剤中の同一 Si 量に対し、CaO 型よりも TiO<sub>2</sub> 型の方が多く、両型ともスラグ中の SiO<sub>2</sub> 量は約 20%で飽和に達し、後熔着金属へ多く移行する。
- (2) 被覆剤中の金属 Si 量が増加するにつれて、熔 着金属の機械的性質および破断面が悪くなり、その原



第 20 図 TiO型 [Si] % とガス量との関係

因としては樹枝状晶の主として樹幹の間の粒界に生ずる珪酸塩スラグのフィルムが考えられる。

(3) CaO 型および  $TiO_2$  型熔接棒の Si の挙動に関し、平衡状態にあるスラグ中の  $SiO_2$  の活量係数をもって比較し、 $TiO_2$  型熔着金属中の Si の増加に対して考察を行つた。

以上実験結果ならびに考察の概要を述べたが、Siの挙動に影響を及ぼす因子はきわめて多く、また熔着金属の機械的性質を左右する因子も少なくない。ここではわずかにその一端を示したにすぎず、かつ内容的には不十分で今後の研究を必要とする。

終りに臨み種々御指導を賜つた村上武次郎博士ならびに日立製作所日立研究所三浦所長をはじめ、御協力いただいた小川浩三氏、佐藤信次氏、御助言を寄せられた水戸工場渡辺準平氏に対し、また本実験は茨城大学工学部森一美助教授の指導のもとに行われたが、終始熱心に実験に従事された小室孝次郎君および学生折笠和雄君以上の方々に深く感謝の意を表する。

#### 参考文献

- (1) G. E. Claussen: Weld. Jl, 26, 1 (1947) 12S
- (2) 関口: "熔接用鋼線材についての新提案" (1952)
- (3) 安藤, 久具: 熔接学会誌 25, 12 (1956) 11
- (4) 関口, 益本: 熔接学会誌 25, 1 (1956) 3
- (5) W. Hammitzsch: Weld. Jl. 30, 4(1951) 323S
- (6) H. Thielsch: Weld. Jl. 29, 2 (1950) 316S
- (7) H. C. Campbell and R. D. Thomas: Weld. Jl. 25, 11 (1946) 750S
- (8) O. R. Carpenter and N. C. Jessen: Weld. Jl, 26, 12 (1947) 727S
- (9) 渡辺: 日立評論 37, 2 (1955) 121
- (10) 渡辺: 熔接学会誌 27, 1 (1958)
- (11) C. T. Gayley: Weld. Jl, 26, 11 (1947) 693S
- (12) S. Rooney and Schofield: Weld. Jl. 25, 1 (1946) 39S