

鋼のエレクトロスラグ融解法に関する研究*

成田 貴一**・尾上 俊雄***・岩本 勝利***

On Electro-slag Remelting of Steels

Kiichi NARITA, Toshio ONOYE, and Katsutoshi IWAMOTO

Synopsis:

Electro-slag remelting is one of the most suitable processes for the production of special steels.

In order to clarify the refining reactions of the process, carbon steels with further addition of various alloying elements and some commercial steels were remelted in a small scale furnace. Further, to confirm the effect of electro-slag remelting on the mechanical properties of steels and to examine the industrialization of the process, stainless steels, low alloy steels, high speed steels and bearing steels were remelted in a large scale furnace. The results are as follows:

(1) Under same proper conditions, the remelted ingot shows a good skin condition and has homogeneous structures.

Moreover, the segregation, the size and amounts of the non-metallic inclusions are reduced.

(2) Using CaF_2 -based slags, even in the case of the electrode of 0.01% S, the desulphurization reaction is observed.

(3) In the mechanical properties of the electro-slag remelted steels, the ductility in the transverse direction increases noticeably, namely, the anisotropy reduces. For the high speed steel and the bearing steel, improvement of tool life and bearing life are respectively expected.

(4) The use of cast electrode and returned slag in the electro-slag remelting causes the cost down of the process.

(Received Feb. 28, 1969)

1. 緒 言

溶融スラグの存在下において金属を融解する方法は、古くから米国において Hopkins 法あるいは Kellog 法として知られていたが、真空アーク融解法の発達の影にかくれてあまり注目されなかつた。ところが 1954 年頃からソ連の Paton 電気溶接研究所において、エレクトロスラグ溶接法の原理にもとづきエレクトロスラグ融解法の研究が進められ、Dnepropetsstal 電気冶金工場において工業化されて以来、本法は急速な発展を遂げるに至つた。エレクトロスラグ融解法は、その適用によつて良好な表面肌をもつた均質な鋳塊がえられ、不純物元素、非金属介在物の減少、材力の性質の向上などが期待できるため、高級鋼の製造法として 1 つの適切な方法であると考えられる^{1)~3)}。

著者らは 1962 年頃より真空アーク融解炉を利用して直流電源による実験を開始するとともに、約 850 g の小型融解炉による基礎的な実験をおこない、さらに 1 t の交流試験融解炉を設置し、種々の実験を実施した。本報においては、主としてエレクトロスラグ融解法における精錬反応を検討するため、種々のスラグおよび電極材についておこなつた交流小型融解炉による実験結果ならび

にエレクトロスラグ融解法の効果を把握し、実用化への検討のためにおこなつた交流大型融解炉による実験結果について述べる。

2. 実験装置および実験方法

2.1 小型融解炉による実験

エレクトロスラグ融解法（以下 E S 融解法と記す）における精錬反応を検討するため、実験室的規模の約 850 g の小型炉を製作し、各種の合金元素を添加した炭素鋼を電極とし、種々のスラグを用いて融解し、合金元素の挙動について調査をおこなつた⁴⁾。さらに各種実用鋼種についても融解実験をおこない、その適用性を検討した。

2.1.1 融解装置

小型炉は電源容量 32kVA、二次最大電流 300A の交流アーク溶接用トランス、手動の電極昇降装置および底面内径 35 mm ϕ 、高さ 200 mm、テーパ 1/40 の水冷銅鋳型よりなり、その概略を示すと Fig. 1 のとおりである。

* 昭和40年10月、43年4月本会講演大会にて発表

** (株)神戸製鋼所中央研究所 理博・工博

*** (株)神戸製鋼所中央研究所

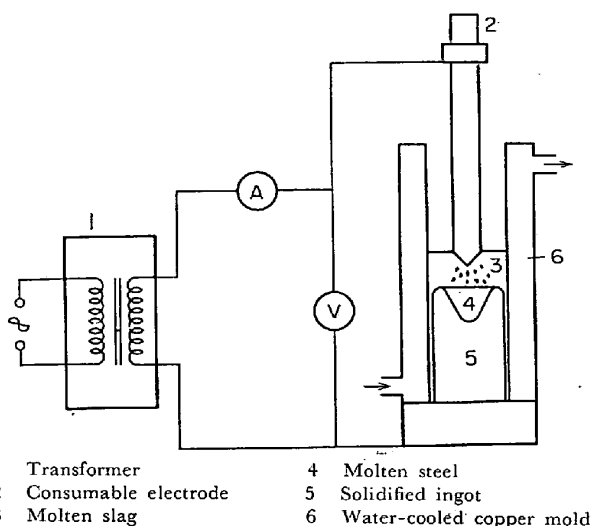


Fig. 1. Schematic diagram of the electro-slag remelting.

2.1.2 電極材

電極材はトランス容量の関係より酸化物系スラグに対しては 13 mm ϕ , CaF_2 系スラグに対しては 11 mm ϕ の棒材としたものを使用した。

(1) 合金元素の挙動を調査するため, 100kVA 塩基

性高周波誘導炉を用いて炭素鋼 (C0.3%) を溶製し, これに Cr, Ni, Ti, W, V, Nb, Al, Mo, Y, Ta, Zr, および G などをそれぞれ約 0.5% 添加したのち, 100 kg 丸型鑄型に鑄込み, 11 mm ϕ あるいは 13 mm ϕ に鍛造し, これらを電極材として使用した。それらの化学成分組成を示すと Table 1(1) のとおりである。

(2) 実用鋼種に対する適用性を検討するため, 種々の実用鋼材を 11 mm ϕ あるいは 13 mm ϕ 棒に鍛造し これらを電極材とした。それらの化学成分組成を示すと Table 1(2) のとおりである。

2.1.3 スラグ

スラグはソ連のエレクトロスラグ溶接用スラグ規格¹⁾に準じ, タンマン炉で調製し, 約 20 mesh に粉碎した FTs-7, AN-22, AN-8, 48-OF-6, ANF-6, ANF-7 および市販のユニオンメルトコンポジション Grade 80 (G-80) を使用し, また始動用スラグとしては AN-25 を使用した。これらの化学成分組成を示すと Table 2 のとおりである。

2.1.4 融解方法

融解は点弧材として普通鋼の切粉約 20 g および始動用スラグとして AN-25 約 10 g を鑄型底部定盤上に置

Table 1. Chemical composition of electrodes (%).

(1) Carbon steels containing alloying elements

No	C	Si	Mn	P	S	O	N	Added element
1	0.25	0.25	0.46	0.013	0.018	0.0023	0.0044	—
2	0.23	0.31	0.70	0.006	0.009	0.0105	0.0066	Cr 0.60
3	0.24	0.36	0.72	0.005	0.009	0.0099	0.0086	Ni 0.49
4	0.27	0.33	0.68	0.005	0.009	0.0078	0.0074	Ti 0.47
5	0.27	0.32	0.69	0.006	0.009	0.0079	0.0069	W 0.34
6	0.25	0.34	0.61	0.006	0.010	0.0060	0.0124	V 0.51
7	0.26	0.36	0.72	0.006	0.010	0.0089	0.0072	Nb 0.51
8	0.26	0.43	0.84	0.006	0.010	0.0023	0.0036	Al 0.77
9	0.26	0.34	0.68	0.006	0.010	0.0063	0.0063	Mo 0.47
10	0.22	0.45	0.69	0.032	0.019	0.0078	0.0057	Y 0.49
11	0.29	0.27	0.54	0.009	0.015	0.0070	0.0060	Ta 0.56
12	0.29	0.32	0.61	0.006	0.017	0.0069	0.0023	Zr 0.43
13	0.78	0.25	0.50	0.015	0.022	0.0026	0.0066	—

(2) Commercial steels

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	O	N	Others
S 50 C	0.47	0.29	0.59	0.016	0.015	<0.10	—	—	<0.010	0.0052	0.0059	—
AISI 5015	0.21	0.33	0.50	0.007	0.010	0.37	<0.10	—	0.024	0.0038	0.0059	—
SUP 6	0.54	1.54	0.88	0.015	0.009	0.10	0.06	—	0.014	0.0032	0.0103	Cu 0.12
SCM 4	0.39	0.24	0.70	0.017	0.012	1.13	<0.10	0.17	0.026	0.0027	0.0065	Cu <0.10
SUJ 2*	0.96	<0.10	<0.10	0.005	0.009	1.53	—	—	—	0.0015	0.0143	—
SACM 1	0.42	0.19	0.55	0.011	0.009	1.55	0.18	0.26	1.08	0.0041	0.0064	—
SKD 61	0.39	1.00	0.42	0.014	0.019	5.01	—	1.32	—	0.0014	0.0146	V 1.05
SKH 9	0.85	0.29	0.27	0.010	0.015	4.13	—	4.53	0.045	0.0059	0.0171	W 6.50, V 1.95
SUH 3	0.38	2.10	0.53	0.021	0.005	11.10	—	0.77	0.047	0.0038	0.0218	—
SUS 24	0.02	0.15	0.32	0.024	0.015	16.90	—	—	0.016	0.0073	0.0321	—
SUS 27	0.07	0.27	1.41	0.029	0.009	18.53	11.19	—	0.019	0.0155	0.0219	—
SUS 29	0.05	0.54	1.81	0.021	0.009	18.18	12.32	—	0.022	0.0061	0.0365	Ti 0.54

* SUJ 2 : vacuum melted

Table 2. Chemical composition of slags (%).

(1) Slag for remelting of carbon steel containing alloying elements

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	CaO	MgO	K ₂ O	CaF ₂	T.Fe	P	S	TiO ₂
G-80	37.44	13.12	7.49	16.04	10.89	0.05	6.57	3.34	0.032	0.008	3.66
FTs-7	38.47	0.55	17.95	2.74	14.86	1.36	6.09	—	0.064	0.007	—
AN-22	18.86	17.61	6.24	15.16	11.32	3.14	20.38	—	0.098	0.037	—
AN-8	41.08	12.28	15.50	8.43	4.61	—	15.24	1.22	0.070	0.010	2.50
ANF-6	—	34.75	—	0.34	—	—	63.00	—	<0.001	0.013	—
ANF-7	—	—	—	19.40	—	—	72.94	—	0.020	0.024	—
48-OF-6a	—	25.27	—	20.09	—	—	54.47	—	0.021	0.022	—
48-OF-6	—	25.89	—	20.42	3.76	—	48.36	0.67	0.108	0.042	—
48-OF-6c	—	23.34	—	21.46	9.80	—	39.05	1.45	0.102	0.064	—
AN-25	7.75	—	—	16.56	5.01	—	33.75	—	0.058	0.023	34.84

(2) Slag for remelting of commercial steels

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	CaO	MgO	Na ₂ O	CaF ₂	T.Fe	P	S	TiO ₂
FTs-7	45.28	—	24.01	0.81	17.85	—	8.05	0.51	0.018	0.060	—
AN-8M	37.36	—	30.82	8.07	0.84	—	16.87	0.28	0.020	0.034	—
AN-8	30.62	12.78	25.60	5.55	5.80	—	16.25	0.51	0.036	0.010	—
G-80	37.44	13.12	7.49	16.04	10.89	0.16	6.57	3.34	0.032	0.008	3.66
AN-22	21.24	18.47	10.48	13.86	11.27	—	20.41	1.17	0.020	0.060	—
ANF-6	—	33.26	—	1.78	—	—	64.24	0.11	0.008	0.006	—
48-OF-6	—	24.72	—	21.33	4.95	—	51.15	0.09	0.023	0.016	—
ANF-7	—	—	—	19.19	—	—	79.38	0.11	0.042	0.021	—

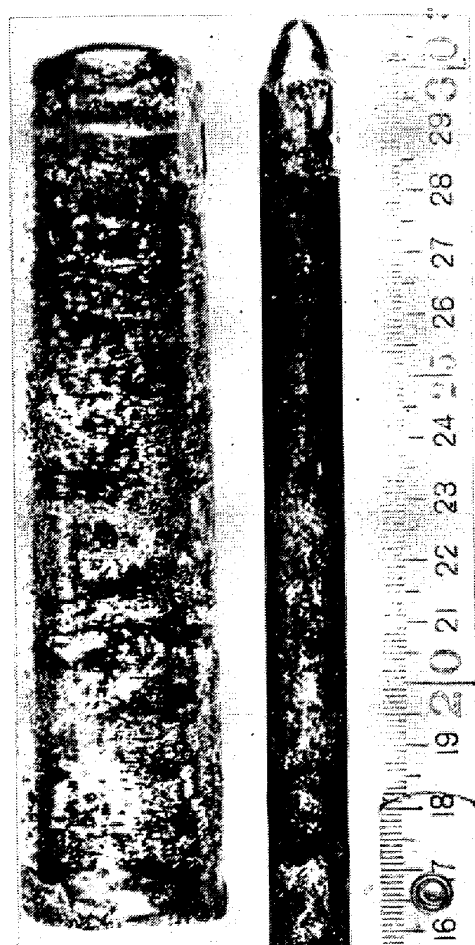


Photo. 1. Ingot and electrode after electro-slag remelting at small scale furnace.

き、電極を徐々に降下させて定盤との間にアークを発生させ、その熱により始動用スラグを溶かしたのち、実験用スラグ約 50 g を添加した。スラグ添加約 2 min 後にはスラグは完全に溶けてスラグ層を形成し、電流、電圧は安定する。電流、電圧を一定に保ちつつ電極を降下させて融解をおこなった。この場合 7~13 min で融解は終わり、Photo. 1 に示したような直径約 30 mm ϕ 、高さ 150 mm、重量約 850 g の鋳塊が得られる。融解電流は約 280 A、電圧は約 30 V であり、融解速度は約 0.1 kg/min である。

2.1.5 実験方法

合金元素の挙動を調査するため Table 1(1) および Table 2(1) に示した電極材およびスラグの組み合わせについて融解実験をおこない、また実用鋼種に対する適用性を調べるため、Table 1(2) および Table 2(2) に示した電極材およびスラグの組み合わせについて融解実験をおこなった。

鋳塊内の分析試料は予備実験の結果、高さ 100 mm 以上の位置においてほぼ一定値を示したので、鋳塊頭部直下から採取した。

2.2 大型融解炉による実験

小型炉による実験結果にもとづき、さらにその実用化を検討するために交流電源による大型融解炉を製作し、2,3 の実用鋼種について融解実験をおこない、100 kg および 1 t 鋳塊を造り、その効果を調べた。

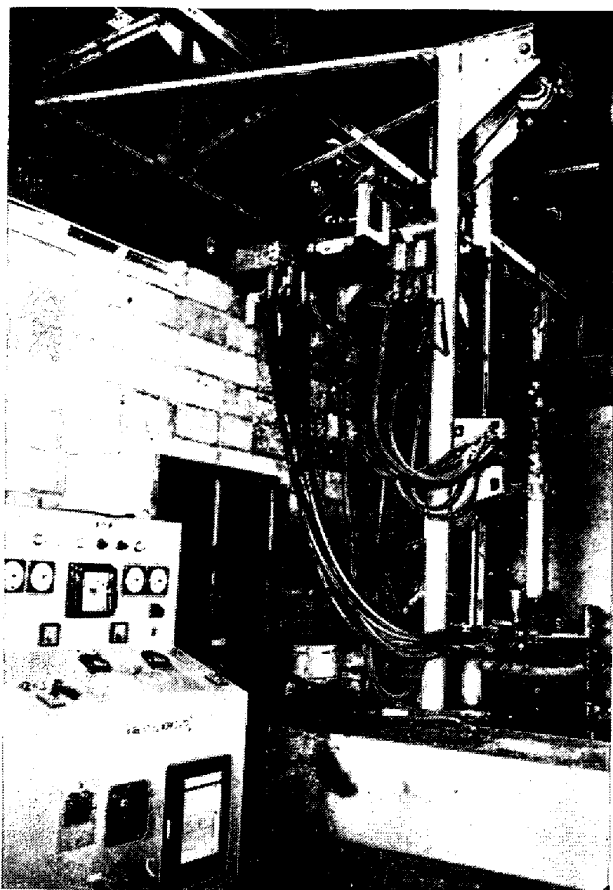


Photo. 2. Electro-slag remelting equipment (large scale furnace).

2.2.1 融解装置

単相交流による大型融解炉は電源容量 675kVA, 定格電流 7.5 kA であり, 可飽和リアクターによる電流調整方式を採用しており, 電極の昇降は直流モーターによる手動式である. Photo. 2 にその装置を示す. 鑄型は 1 t 融解の場合には 360 mm ϕ $\times$ 2000 mm, 100 kg 融解の場合には 200 mm ϕ $\times$ 800 mm の水冷銅鑄型であり, 電極材は鋼材をそれぞれ 260 mm ϕ $\times$ 2500 mm, 140 mm ϕ $\times$ 1000 mm に鍛造後旋削加工したものあるいはほぼ同寸法の鑄造材を使用した.

2.2.2 融解方法

融解の開始は小型炉の場合とほぼ同様であるが, 水冷

定盤の上にとも金を置き, その上に電解鉄の小片を置いて突起をつくり, 使用スラグの約 3% に相当する点弧用スラグ(テルミット)注および使用スラグを挿入した. 電極と定盤(電解鉄)とを接触させた状態で通電し, 融解を開始する. スラグが完全に溶け, スラグ層が形成されてから定常状態に入るが, この間 100 kg 融解の場合には約 5 min, 1 t 融解の場合には約 20 min である. 融解電流および電圧はスラグの種類, 量にもよるが, 100 kg 融解の場合には 4~7 kA, 30~40 V, また 1 t 融解の場合には 7~8 kA, 35~50 V であり, 融解速度はそれぞれ 1~3 kg/min, 3~5 kg/min である.

2.2.3 ステンレス鋼 SUS 29 のエレクトロスラグ融解

SUS 29 についてはスラグの種類および雰囲気の影響を調べるため, 大気あるいはアルゴンのもとで 2 種類のスラグ (ANF-1, ANF-6, 48-OF-6) を使用して計 6 本の 100 kg 鑄塊を溶製し, 鑄塊の表面状況, マクロ組織, 鑄塊内の成分偏析, 非金属介在物などについて調査をおこなった. 使用した電極材およびスラグの化学成分組成は Table 3 に示したとおりである.

2.2.4 高速度鋼 SKH 9 のエレクトロスラグ融解

SKH 9 については電力(100kVA, 200kVA), スラグの種類 (ANF-6, 48-OF-6) およびその量(4 kg, 7 kg)の影響を調べるために計 4 本の 100 kg 鑄塊を溶製し, 鑄塊の表面状況, マクロ組織, 成分偏析などを調査するとともに, 縦割りした鑄塊の半割材を 20 mm ϕ に鍛造(鍛錬比 7)し, 比較材とともに化学成分組成, 非金属介在物, マクロ組織, 炭化物分布ならびに粒度, 結晶粒度, 焼入れ焼もどし硬さ, 溶融組織などについて比較調査をおこなった. さらにその 1 部についてはバイトによる切削性試験を実施した.

2.2.5 構造用合金鋼 SCM 4 のエレクトロスラグ融解

1 t 大型炉の操業条件および機械的性質に対する ES 融解の効果を把握するため, 構造用合金鋼 SCM 4 に

注) 点弧用スラグ(1 t 融解の場合): カリ硝石 170 g, Al および Mg 切粉各 60 g, 使用スラグ 700 g

Table 3. Chemical composition of electrode and slags (%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Mo	Cu	Al	O	N
SUS 29	0.06	0.61	1.56	0.027	0.011	18.23	11.91	0.46	0.13	0.13	0.042	0.0018	0.0151
			SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	CaO	MgO	TiO ₂	CaF ₂	T.Fe	P	S	
ANF-1			<0.10	—	<0.05	—	2.70	<0.05	99.2	<0.05	<0.005	0.001	
ANF-6			0.30	38.2	<0.05	1.5	1.44	<0.05	64.6	<0.05	<0.005	0.015	
48-OF-6			0.78	24.2	0.24	22.4	4.19	<0.05	50.2	<0.05	0.008	0.018	

ついて ANF-6 を用い、1 t 鋳塊を溶製した。なお 1 部については溶鋼プールの形状などを ^{198}Au および ^{35}S によるオートラジオグラフ法により検討した。

2.2.6 高炭素クロム軸受鋼 SUJ 2 のエレクトロスラグ融解

SUJ 2 についてはさきに電力、スラグの種類および量などの影響を調べるため、100 kg 鋳塊を溶製し、鋳塊の性状を調査したが⁵⁾、さらに軸受寿命に対する E S 融解の効果ならびに鑄造電極材の適用性を検討するため、計 7 本の 1 t 鋳塊を溶製し、4 本の比較材とともに比較実験をおこなった。なおスラグの 1 部は使用後の凝固スラグを破碎して再使用した。おもな実験内容は Table 4 に示したとおりであり、鑄造電極材、鋳塊、128 mm ϕ ビレット、65 mm ϕ 棒材、6.5 mm ϕ 線材について調査した。

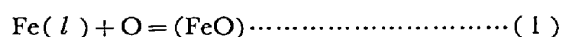
3. 実験結果および考察

3.1 精錬反応

3.1.1 酸素の挙動

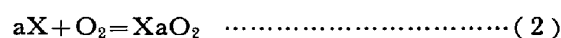
(1) 融解後の鋳塊の酸素量は使用した電極材およびスラグの化学成分組成によつて変化するが、スラグ-メ

タル間の平衡に関するかぎり、(1)式の反応にもとづい



てスラグ中の FeO の活量に左右される。しかしながら鋳塊の酸素量についてスラグ中の FeO との関連において考察するには、本実験に用いたスラグ中の FeO の活量は大部分が知られておらず、活量係数を 1 に近似するとしても大型炉による実験においては一般に $T \cdot \text{Fe}_2$ が少なく ($<0.1\%$)、分析の面においてもまたスラグの種類によつても操業条件が異なり、温度などにも問題がある。そこでここでは便宜的にスラグの化学的な安定度として S_s をつぎのように定義し⁴⁾、鋳塊の酸素量との関係について考察をおこなう。

スラグを構成している金属元素 X が (2) 式の反応によ



り酸化物 XaO_2 を生成するときの標準自由エネルギーの変化を $\Delta F^\circ_{\text{XaO}_2}$ とし、比較の基準に $\text{Si} + \text{O}_2 = \text{SiO}_2$ 反応の標準自由エネルギーの変化 $\Delta F^\circ_{\text{SiO}_2}$ をとり、酸化物 XaO_2 に対し (3) 式で示す安定度係数 M_{XaO_2} を仮定すれば、スラグの安定度 S_s は便宜的に (4) 式によりあらわすことができる。

$$M_{\text{XaO}_2} = (\Delta F^\circ_{\text{XaO}_2} / \Delta F^\circ_{\text{SiO}_2})^2 \dots \dots \dots (3)$$

Table 4. Contents of experiments.

Electrodes	Vacuum degassing	Conditions of electro-slag remelting			Items**	Note
		Slag	Voltage, Current	Atmosphere		
Forged electrodes	Not degassed	48-OF-6	40 V, 8.0 kA	Air	D, E	E S-25
	Degassed	48-OF-6	40, 8.0	Air	D, E	E S-24
	Degassed	ANF-6	50, 7.5	Argon	B	E S-56
	Degassed	ANF-6R*	50, 8.0	Air	C, D, E	E S-57
Cast electrodes	Degassed	48-OF-6	50, 7.5	Air	C, D, E	E S-59
	Degassed	ANF-6	50, 7.5	Argon	B	E S-58
	Degassed	ANF-6R	50, 8.0	Air	C, D, E	E S-60
Steels for comparison	Degassed				A	Cast electrode
	Not degassed				E	Air melted
	Degassed				E	Vacuum degassed
	Degassed				D, E	Vacuum arc melted

* Use the returned slag ANF-6

** As follows:

A: Cast electrode

Macro-structure detecting, chemical analysis, microscopic testing for the non-metallic inclusions

B: Electro-slag remelted ingot

Observation of the skin, sulphur-print, macro-structure detecting, chemical analysis, microscopic testing

C: Billet (128 mm ϕ)

Super-sonic detecting, macro-structure detecting, chemical analysis

D: Bar (65 mm ϕ)

macro-structure detecting, macro streak flow test, microscopic testing, test for hardenability, tension test, impact test, squeezing test, static load life testing

E: Wire (6.2, 1.1-1.4 mm ϕ)

Microscopic testing, tension test, crushing test, dynamic load life testing

Table 5. Slag stability coefficients of various oxides.

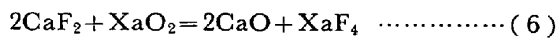
Oxide	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	SiO ₂	MnO	FeO
M_{XaO_2}	2.16	1.61	1.37	1.14	1.00	0.71	0.26

Table 6. Slag stability of the slags used.

Slag	FTs-7	AN-8	G-80	AN-22	ANF-6	48-OF-6	ANF-7
S_s	1.1	1.2	1.4	1.5	1.7	1.8	2.0

$$S_s = \sum M_{XaO_2} \cdot N_{XaO_2} \quad \dots\dots\dots (4)$$

ただし N_{XaO_2} は XaO_2 のモル分率である. CaF_2 系スラグの場合には, たとえば(5)式の反応などが考えられ



るが, その場合の酸素ポテンシャルに対する影響は複雑であり, したがって上述のスラグの S_s に対する CaF_2 の影響を考慮するのは困難である. それゆえここでは CaF_2 が存在してもその影響を考慮していない. 上述の定義にもとづいて種々の酸化物の安定度係数 M_{XaO_2} を, $2000^\circ K$ における熱力学的数値⁹⁾により計算した値を参考までに示すと Table 5 のとおりであり, 実験に供したスラグの安定度 S_s は Table 6 のようになる.

一方鋳塊の酸素量についても合金元素の影響を考慮して熱力学的数値⁹⁾より酸素の活量 a_o を凝固鋳塊の分析値から計算して求め, 検討をおこなった. 炭素鋼に種々の合金元素を約 0.5% 添加した電極材を小型炉により E S 融解した結果について, 上述の定義にしたがって求めたスラグの S_s と凝固鋳塊の分析値から求めた a_o の値との関係を示すと Fig. 2 のとおりであり, 融解後の酸素量は電極材の化学成分組成と用いたスラグの S_s によつてきまる. いずれの合金元素を含む場合においてもスラグの S_s の増大とともに S_s 1.5~1.6 付近までは酸素量は急減するが, それ以上になるとわずかに増加する. このような S_s の大きいスラグの場合に酸素量の増加をきたすのは, これらのスラグが主として CaF_2 -CaO 系あるいは CaF_2 -CaO- Al_2O_3 系のような CaF_2 系スラグであり, CaF_2 -FeO 系における FeO の活量は CaF_2 側でいちじるしく大きく, またこれに CaO あるいは Al_2O_3 を含む場合でも FeO の活量係数はかなり大きい¹⁰⁾ため, 鋳塊の酸素量が高くなる傾向にあると考えられる. なおこれらのスラグはいずれも CaO を含み, 吸湿性であることも酸素量の増加する一つの原因であろう. 脱酸力の大きい元素たとえば Al, Ti などを含む電極材については, 比較的に不安定な酸化物成分を含む S_s の小さい SiO_2 系スラグを使用すると融解後の酸素量は高

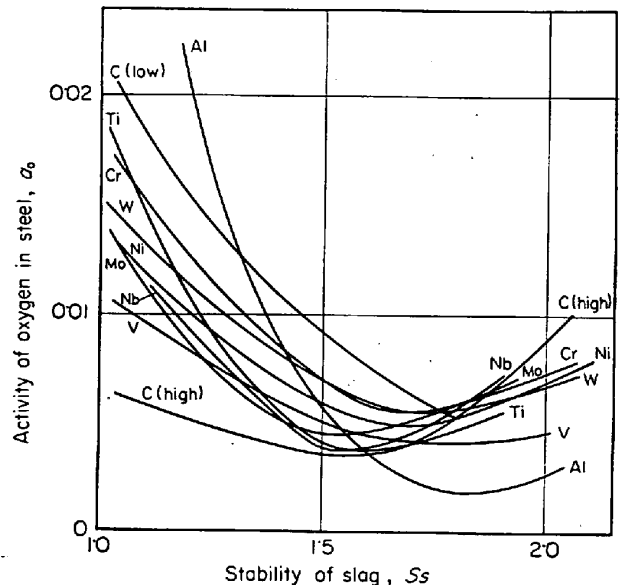


Fig. 2. Relation between oxygen in the remelted carbon steel ingot containing various alloying elements and stability of slag (small scale furnace).

くなり, Al, Ti などの酸化物もしくはこれよりも安定な酸化物成分を含む S_s の大きい CaF_2 系スラグを使用すると融解後の酸素量は低くなる. これは電極材中の Al や Ti などの酸化物は融解過程にスラグの浄化作用により減少するが, S_s の小さいスラグを用いた場合にはスラグ中の不安定な酸化物成分が溶鋼中の Al や Ti などにより還元されて溶鋼の酸素レベルが高くなる傾向があり, 一方 S_s の大きいスラグを用いた場合にはスラグ成分もほとんど還元されないで溶鋼中の活性な合金元素はそれほど消耗せず, 酸素レベルが低い状態に保たれるものと考えられる. すなわち電極材の酸素レベルにもよるが, 一般には S_s の小さいスラグを用いると融解後の酸素量は増加し, S_s の大きいスラグを用いると酸素量は減少する傾向にある.

(2) 各種実用鋼の小型炉による実験結果を示すと Fig. 3 のとおりであり, 鋳塊の a_o とスラグの S_s との間には前述の合金元素を含む場合と同様な傾向が認めら

れる。すなわち実用鋼は種々の脱酸元素を含んでいるため、全般に酸素レベルが低くなっており、たいていの鋼種においては使用するスラグの S_s が大きいほど融解後の酸素量は少ない。しかしながらとくに脱酸力の強い元素を含まない場合、たとえば S 50C, SUJ 2, SCM 4 などにおいては S_s が増大すると S_s 1.6~1.7 付近から酸素量が逆に増加し、前記(1)項に示した C (0.75%) あるいは Cr を含む鋼の場合と同じような傾向を示す。なお本実験では SUJ 2 は真空融解材を電極材として使用したので電極材の酸素量そのものが比較的に低いため、いずれのスラグを使用した場合においても融解後の酸素量は増加している。また Al を含む SACM 1 においても(1)項の場合と同様に S_s の小さいスラグに対しては酸素量はいちじるしく高くなる。

(3) 実用鋼 SUS 29, SKH 9 および SUJ 2 を電極材として 100 kg あるいは 1 t 大型炉により E S 融解をおこない、同様に酸素の挙動を調べた結果を Fig. 4 に示す。比較のために前記小型炉における結果を合わせ示したが、融解後の酸素量はいずれもこれらより低く、しかも電極材の酸素レベルより低くなっている。大型炉においては溶融スラグ層が 100 kg 鋳塊の場合には約 120 mm, 1 t 鋳塊の場合には約 200 mm であり、小型炉の場合にくらべてスラグ層が厚く、雰囲気による酸化ははるかに少ない。また比較的に安定なスラグを使用しているため、スラグによる溶鋼の酸化も少なく、しかも溶融スラグによる溶鋼粒の浄化作用あるいは溶鋼プール内における酸化物の浮上分離が効果的におこなわれるので、融解後の酸素量はかなり減少すると考えられる。

したがって E S 融解法により融解後の酸素量を下げるには Al のような強力な脱酸剤で脱酸した電極材を用い、 S_s の大きいスラグを使用して酸化物のスラグによる浄化吸収を効果的におこない、かつ溶鋼の再酸化を防ぐように融解をおこなえばよいと考えられる。

3.1.2 S の挙動

各種合金元素を添加した炭素鋼および実用鋼材の実験結果について、スラグの塩基度 B_L ¹⁰⁾ と脱硫比 (%S)/[%S] との関係を図 5 に示す。電極材の S 量が 0.01

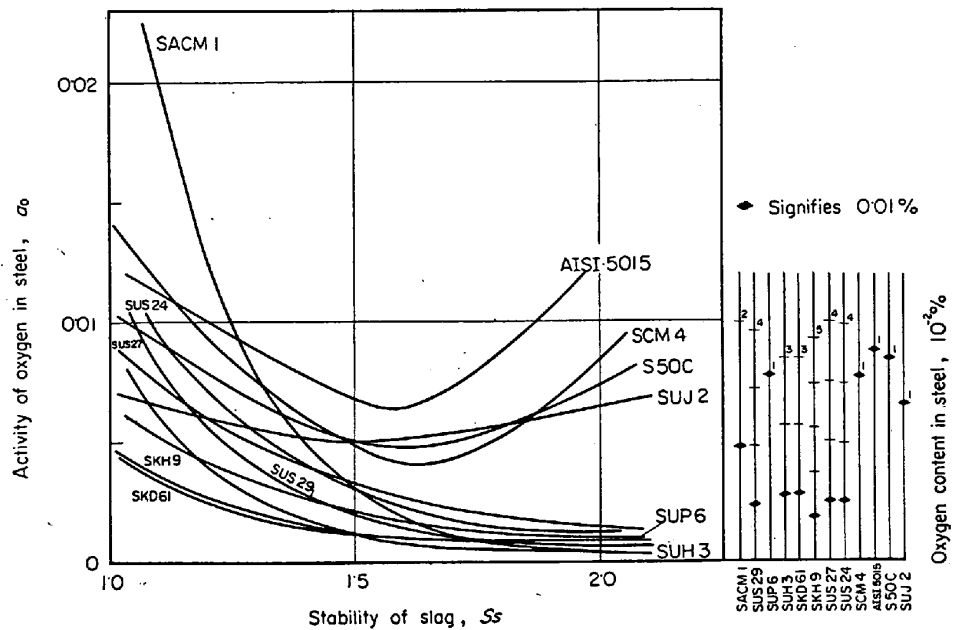


Fig. 3. Relation between oxygen in the remelted commercial steel ingot and stability of slag (small scale furnace).

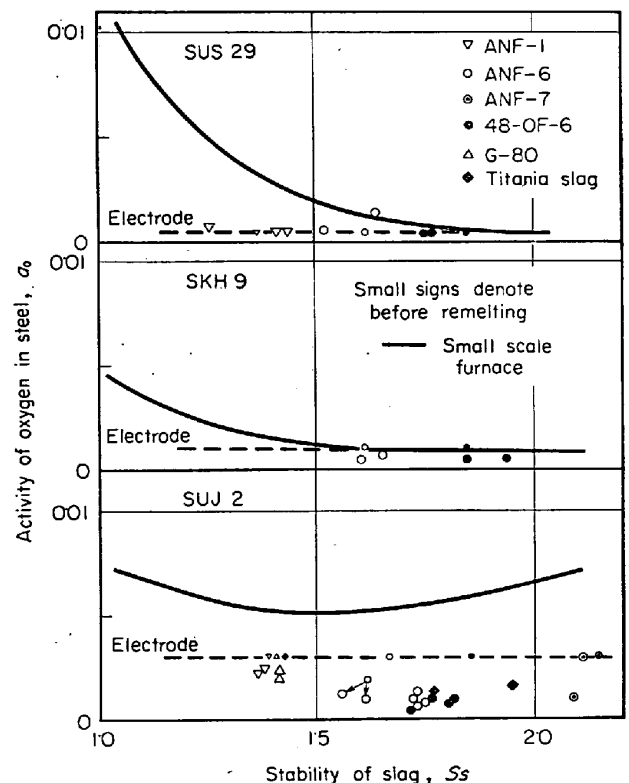


Fig. 4. Relation between oxygen in the remelted commercial steel ingot and stability of slag (large scale furnace).

%程度であるにもかかわらず、 B_L の増加とともに脱硫現象が認められる。とくに 48-OF-6 や ANF-7 のような CaO を含む CaF_2 系スラグにおいていちじるしく大きく、 B_L が 2 程度でも (S)/[S] はかなり大きい、

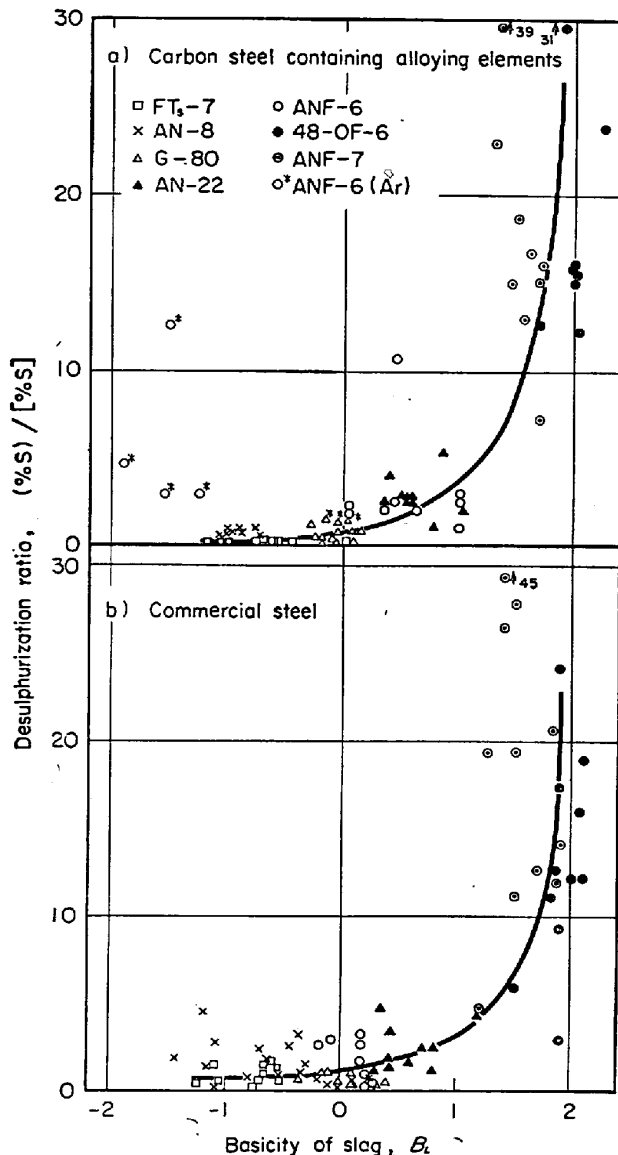


Fig. 5. Relation between basicity of slag and desulphurization ratio at the small scale furnace.

これは B_L の計算において CaF_2 を中性成分としてとりあつたためである。すなわち酸化物とともに多量の CaF_2 が存在する場合、 $\text{CaF}_2 \rightleftharpoons \text{Ca}^{2+} + 2\text{F}^-$ 反応により生じた Ca^{2+} が通常の塩基性スラグの場合と同様に脱硫反応に関与するためであると考えられる。なお E S 融解法においては、その機構上融解温度が非常に高く、しかも溶鋼が粒滴となつて熔融スラグ層を落下するため、その反応の界面積はいちじるしく大きく、またスラグの粘性も小さいので化学反応そのものは通常の製鋼法における場合にくらべ、より効果的に進行すると考えられる。実用鋼の場合、 B_L の小さいスラグにおいては実験結果に多少のばらつきはあるが、約 0.5% の合金元素を添加した炭素鋼の場合よりも $(\text{S})/[\text{S}]$ は大きく、脱硫現象が認められる。これは Fig. 2 および Fig. 3 に示したよ

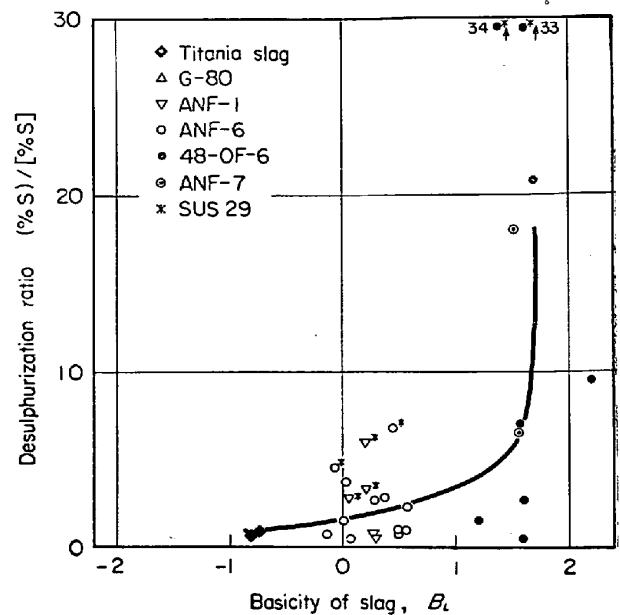
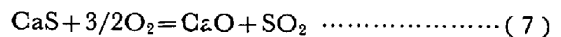
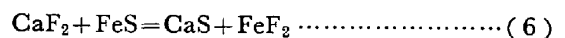


Fig. 6. Relation between basicity of slag and desulphurization ratio at the large scale furnace.

うに実用鋼の酸素レベルが低くなつてゐるためとも考えられる。さらに大型炉による実用鋼の E S 融解においても、Fig. 6 に示したように小型炉の場合とよく一致した傾向が認められる。図中 * 印のものは SUS 29 に相当するものであり、脱硫比はいちじるしく大きい。これは溶鋼中に Ti が存在する場合、Ti が溶鋼-酸化物系スラグ間の界面張力を低下させることが知られており¹¹⁾¹²⁾、 CaF_2 を含む酸化物系については報告はないが、やはり界面張力を低下させ、あたかも反応界面積が大きくなるかのごとく作用し、脱硫反応が効果的におこなわれて脱硫比が大きくなつたと考えられる。

Молдавский¹³⁾¹⁴⁾によれば CaF_2 系スラグによる脱硫反応は(6)および(7)式で示され、S はスラグを通つ



て気相へ移行するといわれており、また Ленебзон¹⁵⁾、Топилин¹⁶⁾らによれば SF_2 , SF_6 となつて揮発するといわれている。Fig. 5 において * 印で示した実験結果 (ANF-6, G-80) はアルゴン雰囲気中で融解した場合で脱硫比が大きくなつてゐるが、融解後の鑄塊中の S は大気中で融解した場合と同程度に減少しており、スラグ中の S が気相へ移行しにくいためと考えられる。すなわち $(\text{S}) + \text{O}_2 = \text{SO}_2$ の可能性を示しているものと考えられる。さらにこの現象を考察するために 1 t 大型炉による SUJ 2 の融解過程において、発生する fume の組成を調べようと試み、その 1 手段として鑄型上部の内壁に付着した蒸着物を採取し、化学分析に供した。その結果の

Table 7. Chemical composition of dust* yielded during electro-slag remelting (%).

	Al ₂ O ₃	(Ca)	CaO	SiO ₂	MnO	MgO	CaF ₂	P	S	T.Fe	Cr ₂ O ₃
Before remelting	32.5	(44.7)	1.85	3.04	0.22	0.08	59.6	<0.005	0.006	<0.05	<0.10
After remelting	29.9	(45.3)	3.50	5.13	0.55	0.30	58.2	<0.005	0.011	0.11	0.13
Dust	35.5	(16.3)	-51.8	0.39	1.16	0.15	94.8	<0.005	0.122	0.49	0.28
		AlF ₃								FeF ₂	CrF ₃
Converted value	4.4	51.1	0	0.39	1.16	0.15	22.7	<0.005	0.122	0.82	0.20

* It contains dust, fume and spray, attached on the top of the mold

1例を示すと Table 7 のとおりであり、この場合スラグは ANF-6 を用いたが、融解後のスラグの成分組成にくらべ蒸着物中の S 量はかなり高くなっている。Table には示していないが、 B_L の大きい CaO を含む 48-OF-6 の場合には、融解後のスラグ中の S は 0.038% であるのに対し、蒸着物中の S は 1.26% にも達している。なお Table 7 に示した分析結果のうち MgO, CaF₂, P, S は化学分析、他は蛍光 X 線分析によつており、酸化物については金属元素を、フッ化物については F を定量して求めるために CaO の値が負となる。AlF₃, FeF₂, CrF₃ などは融解温度 1600°~1800°C において気体であるが、1100°C 前後で固体となるので、Ca はすべて CaF₂ とし残りの F を Al, Fe, Cr などのフッ化物として計算しなおすと Table 7 の下欄の換算値となる。蒸着物のなかにはガスとともに出てくる溶融スラグの飛沫も相当含まれていることを考えると、これらの換算値は妥当である。S がどのような機構により気相へ移行するかは放出ガスの分析あるいは蒸着物の構造解析などにより解明する必要があるが、いずれにしても融解前後の S バランスをとつてみると、CaF₂ 系スラグにおいても脱硫現象が認められ、S が系外に放出されていることは明らかである。

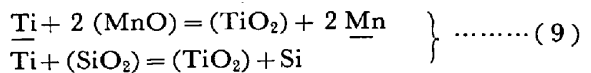
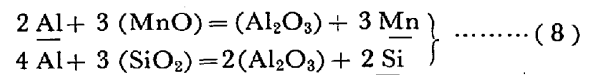
3.1.3 P の挙動

交流小型炉における E S 融解実験においては脱リン反応はほとんど認められず、スラグの種類によつてはわずかながら復リン現象を示したものがあつた。WILLIAMS¹⁷⁾ は Fe₂O₃ および CaO を含む CaF₂ 系スラグによるかなりの脱リンの可能性を示しているが、脱リン反応の必須条件であるスラグの高塩基度、高い酸化ポテンシャルおよび低温という点からみれば、E S 融解法においては塩基度の高いスラグを使用することはあつても合金元素の酸化を防ぐ面からスラグの酸化力は小さいほうが望ましく、また温度も高いので実際に脱リンを期待することは困難である。復リンを防ぐには P 量の少ないスラグを使用すればよいがスラグの使用量は一般に鑄塊重量の 3~6% であり、融解前後の鑄塊中の P の変化量は

スラグ中の P の変化量の 1/30~1/15 であるゆえ、とくに P 量の多いスラグを使用する場合以外は問題ないと考えられる。また融解前後を通じ、たとえ P 量が同じであっても、偏析が少ないため普通鋼塊ほど問題とはならない。

3.1.4 合金元素の挙動

E S 融解過程における合金元素の挙動と酸素の挙動の間には密接な関係があると考えられる。そこで約 0.5% の合金元素を添加した炭素鋼を E S 融解した場合の諸元素の歩どまりとスラグの安定度 S_s との関係について 2, 3 の例を示すと Fig. 7 のとおりである。スラグの S_s については前述のとおりであるが、融解前後のスラグの S_s にはそれほど大きな変化は認められない。Fig. 7 において SiO₂, MnO などを含む酸化物系スラグの S_s は 1.4~1.5 以下であり、CaF₂ 系スラグの S_s はそれ以上であり、ほぼ ANF-6(CaF₂-Al₂O₃), 48-OF-6(CaF₂-Al₂O₃-CaO), ANF-7(CaF₂-CaO) の順に大きくなっている。いずれのスラグを用いた場合にも C, P はほとんど変化しないが、スラグの S_s が 1.4~1.6 以上の CaF₂ 系スラグにおいては脱硫現象が認められる。Mn および Si については Al, Ti など強力な脱硫元素を含む場合、 S_s の小さい酸化物系スラグに対しては (8) および (9) 式に示した反応により、Al や Ti によるスラ



グ中の比較的に不安定な酸化物成分(MnO, SiO₂ など)の還元がおり、Mn および Si などの増加をきたすが、不安定な酸化物を含まない CaF₂ 系スラグに対しては Si および Mn はほとんど変化しない。Mn は高炭素鋼を S_s の小さいスラグを用いて融解した場合には、C によるスラグ成分の還元により若干増加するが、低炭素鋼の場合にはほとんど変化せず、また Cr および Ni の影響もほとんど認められず、むしろ酸化されて減少する傾向がある。Si についても同様であり、SiO₂ 成分を含む S_s

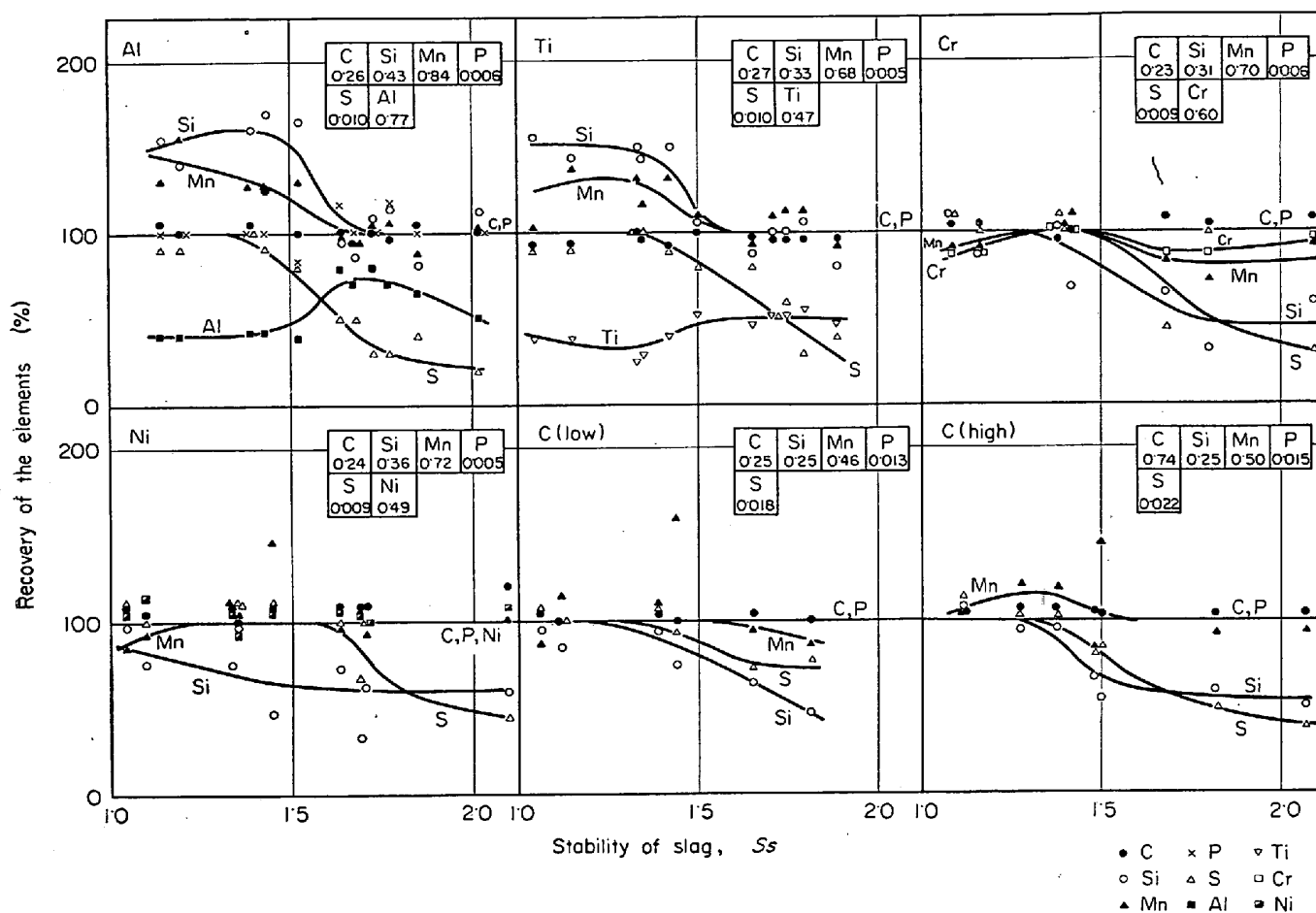


Fig. 7. Recovery of the elements after electro-slag remelting of the carbon steel containing alloying elements.

の小さい酸化物系スラグを用いた場合、Siの歩どまりにおよぼすC、CrおよびNiの影響はほとんど認められない。しかしながら使用するスラグの S_s が大きくなると、スラグの酸素ポテンシャルよりも溶鋼の酸素ポテンシャルの方が高くなり、Siが酸化されてスラグ中へ移行するのでSiの歩どまりは低下する。

一方合金元素の歩どまりは、比較的安定な酸化物系スラグおよび CaF_2 系スラグを用いた場合、Niではほとんど100%であるが、Crよりも脱酸力の強い元素に対しては低下する傾向を示し、Al、Tiなどにおいては40~50%となる。しかしながらAlの歩どまりは Al_2O_3 を含む CaF_2 系スラグ(ANF-6, 48-OF-6)については70%前後を示す。なおANF-7はその S_s が他のスラグよりも大きいにもかかわらず、これを使用した場合、合金元素の歩どまりはANF-6, 48-OF-6などよりも低くなる傾向が認められるが、これは酸素の挙動にも見られたようにスラグの吸湿性あるいは FeO の活量が大きくなることに起因すると考えられる。

上記実験結果と比較する意味で、AlおよびTiを含

むSACM1, SUS29, 多くの合金元素を含むSKH9, CrあるいはNiを含むSUJ2, SUS24, SUS27, およびS50Cなどの実用鋼種のES融解における合金元素の歩どまりを示すとFig.8のとおりである。すなわちいずれの場合もC, P, Ni, Mo, Wなどの元素はどのスラグを用いてもほとんど変化せず、Crの歩どまりもSUJ2を除けばほとんど変化していない。本実験に用いたSUJ2は真空融解材であり、Crよりも脱酸力の強い元素は含まれておらず、したがって S_s の小さい酸化物系スラグを用いた場合にみられるCrの歩どまりの低下は、スラグによるCrの酸化によるものと考えられる。Sは前述のように S_s 約1.6以上の CaF_2 系スラグを用いた場合には減少を示す。SiおよびMnは上記合金元素を添加した炭素鋼の場合とまったく同様の傾向を示しており、 S_s の小さい酸化物系スラグを用いてAlやTiを含むSACM1, SUS29を融解した場合には、AlやTiによるスラグの還元によりSiの増加はかなりいちじるしい。一方AlはSACM1をはじめとし、比較的Al量の多い鋼種では融解によつて減少し、

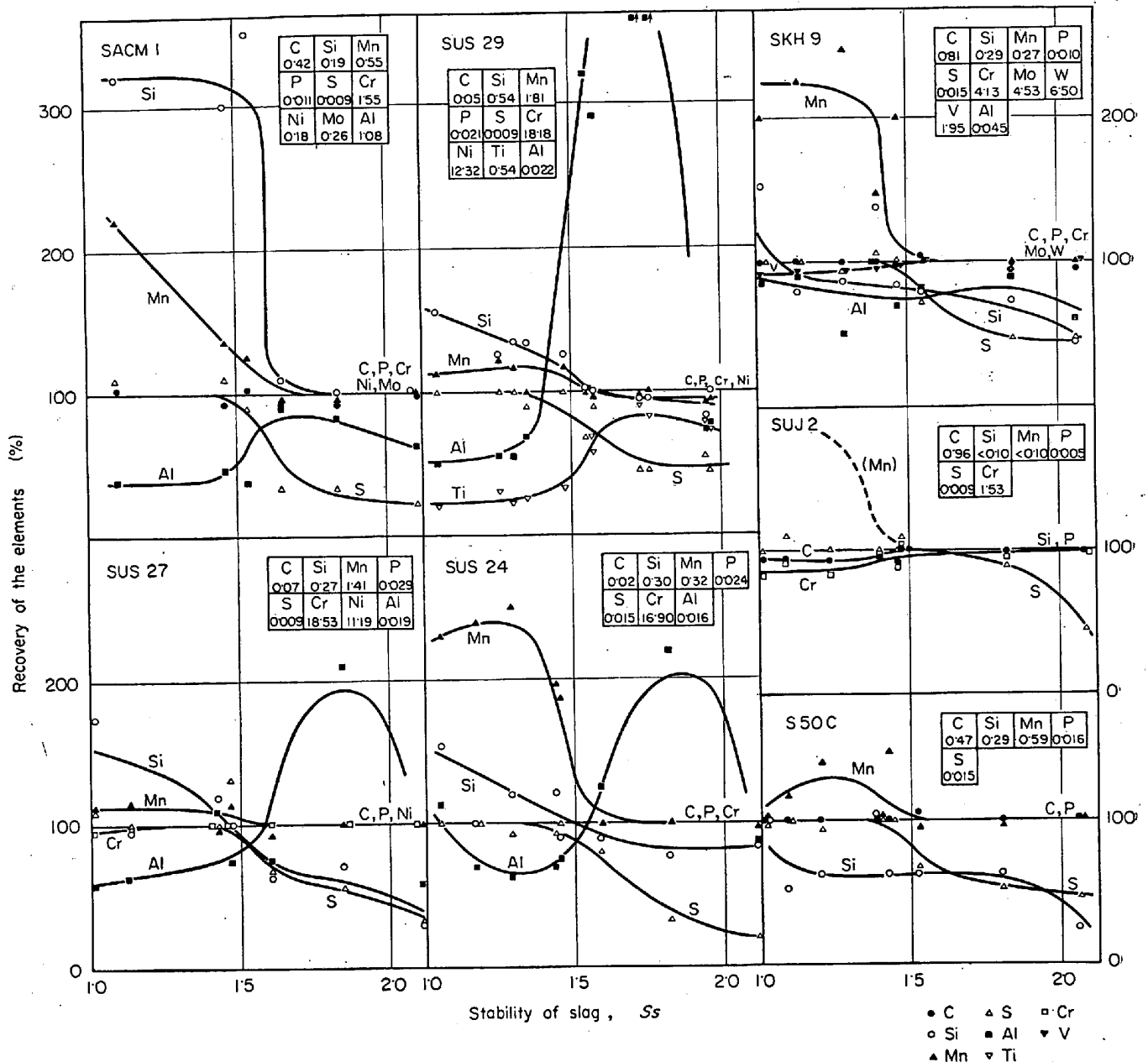
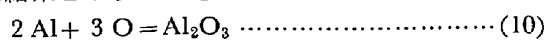


Fig. 8. Recovery of the elements after electro-slag remelting of the commercial steel.

その傾向はとくに Al_2O_3 を含まないスラグを用いた場合に顕著である。また電極材中の Al 量が比較的に少なく約 0.02% 以下の場合には Al_2O_3 を含む CaF_2 系スラグたとえば ANF-6 や 48-OF-6 を使用して融解すると Al は逆に増加する傾向がある。融解後の使用スラグおよび鋳塊の分析値を用い、 $\gamma_{\text{Al}_2\text{O}_3}=1$ と仮定し、また 1600°C における f_{Al} および f_{O} には ELLIOTT の値⁹⁾を用いて、(10)式の反応の平衡定数 K を計算した結果、ならびに大型炉による 100 kg SUS 29 および 1 t SUJ 2 の融解実験における分析値を用いて同様に平衡定数を計算した結果を示すと Fig. 9 のとおりである。



$$K = a_{\text{Al}_2\text{O}_3} / a_{\text{Al}}^2 \cdot a_{\text{O}}^3 \quad \text{.....(11)}$$

小型炉による SACM 1 (Al 約 1%) についての値は小さくかなりばらついているが、他の鋼種についての値は $10^9 \sim 10^{11}$ であり、とくに CaF_2 系スラグを用いた場合の値は 10^{11} 前後である。さらに大型炉の場合のように鋳塊が大きくなると K の値も小型炉における場合にくらべてやや大きく、 $10^{10} \sim 10^{12}$ の order である。スラグの種類により値がばらつくのはスラグ中の Al_2O_3 の活量係数を 1 としたことおよび温度に起因すると考えられる。上述の値は 2000°K における学振の推奨値 ($\log K = 649,000/T - 20.63$) $K = 6.6 \times 10^{11}$ と比較的によく一致しており、実際の融解条件を考慮すれば、Al はスラグ

—メタル間で十分平衡に達していると考えられる。小型炉においては大型炉よりも電流密度が高く、融解温度が部分的には相当高くなつていると考えられ、また酸化物のスラグによる吸収、溶解あるいは溶鋼プール内における浮上分離が大型炉ほど十分ではない。とくに Al 量の

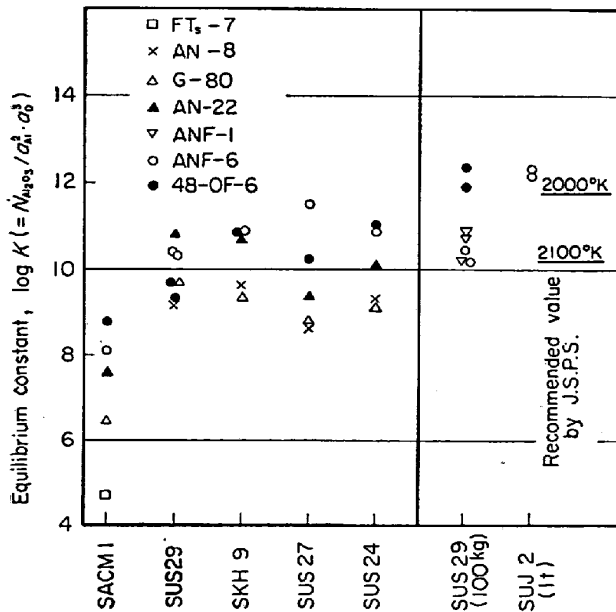
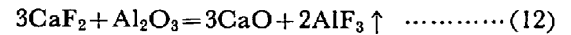


Fig. 9. Equilibrium constant of the reaction $2\text{Al} + 3\text{O} = (\text{Al}_2\text{O}_3)$ in some steels.

多い SACM1 における計算値のばらつきはこのような原因が大きく影響している結果であろう。一般に Al_2O_3 を含む CaF_2 系スラグを使用した場合、スラグ中の Al_2O_3 は融解により減少するが、ANF-6 におけるほうが 48-OF-6 の場合よりもいちじるしい。その 1 例として SUS 29 および SUJ 2 を E S 融解した場合についての実験結果を Table 8 に示す。この場合 (12) 式に示したような反応により Al は気相に移行し、スラグ中の Al_2O_3 が



減少すると考えられ、事実 ANF-6 を使用した場合は、これに対応して融解後の CaO は増加しているが、CaO を多量に含む CaF_2 系スラグたとえば 48-OF-6 を用いた場合には、このような現象はほとんど認められない。これは CaO が存在するために (12) 式が右へ進みにくいためである。

3.2 非金属介在物

E S 融解法はその特長の 1 つとして溶鋼粒の溶融スラグ層による浄化作用がいちじるしく、また溶鋼プール内における非金属介在物の浮上分離効果も大きいため、清浄な鋼が得られるといわれている。小型炉による実験においては溶鋼プールも小さく、溶融スラグ層の厚さもうすいので、非金属介在物の除去という点で大型炉より不

Table 8. Some examples of changes in slag composition by remelting.

		SiO_2	Al_2O_3	MnO	CaO	MgO	TiO_2	CaF_2	T.Fe	P	S
Ti added carbon steel	before	—	34.8	—	0.3	—	—	63.0	—	<0.001	0.013
	after	—	28.1	—	6.8	—	3.18	48.6	1.11	0.003	0.028
	SUS 29 (850 g)	before	33.3	—	1.8	—	—	64.2	0.10	0.008	0.006
	after	—	29.0	—	0.2	—	2.45	64.1	0.23	0.008	0.017
SUS 29 (100 kg)	before	0.30	38.2	<0.05	1.5	1.4	<0.05	64.6	<0.05	<0.005	0.015
	after	0.72	27.4	0.56	2.3	1.7	6.28	60.9	<0.05	<0.005	0.046
Cr added carbon steel	before	—	34.8	—	0.3	—	—	63.0	—	<0.001	0.013
	after	—	31.4	—	10.1	—	—	48.4	1.11	0.003	0.010
	SUJ 2 (850 g)	before	33.3	—	1.8	—	—	64.2	0.10	0.008	0.006
	after	—	22.4	—	1.4	—	—	67.1	2.24	0.005	<0.001
SUJ 2 (100 kg)	before	0.10	33.4	—	2.6	—	—	60.1	0.11	0.014	0.013
	after	1.74	26.5	—	7.7	—	—	57.4	0.23	0.005	0.003
SUJ 2 (1 t)	before	3.04	32.5	0.22	1.9	0.08	—	59.6	<0.05	<0.005	0.006
	after	4.22	29.3	0.42	2.6	0.27	—	59.6	<0.05	<0.005	0.004
Ti added carbon steel	before	—	25.9	—	20.4	3.76	—	48.4	0.67	0.008	0.042
	after	—	23.8	—	20.0	3.82	5.02	47.2	1.91	0.004	0.081
SUS 29 (850 g)	before	—	24.7	—	21.3	4.95	—	51.2	0.09	0.023	0.016
	after	—	20.7	—	17.2	5.60	6.65	46.8	0.28	0.008	0.024
SUS 29 (100 kg)	before	0.78	24.2	0.24	22.4	4.19	<0.05	50.2	<0.05	0.008	0.018
	after	1.66	22.4	0.10	22.1	4.26	6.85	45.0	<0.05	<0.005	0.100
Cr added carbon steel	before	—	25.3	—	20.1	—	—	54.5	—	0.021	0.022
	after	—	22.6	—	18.6	—	—	53.3	—	0.007	0.038
SUJ 2 (850 g)	before	—	24.7	—	21.3	4.95	—	51.2	0.09	0.023	0.016
	after	—	20.9	—	20.0	6.78	—	48.2	0.84	0.008	0.030
SUJ 2 (100 kg)	before	0.02	23.9	0.28	18.7	3.43	—	53.1	0.28	0.012	0.054
	after	1.76	21.9	0.20	17.5	3.54	—	50.8	0.91	0.013	0.008
SUJ 2 (1 t)	before	1.33	23.4	<0.10	18.2	2.90	—	54.8	<0.10	<0.005	0.025
	after	3.83	22.5	<0.10	20.1	1.74	—	48.6	0.11	<0.005	0.038

Table 9. Cleanliness of the steels, $d_{60} \times 400$.

Steels	Before remelting	After remelting				
		FTs-7	G-80	ANF-6	48-OF-6	ANF-7
SUS 29	0.225	0.087	0.100	0.129	0.133	0.096
SUS 29*	0.225	—	—	0.112	0.108	0.104
SUP 6	0.079	0.087	0.067	0.075	0.087	0.075
SUH 3	0.075	0.112	0.071	0.083	0.083	0.042
SUS 27	0.150	0.104	0.084	0.059	0.050	0.038
SUS 24	0.133	0.150	0.137	0.096	0.071	0.071
SUJ 2	0.033	0.058	0.081	0.063	0.079	0.050

* Remelted under argon

ES-41 ANF-1
a) Remelted ingots

ES-33 ANF-6

ES-34 48-OF-6

b) Macro-structure

Photo. 3. Electro-slag remelted ingots and macro-structure of the titanium contained stainless steel (SUS 29).

利であるが、Table 9 に示したように比較的に非金属介在物の多い電極材を融解した場合、使用したスラグの種類によつてはかなりの清浄度の向上が認められる。すなわち SUS 29, SUS 27 および SUS 24 を CaF_2 系スラグを用いて融解すると清浄度はよくなり、電極材の約 1/2 になる。しかし本実験に用いた低合金鋼の場合にはいずれも電極材自体の清浄度がかなりよく、融解材の清浄度には大きな変化は認められない。また SUJ 2 は真空融解材を電極材としており、融解をおこなうことによつてかえつて清浄度は低下している。したがつて一般には、鋼を E S 融解することにより非金属介在物を分離除去し、その清浄度の向上をはかることができるが、清浄鋼の製造法としては、むしろ真空アーク融解法のほうがはるかに効果的である。非金属介在物の非常に少ない真

空融解材を E S 融解すると、かえつて清浄度が低下するので、本法の適用の際にはこの点によく留意する必要がある。

3.3 ステンレス鋼 SUS 29 のエレクトロスラグ融解

3.3.1 鋳塊の性状

E S 融解してつくつた鋳塊および縦断面のマクロ組織の 1 例を示すと、Photo. 3 のとおりである。鋳塊肌は 48-OF-6 を使用した場合もつともよく、ANF-6 でもかなり良好であるが、ANF-1 を用いた場合には小さいスラグの巻き込みが認められた。縦断面のマクロ組織はいずれも非常に良好である。Photo. 4 は融解前後のミクロ組織の 1 例を示したものであり、E S 融解をおこなうことによつて非金属介在物の偏析はほとんどなくなり、Ti を含む SUS 29 においてはその量も低減する。

Before remelting After remelting ×200 (2/3)
 Photo. 4. Effect of electro-slag remelting on the microscopic structure of the titanium contained stainless steel (SUS 29).

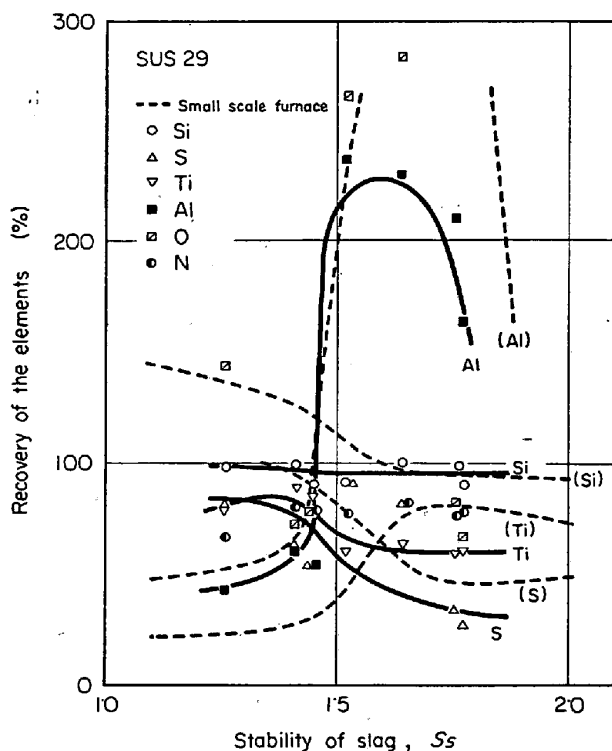
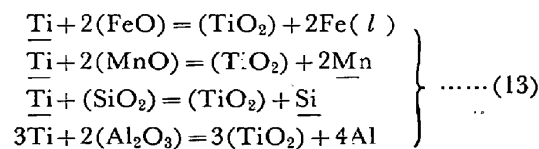


Fig. 10. Recovery of the elements after electro-slag remelting of the titanium contained stainless steel (SUS 29).

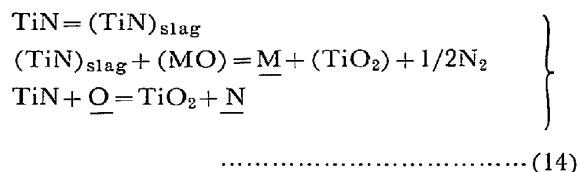
3.3.2 合金元素の挙動

E S 融解を適用することによって鋳塊内における Ti 以外の成分元素の偏析はほとんどなくなる。Ti は鋳塊の底部から頭部にかけて、スラグ中の TiO_2 の増加に対応してその歩どまりは 60% から 75% に増加している。スラグの種類による諸元素の挙動については小型炉の場合と同様であるが、Si, S, Ti および Al についてスラグの S_s との関係を図 10 に示す。 S_s の比較的小さい ANF-1 においては Ti の歩どまりは高くしかも若干脱硫が認められ、小型炉の場合と異なるが、これは CaF_2 系スラグに対して、 CaF_2 の影響を考慮せずに S_s 値を決めた点に問題があると考えられる。Ti は電極材中においては固溶 Ti, 窒化物(多い), 酸化物, 炭化物, 硫化

物などの形で存在するが、融解過程においてはこれらは溶融状態にある電極表面、溶鋼粒あるいは溶鋼プールと溶融スラグとの界面を通してスラグと反応する。とくに Ti の減少は酸化物を含む CaF_2 系スラグを使用した場合にいちじるしく、電極材中に存在する Ti の化合物とともに、次式のような反応により Ti も溶融スラグに移行する。



Al は前記 3.1.4 項に述べたように、融解過程を通じ (10) 式の反応によりほぼ平衡している。一方酸素量については ANF-1 および 48-OF-6 を使用した場合は電極材とほとんど変わらないが、AFN-6 を用いた場合は増加している。酸素の挙動を支配するのは、(1) 電極中の固溶酸素および酸化物量、(2) 雰囲気からの溶融スラグ層を通しての溶鋼の酸化、(3) スラグ中の不安定な酸化物による溶鋼の酸化、などと考えられる。本実験に用いた電極材中の酸素量は少ないが (0.002%), 表面酸化物あるいは酸化物系介在物などがかなりあつても、それらは溶鋼粒が溶融スラグ層を通過する際に吸収除去されると考えられる。また大気とアルゴン雰囲気による差がほとんど認められないこと、スラグ量の多いことなどの点から考えると、酸素の挙動にもつとも影響するのは (3) のスラグ中の不安定な酸化物による溶鋼の酸化と考えられる。酸化物をほとんど含まない ANF-1 を用いた場合、このスラグは溶鋼に対して酸素の供給源とならないので、Ti の減少に比例して酸素量も電極材よりもわずかながら減少しており、これに対応して融解後のスラグ中には TiO_2 成分の増加が認められる。一方酸化物を含む CaF_2 系スラグ ANF-6 および 48-OF-6 では、スラグ中の酸化物の分解による溶鋼の酸化がおこり、溶鋼中では O は Al, Ti, Si, Mn などと反応して酸化物を生成し、スラグ層中へ移行する。この場合 48-OF-6 では CaO 成分の存在により、スラグ-メタル界面の酸素ポテンシャルが ANF-6 にくらべてかなり低いので、酸素は ANF-6 を用いた場合ほど増加せず、電極材とほぼ同程度の値を示している。窒素はいずれのスラグを用いても E S 融解によつて約 20% 程度減少する。電極材中の窒素はその大部分が還元性の鉍酸に不溶性の窒素であり、主として Ti の窒化物によるものと考えられるが、E S 融解によつてこの不溶性の窒素だけが減少している。この窒素の減少は主として (14) 式に示したような反応にもとづくのであると考えられる。



つぎに興味深い点は ANF-1 を用いて ES 融解した鑄塊の表層部に、Photo. 5 に見られるように、Ti の化合物が非常に多く凝集していることである。これはスラグに接して凝固したあらゆる部分に認められ、熔融状態でスラグ-メタル界面に凝集していたものと考えられる。これらは形態および色調からみて Ti の窒化物である。Чучмарев¹⁸⁾、Ершов¹⁹⁾らによれば、TiN は CaF₂ 系スラグよりも酸化物系スラグに対する付着仕事(濡れ)が大きいといわれている。この点を考慮すれば、Ti の化合物はスラグ-メタル間に吸着されるが、酸化物を含むスラグの場合には(14)式の反応が進み、また濡れやすいためにスラグ層中に吸収され溶け込んでしまうのに対し、酸化物をわずかしき含まないスラグあるいはほとんど含まないスラグ、たとえば ANF-1 においては(14)

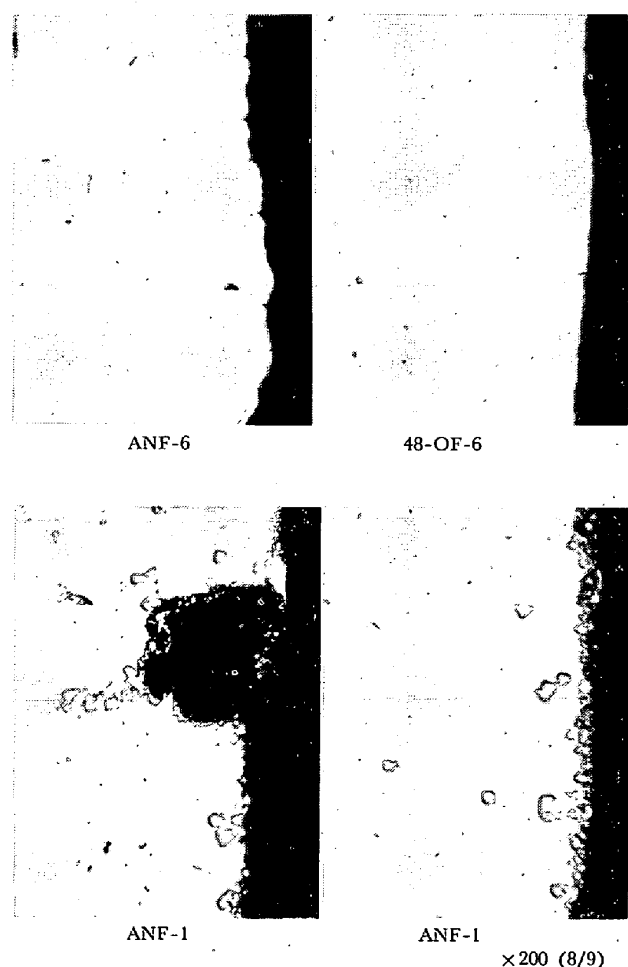


Photo. 5. Compounds of titanium at the surface of ingot.

式の反応が起こりにくく、また濡れにくいために Ti の化合物が凝固後の鑄塊表面に残ると考えられる。

3.4 高速度鋼 SKH 9 のエレクトロスラグ融解

3.4.1 エレクトロスラグ融解鑄塊

鑄塊の外観およびマクロ組織はいずれも良好であり、鑄塊内の成分偏析はほとんど認められなかつた。一方融解後に Si, S および酸素の減少が認められるが、Si および S は塩基度の大きい 48-OF-6 を用いた場合のほうが ANF-6 よりも減少が大きい、また酸素は融解電力の大きい場合よりも小さい場合に減少が大きい、電力の小さい場合には後述するように溶鋼プールの深さが浅く、しかも凝固速度が遅いので、溶鋼プール内における酸化物の浮上分離が効果的におこなわれるためと考えられる。その他の元素については ES 融解による変化はほとんど認められない。

3.4.2 20 mm φ 鍛造材

鑄塊の各種実験に供した残りの半割材を Fig. 11 に示した順序で 20 mm φ に鍛造した棒材について 2.2.4 項に述べたような試験をおこなつた。

電極材および 20 mm φ 鍛造材の化学成分組成を示すと、Table 10のとおりである。なお A, B, C および D は比較材である。

ES 融解材の炭化物は細かく均一に分布し、JIS 分割法による結晶粒度は Fig. 12 に示したように ES 融解材は 1250°C を境に急激に粗大化する傾向が認められるが、比較材 B よりも細かい。比較材 C の結晶粒度は細かいが、これは窒素量が他に比し高いためと考えられる。つぎに供試材を 1220°C ~ 1260°C から焼入れし、溶融組織の現出温度を調べたところ、ES 融解材は比較材より約 10°C 高くなる。

非金属介在物は ES 融解により JIS A 系および B 系が減少し、全体として電極材の 1/2 以下となる。

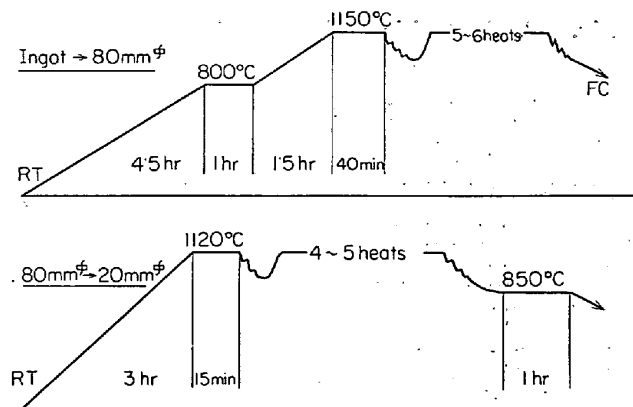


Fig. 11. Forging of the high speed steel ingot.

Table 10. Chemical composition of samples.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Al	Ti	Zr	Cu	Co	O	N
Electrode (140 ϕ)	0.84	0.32	0.26	0.012	0.015	4.09	5.12	6.37	2.03	—	—	—	—	—	0.0038	0.014
ES-steel (20 ϕ)	0.82	0.29	0.26	0.014	0.009	4.13	5.19	6.34	2.03	—	—	—	—	—	0.0025	0.016
Steel-A (22 ϕ)	0.84	0.23	0.28	0.014	0.016	4.21	5.20	6.35	1.99	0.007	—	—	0.030	0.24	0.0052	0.014
Steel-B (20 ϕ)	0.82	0.24	0.26	0.013	0.011	4.04	5.11	6.42	2.00	0.013	0.002	tr	0.030	—	—	—
Steel-C (20 ϕ)	0.88	0.43	0.37	0.021	0.009	3.99	5.11	6.36	1.87	0.014	0.002	0.004	0.030	0.52	0.0046	0.030
Steel-D (21 ϕ)	0.83	0.24	0.32	0.022	0.006	3.72	4.83	6.20	2.05	0.004	0.006	0.003	0.090	—	—	—

ES; Electro-slag remelted, A,B,C,D : Steels for comparison

Table 11. Effect of electro-slag remelting on mechanical properties of SCM 4.

	Tensile strength kg/mm ²		Proof stress kg/mm ²		Elongation %		Reduction %		Impact value (charpy) kg m/cm ²	
	Long.*	Trans.**	Long.	Trans.	Long.	Trans.	Long.	Trans.	Long.	Trans.
Before remelting	83.5	85.2	66.8	69.0	24.3	18.9	66.3	46.8	15.9	5.6
After remelting	85.3	84.3	67.8	67.5	23.6	20.6	64.6	56.8	17.6	12.6

* Long. : longitudinal direction, ** Trans. : transversal direction

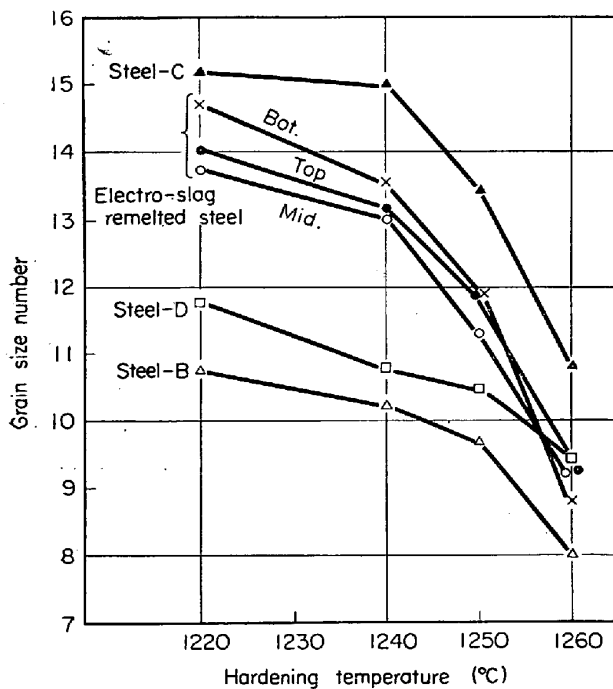


Fig. 12. Austenitic grain size of the high speed steel (SKH 9, bars).

焼入れ焼もどし硬さについてはES融解材と比較材との差はほとんど認められない。

バイトによる連続切削試験を実施するため、試験用バイトを製作し比較材とともに調査したが、Fig. 13に示したように切削寿命はほぼ供試材の硬さに対応している。この結果だけでは判定できないが、いずれにしろES融解材の低速における寿命は長くなると考えられる。

3.5 構造用合金鋼 SCM 4 のエレクトロスラグ融解

ES融解法を適用することにより、非金属介在物の減

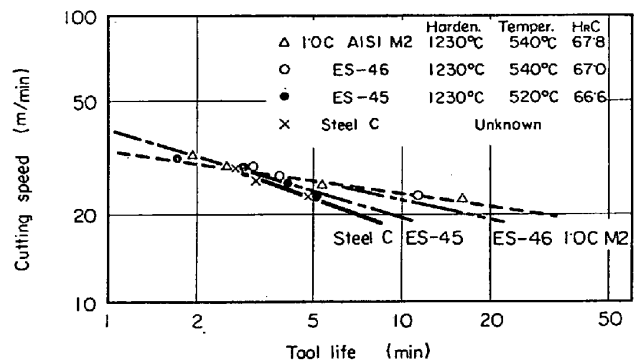


Fig. 13. Cutting test of the high speed steel cutting tools.

少なれば組織の均一化にともなう材質の向上が期待できるが、構造用合金鋼 SCM 4 の機械的性質におよぼすES融解の効果を検討した結果を示すと Table 11 のとおりである。とくに組織の均一化により、加工に対し横方向の延性の向上がいちじるしく、縦方向、横方向の差が小さくなることが注目される。

3.6 高炭素クロム軸受鋼 SUJ 2 のエレクトロスラグ融解

3.6.1 鑄造電極材

鑄造電極材は 10 t 塩基性電弧炉にて溶製し、流滴取鍋脱ガス処理後、内径 266 mm ϕ 、高さ 2770 mm の 2 段重ね割型鑄型に上注法により造塊した。鑄造電極材の縦断面のマクロ組織を示すと Photo. 6 のとおりであり中心部には多数の収縮孔が認められる。なおマクロ腐食試験の加熱時に熱応力による割れが生じたが、ES融解用の電極材としてはさしつかえない。この鑄造電極材に



Photo. 6. Macro-structure of cast electrode.

おける成分偏析を示すと Fig. 14 のとおりである。

3-6-2 エレクトロスラグ融解鑄塊

鑄造電極材および鍛造電極材を同一条件 (ANF-6, 50 V, 7.5 kA) において E S 融解し、縦割りをおこなったのちサルファプリント、マクロ組織、成分偏析などの調査をおこなった。Photo. 7 に示したように、鑄塊はいずれも健全であり、S の偏析はほとんど認められない。

成分元素の挙動については、E S 融解によつて 30~50 % の S の減少が認められ、Si および Cr はわずかではあるが減少する傾向を示す。酸素は脱ガス処理した電極材を使用したため、E S 融解によつても 0.002% 程度でほとんど変化は認められない。

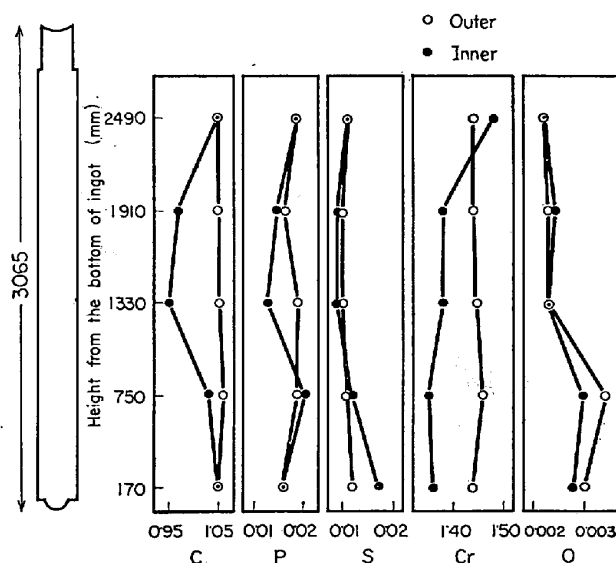


Fig. 14. Segregation of the elements in cast electrode.

3-6-3 128 mm ϕ ビレット材

E S 融解材は超音波探傷試験および横断面のマクロ組織において、いずれも欠陥は認められなかった。

3-6-4 65 mm ϕ 棒材

E S 融解材のマクロ組織は良好であり、地キズはまったく認められなかった。焼入れ性および機械的性質についても比較材との差は認められない。

清浄度の測定結果は Table 12 に示したように、E S 57, 60 をのぞいて比較材よりも良好である。E S 融解法においては脱硫がかなり顕著であるため、A系の非金属介在物が減少するのに対し、スラグからの Al の増加により B系の非金属介在物の減少は認められない。逆に真空アーク融解材においては B系の非金属介在物の減少が顕著である。

棒材から 60 mm ϕ $\times$ 40 mm ϕ $\times$ 15 mm のリングを加工し、焼入れ (840°C $\times$ 30 min または 850°C $\times$ 20 min 油焼入れ)・焼もどし (150°C $\times$ 1hr または 165°C $\times$ 1

Table 12. Cleanliness of SUJ 2 (65 mm ϕ bar), $d_{60 \times 400}$.

	JIS A type	JIS B type	JIS C type	A + B + C
E S -25	0.008	0.008	0.017	0.033
E S -24	0.012	0.012	0.012	0.036
E S -57	0.017	0.021	0.017	0.055
E S -59	0.008	0.004	0.008	0.020
E S -60	0.021	0.012	0.012	0.045
Vacuum arc melted steel	0.033	0.000	0.017	0.050
Degassed steel	0.062	0.012	0.017	0.091

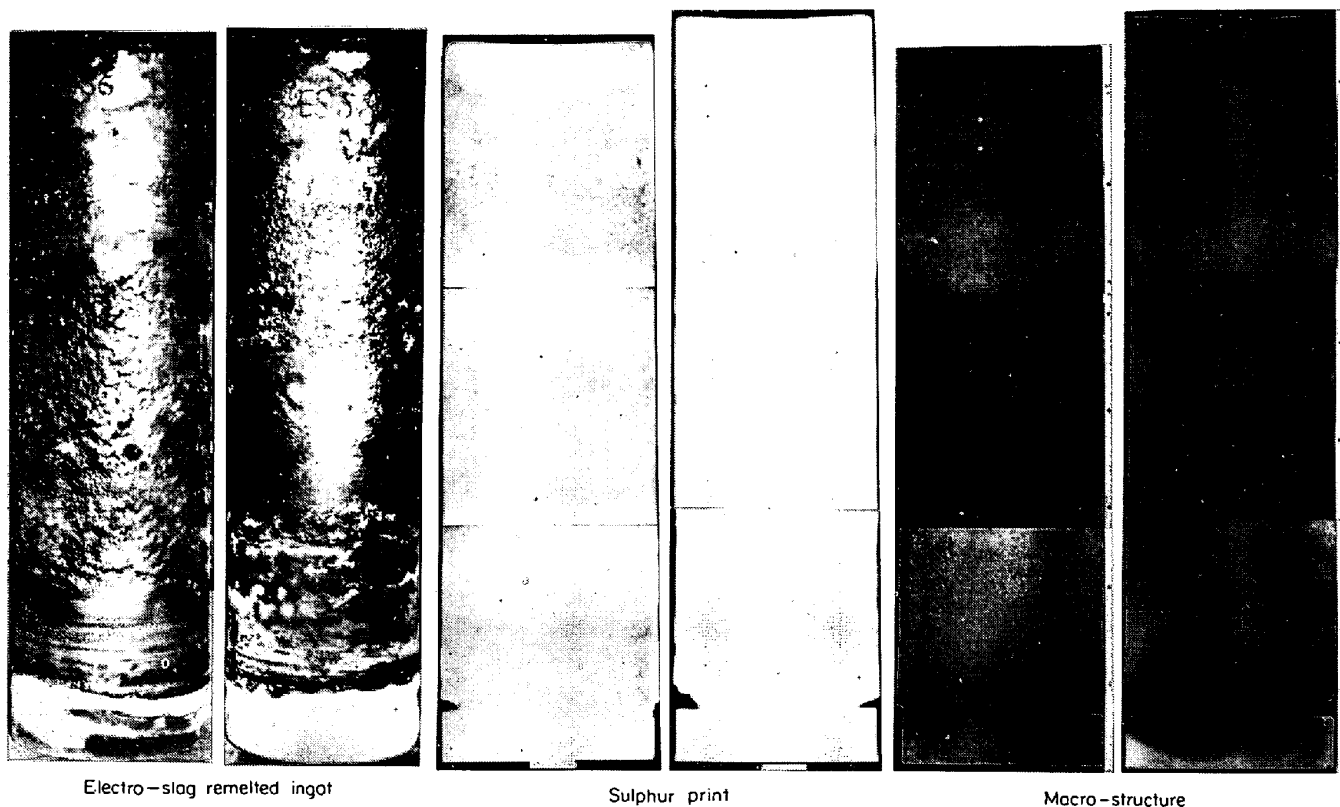


Photo. 7. Electro-slag remelted ingot and its macro-structure of the bearing steels (SUJ 2).

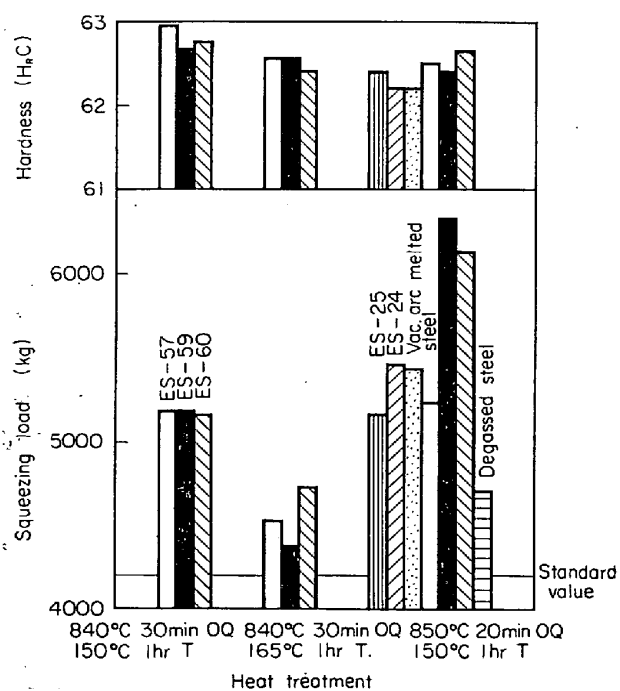


Fig. 15. Hardness and squeezing test of the bearing steel bars (SUJ 2, 65 mm ϕ).

hr) 処理後、硬さおよび圧壊値を測定した結果を示すと Fig. 15 のとおりである。840°C × 30 min 油焼れ、150°C × 1hr 焼もどしの熱処理条件の場合、ES 融解材の圧壊値は規格値および脱ガス処理材よりも高く安定して

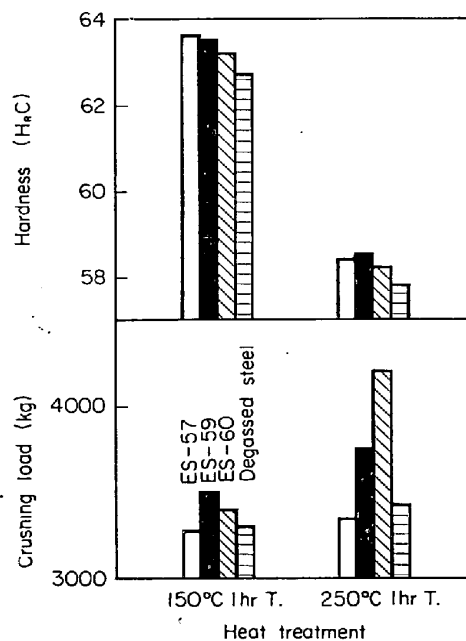


Fig. 16. Hardness and crushing test of the bearing steel roller (SUJ 2, 5.5 mm ϕ).

おり、硬さも最高を示している。

3.6.5 6.5 mm ϕ 線材

非金属介在物は 65 mm ϕ 棒材の場合とほぼ同様であるが、伸線加工が進むにしたがつて非金属介在物は小さくなり清浄度は向上する。

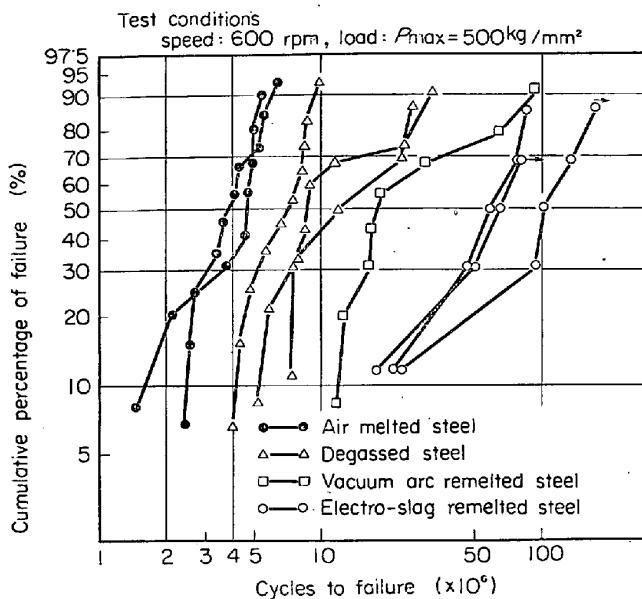


Fig. 17. Results of thrust type static load life testing of the bearing steel (SUJ 2).

6.5 mm ϕ 線材から加工した 5.5 mm ϕ $\times$ 5.5 mm の円筒コを 820°C $\times$ 23 min 油焼入れ, 150°C あるいは 250°C $\times$ 1hr の焼もどしをおこない, 硬さおよび圧碎値を測定した結果を示すと Fig. 16 のとおりであり, 脱ガス処理材と同程度またはわずかによい結果を示す。

3.6.6 寿命試験

軸受寿命を検討するために 65 mm ϕ 棒材から 60 mm ϕ $\times$ 5.5 mm の円板を加工し, スラスト型の静荷重試験機により寿命試験をおこなった結果を示すと Fig. 17 のとおりである。E S 融解材および真空アーク融解材の寿命は大気造塊材, 脱ガス処理材にくらべていちじるしく長い, さらに E S 融解材は真空アーク融解材の 2 倍程度の寿命を示す。

6.5 mm ϕ 線材から加工して 3/8 inch のベアリングボールを製造し, 曾田式動荷重試験機により寿命試験をおこなった結果を示す

と Table 13 のとおりである。大気造塊材, 脱ガス処理材のなかには 100 hr 未満でベアリングボールの表面の剝離したものがあり, E S 融解材においても大気融解材を電極材として融解した E S 25 においては 200 hr 未満で 2 組の試験片が剝離した。しかしながら脱ガス材を電極材とした E S 24 および真空アーク融解材においてはいずれも 200 hr 以上の安定した寿命を示している。

軸受鋼の寿命についての報告は少ないが, ANTOINE²⁰⁾ らによれば軸受鋼を E S 融解すると疲労限度は約 15% 向上し, その寿命も一般材の 2.5~3 倍になるといわれている。本実験結果においても軸受寿命に対する E S 融解の効果が明らかに認められる。

4. エレクトロスラグ融解法に関する 2, 3 の考察

4.1 操業条件

E S 融解法においては電極材の融解はスラグの抵抗熱によりおこなわれるので, 操業中の電氣的条件の変動は真空アーク融解法などに比べて少なく, きわめて安定している。しかしながら融解開始時の溶融スラグ層が形成されるまでは Fig. 18 に示したように不安定であり, また安定操業時においても電極の昇降の遅速により, 電極がスラグから抜けてアークの発生をきたしたり, あるいは溶鋼との間に短絡したりして不安定になる場合があ

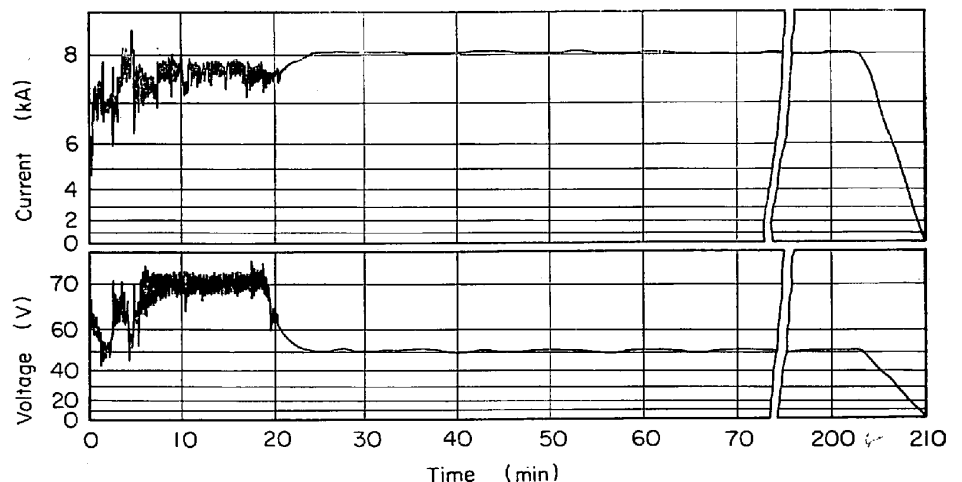


Fig. 18. Electric conditions during electro-slag remelting.

Table 13. Results of "Soda" type dynamic load life testing of SUJ 2.

	Life time, hr							
	200*	200*	200*	200*	200*	200*	200*	203*
Electro-slag remelted steel	200*	200*	200*	200*	200*	200*	200*	200*
Vacuum arc melted steel	73	100*	100*	100*	100*	100*	100*	100*
Degassed steel	68	69	100*	100*	100*	100*	100*	100*
Air melted steel								

* Denotes testing was stopped

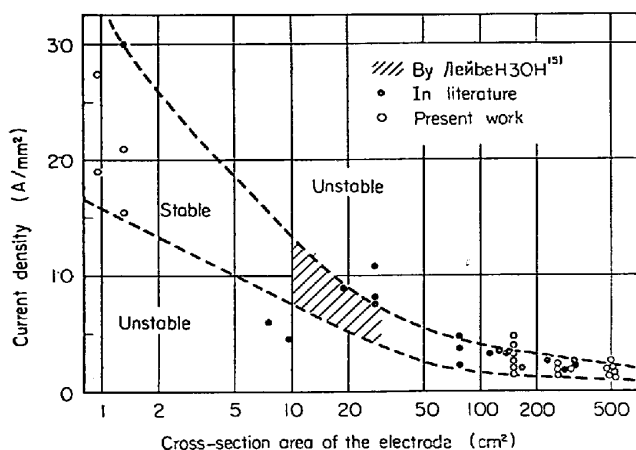


Fig. 19. Relation between cross-section area of the electrode and current density.

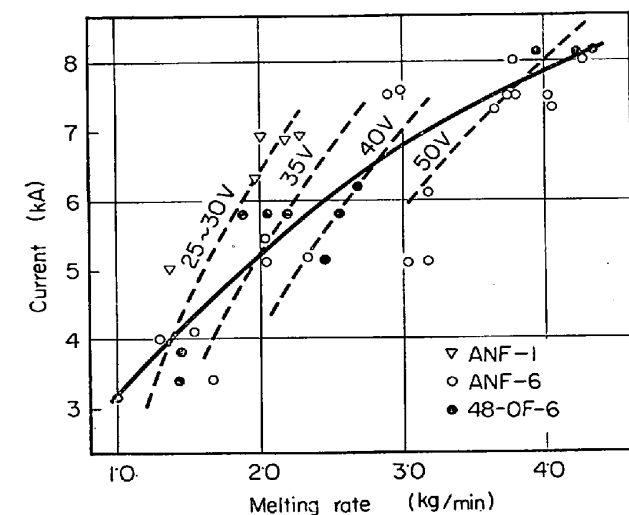


Fig. 20. Relation between melting rate and current.

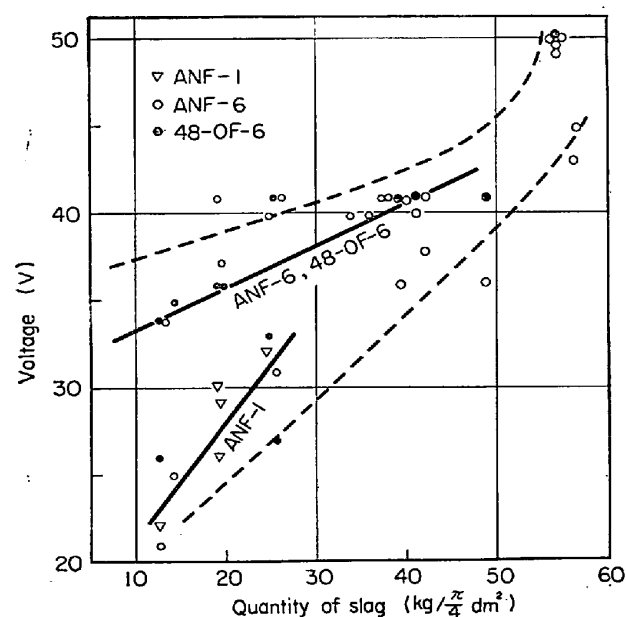


Fig. 21. Relation between quantity of slag and voltage.

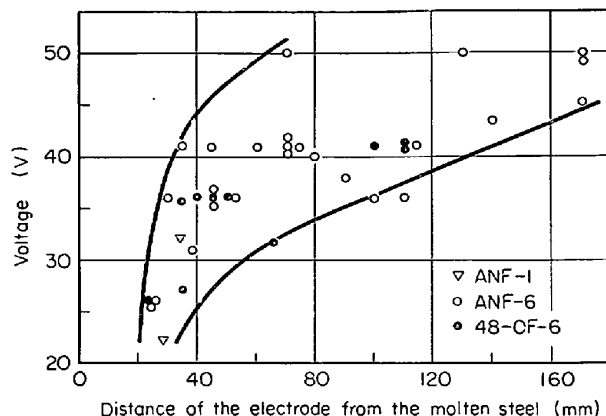


Fig. 22. Relation between the distance of the electrode from the molten steel and voltage.

る。電気的條件が不安定であると鋳塊表面上に欠陥としてあらわれるので、できるかぎり安定な条件で融解をおこなう必要がある。

これらの電気的條件は電極材、スラグの種類および量、電極および鋳型の大きさ(直径)などによつてきまるが、Fig. 19 に小型炉および大型炉における安定な融解条件ならびに文献の報告値について、電流密度と電極径との関係を示す。一般に適正な電流密度は電極径の増大とともに小さく、その範囲も狭くなる。安定融解時における融解電流と融解速度との関係を示すと Fig. 20 のとおりであり、安定融解条件にかなりの範囲があるためばらつきが大きいが、電流の増大とともに融解速度は大きくなる。電圧について分類すると破線のようになるが、電圧の増大とともに融解速度は大きくなる傾向にある。この融解電圧はスラグの種類および量により異なるが、Fig. 21 にスラグの深さに相当する量(スラグ量/鋳型断面積)と融解電圧との関係を示す。同一スラグ量に対して電極の挿入深さを変えることによりかなりの範囲で融解電圧を変えることができるが、電気抵抗の小さい ANF-1 の融解電圧は ANF-6 あるいは 48-OF-6 にくらべて低い。参考までに凝固後の電極先端およびスラグの状況から推定した電極間隔と融解電圧との関係を Fig. 22 に示す。実際の融解過程における電極間隔は、とくに電圧の高い場合にはこれよりも短いと考えられる。このように安定な電気的条件下において、設定電力、スラグ量あるいは電極の挿入深さを変えることにより融解速度を調整できるが、それにとまつて溶融スラグの動きあるいは溶鋼プールの形状などが変化する。

融解過程中的溶鋼プールの形状は凝固組織および非金属介在物の浮上分離などに影響をおよぼすと考えられるので、1 t 大型炉により SCM 4 について所定の位置にあらかじめ放射性 ³⁵S および後放射化する Au を封入し

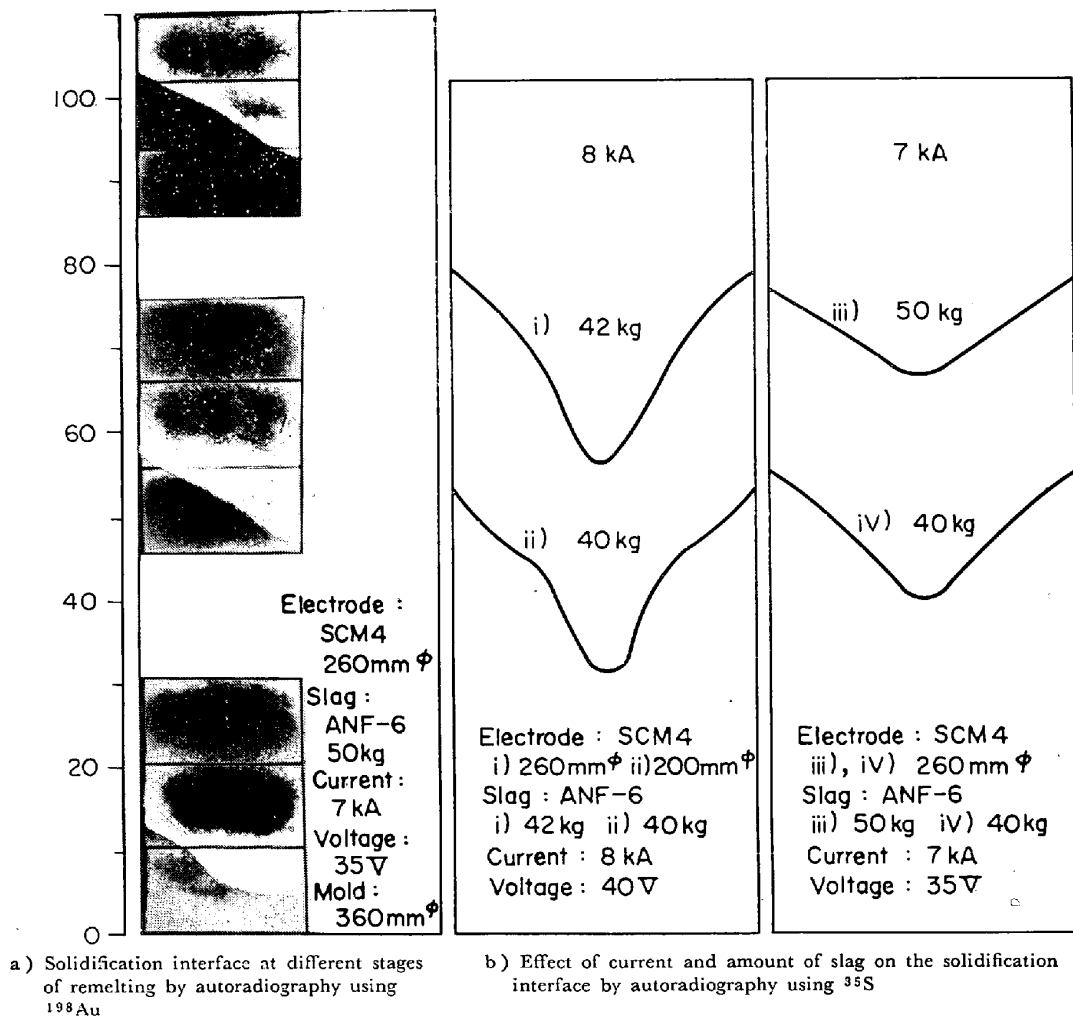


Fig. 23. Results on the solidification interface by autoradiography.

た電極材を使用し、電氣的条件、スラグ量、電極径などを変えてES融解をおこない、凝固鑄塊の縦断面について ^{35}S および ^{198}Au のオートラジオグラフィ法により、その凝固界面の形状を観察した。その結果をFig. 23に示す。a)は融解過程の凝固界面の変化を示しており、融解初期の溶鋼プールは浅くしかも広く複雑な形状を呈するが、定常状態においては一定でほとんど変化しない。一方同じ鑄型径に対し電極径が小さくなると、b-ii)に見られるように溶鋼プールの中心部が一段と深くなるが、電流密度は260mm ϕ においては $0.15\text{A}/\text{mm}^2$ であるのに対し、200mm ϕ においては $0.25\text{A}/\text{mm}^2$ であり、これが中心部付近に大きく影響するためと考えられる。電力についてはi)の320kVAとiv)の245kVAの場合に示したように、電力の大きい場合に明らかに溶鋼プールは深くなる。またiii), iv)に示したようにスラグ量が多くなるとそれだけ温度の分布が均一になるため、溶鋼プールは浅くなる。

融解中の溶鋼プールの深さを上述のオートラジオグラ

フおよび凝固鑄塊のマクロ組織の樹枝状晶の方向から凝固界面の形状を求めて実測した結果と融解電流との関係

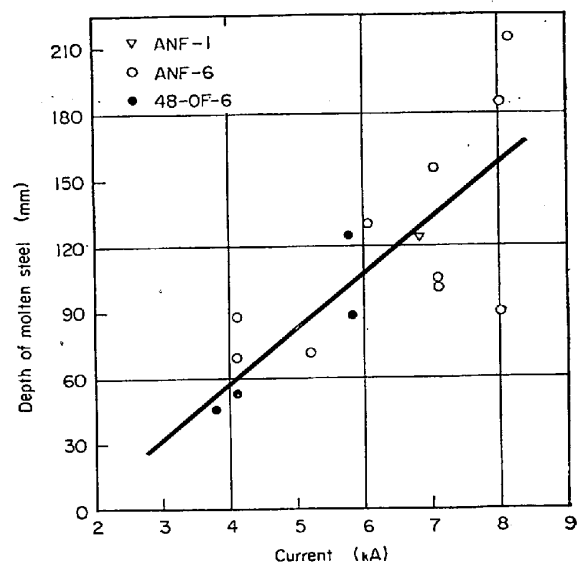


Fig. 24. Relation between current and the depth of molten steel.

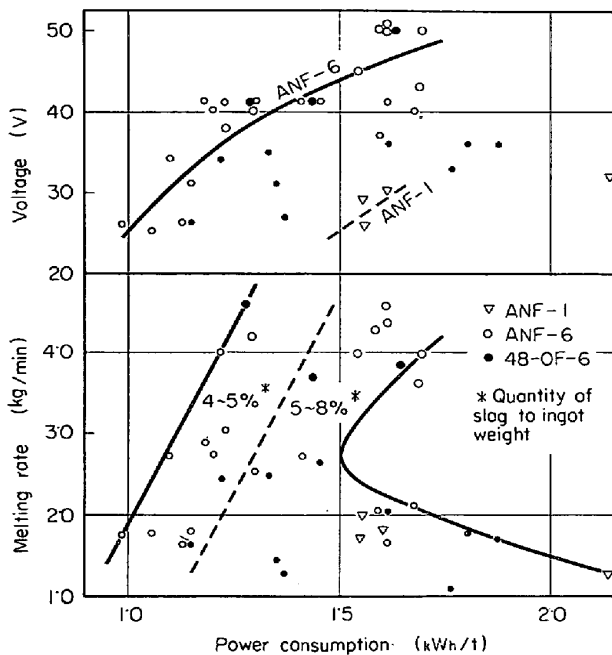


Fig. 25. Power consumption and productivity.

を示すと Fig. 24 のとおりである。ほぼ直線関係が得られ、融解電流が大きくなるとそれだけ溶鋼プールは深くなることからわかる。

さらに実用上より、融解開始時およびホットトップ時を含めた全融解工程における消費電力と融解電圧ならびに融解速度（生産性）との関係を示すと Fig. 25 のとおりである。消費電力は 48-OF-6 ではばらつきが大きく判然としないが、ANF-6 では融解電圧をあげると消費電力は多くなる。しかしながら電気抵抗の小さい ANF-1 よりはるかに消費電力は少ない。一方融解速度の点からみると、消費電力はスラグ量が少ない場合（4～5%）にはほぼ融解速度に比例して増大するが、スラグ量が多い場合（5～8%）には融解速度を遅くすることはかえって消費電力の増大をきたす。すなわちスラグ量の多い場合に

は、消費電力は融解速度が $0.15 \sim 0.18 \text{ t/hr}$ ($2.5 \sim 3.0 \text{ kg/min}$) のときに最小となる。これは融解速度が遅い場合、スラグの加熱および保温に多量の熱が奪われるためである。

実際操業においては上記のような種々の操業条件のほかに、目的に応じて適正な融解条件を決めなければならない。たとえばとくに非金属介在物が問題になるような鋼種については、溶鋼プールを浅くしかも融解速度を遅くしてその効果的な除去をはかり、また凝固組織が問題となるような鋼種については融解速度、冷却効果などを考慮する必要がある。一般に安定な操業条件として、スラグ量は鑄塊重量の 4～7%，融解電圧は 35～50V，電流密度は $0.1 \sim 0.5 \text{ A/mm}^2$ 程度と考えられる。

4.2 溶鋼-溶融スラグ界面反応

E S 融解法の特長の 1 つは溶鋼が粒滴の形でスラグ層を通過することであり、一般に溶鋼粒が非常に小さいため、反応界面積がいちじるしく増大し、精錬効果が大きくなるといわれている。しかしながらスラグ層中にある電極先端は溶融状態にあり、界面反応も考えられるので溶鋼プールと溶融スラグとの界面における反応なども含めて検討をおこなう必要がある。

Клюев²¹⁾は E S 融解法における界面反応について考察しているが、単位重量の溶鋼と溶融スラグとの界面反応の大きさ A は接触界面積 S と接触時間 t に比例すると考える。すなわち $A = S \cdot t (\text{cm}^2 \cdot \text{sec/g})$ と定義する。溶鋼と溶融スラグとの界面は (1) スラグ層中にある電極、(2) スラグ層中を通過する溶鋼粒、(3) 溶鋼プール、にわけられる。電極径 $d_e \text{ cm}$ ，鑄型径 $d_m \text{ cm}$ ，融解速度 $v \text{ g/sec}$ として単位重量に対する反応の大きさ A を考えてみよう。

(1) Photo. 8 は電極 (260 mm ϕ) の溶け残りの 1 例であるが、侵食を受けた山肌のように多数の凹凸が見ら



ES-57 electrode : 260mm ϕ , SUJ 2
slag : ANF-6, 58kg 8kA, 40V



ES-60 electrode : 250mm ϕ , SUJ 2
slag : ANF-6, 58kg 8kA, 50V

Photo. 8. Examples of the tip of electrode after remelting.

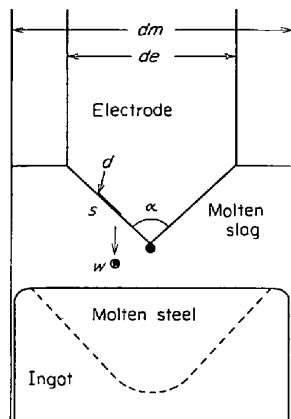


Fig. 26. Schema of interface reaction.

れる。融解中には溶鋼粒がこれらの突起部から雨のように無数に落下していると考えられる。模式的に Fig. 26 のように溶鋼粒が界面の m 個所の小部分から生じ、厚さ d に相当する部分が 1 滴になるとすれば、電極先端におけるこの小部分がスラグと接触する面積 s は $s = S_1/m$ (注), 溶鋼粒の平均重量 w は $w = s \cdot d \cdot \rho = S_1 \cdot d \cdot \rho / m$ (ρ : 溶鋼の密度) となる。接触時間 t_1 は 1 個所から溶鋼粒を生ずる頻度となるから、 $t_1 = m/n = mw/v$ (n : 単位時間に生ずる数), したがって A は小部分における単位重量に対する反応をあらわす大きさと考えてもよいから、 $A_1 = s \cdot t_1 / w = S_1/v$ となり、またスラグ層中にある電極を頂角 α をなす円錐と仮定すると、反応の大きさは (15) 式となる。

注) S_1 , A_1 , t_1 などの suffix 1, 2, 3 はそれぞれ (1) スラグ層中にある電極, (2) スラグ層中を通過する溶鋼粒, (3) 溶鋼プールと溶融スラグとの界面積, 反応の大きさ, 接触時間などをあらわす。

$$A_1 = \pi d_e^2 / 4v \sin(\alpha/2) \quad (\text{cm}^2 \cdot \text{sec/g}) \quad \dots (15)$$

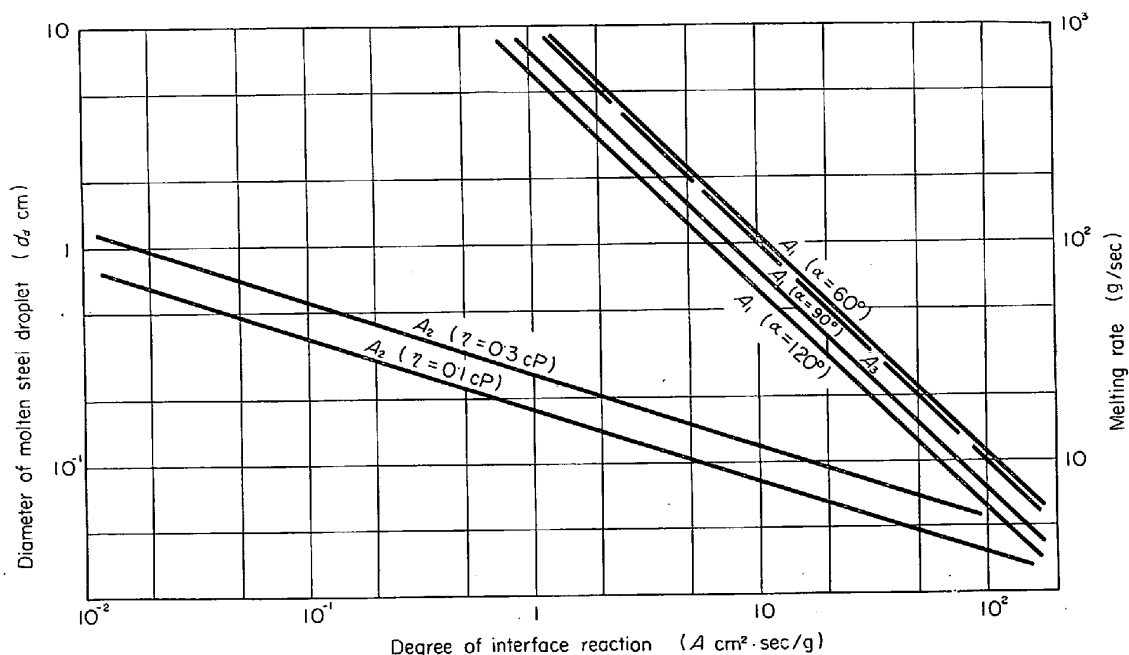
(2) 溶鋼粒が溶融スラグ層中を通過する場合、溶鋼粒を球形と仮定すれば界面積は $S_2 = \pi d_d^2$ (d_d : 溶鋼粒の直径) であり、接触時間を t_2 とすると、

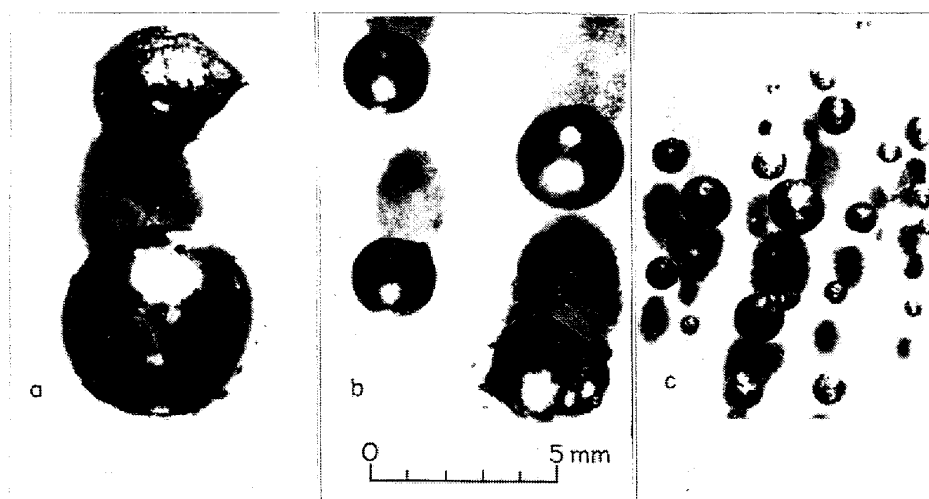
$$A_2 = S_2 \cdot t_2 / w = 6t_2 / \rho d_d \quad (\text{cm}^2 \cdot \text{sec/g}) \quad \dots (16)$$

(3) 溶鋼プールと溶融スラグとの間については同様に (17) 式で示される。

$$A_3 = S_3/v = \pi d_m^2 / 4v \quad (\text{cm}^2 \cdot \text{sec/g}) \quad \dots (17)$$

1 t 鑄塊の E S 融解の場合 ($d_e = 26 \text{ cm}$, $d_m = 36 \text{ cm}$) について、反応の大きさを求めてみると Fig. 27 のとおりである。すなわち (15), (17) 式において $\alpha = 90^\circ$, $v = 0.24 \text{ t/hr} = 66 \text{ g/sec}$ とすれば、 $A_1 = 11.4 \text{ cm}^2 \cdot \text{sec/g}$, $A_3 = 15.4 \text{ cm}^2 \cdot \text{sec/g}$ となる。 A_2 については溶鋼粒の大きさおよび溶融スラグ層を通過する時間が明らかでない。前者について実測することは不可能であるが、Гаревских²²⁾ は凝固したスラグ中に鋼粒を認めており、その平均径は頭部スラグ中において 0.25 mm 、鑄塊を被覆しているスラグ中において 2.37 mm であると報告している。著者らも高度速鋼 (SKH 3, SKH 9) の E S 融解をおこなった際、凝固したスラグ (G80) 中に Photo. 9 に示したような鋼粒を認めた。融解条件は SKH 9 については 38 V , 7 kA , SKH 3 については 45 V , 8 kA (12 V , 1 kA ホットトップ) であり、いずれも電極径は $360 \text{ mm } \phi$ 、電源は直流である。この場合、鋼粒の大きさは $0.5 \sim 5 \text{ mm}$ であるが、実際にはこれよりも大きい溶鋼粒はスラグ中を通過してしまっていると考えられる。一方溶鋼粒が溶融スラグ層中を通過する時間

Fig. 27. Degree of interface reaction ($A \text{ cm}^2 \cdot \text{sec/g}$).



a), b) Electrode : SKH 9, 260mm ϕ , slag : G-80, 25kg, mold : 480mm ϕ , 7kA, 38V (DC)
 c) Electrode : SKH 3, 260mm ϕ , slag : G-80, 36kg, mold : 480mm ϕ , 8kA, 45V (DC)
 hot top (6kA, 12V)

Droplets were obtained from the main slag (a, c) and skin slag (b)

Photo. 9. Steel droplets in solidified slags.

は重力，溶融スラグの粘性，流れあるいはピンチ力などにより左右されるが，かりに溶融スラグ層中を自然落下するとして計算してみるとつぎのようになる．ただし溶鋼の密度は 7.0 g/cm^3 ，溶融スラグの密度は 2.4 g/cm^3 ²³⁾ (CaF_2 , 2000°K) とし， CaF_2 系スラグの粘性係数として $0.1 \sim 0.3 \text{ Poise}$ ¹⁵⁾ を用いた．スラグ量 50 kg，頂角 90° とした場合，電極先端と溶鋼プールとの間隔は 9.7cm となるが，溶鋼粒がスラグ層を通過する平均距離を 16cm とすると， $t_2 = (6.4 \sim 19) \cdot 10^{-3} / d_d^2$ となり， A_2 を示すと Fig. 27(b) となる．すなわち 1.2 mm 以上の溶鋼粒では反応の大きさは $1 \text{ cm}^2 \cdot \text{sec/g}$ 以下であり， A_1 ， A_3 にくらべいちじるしく小さい．

したがってこのように反応の大きさからみると，溶鋼粒が溶融スラグ層を通過するときよりも，むしろ溶けつつある電極先端あるいは溶鋼プールと溶融スラグとの界面反応が重要であると考えられる．この場合反応の大きさが接触時間に比例すると仮定し，また静的な取扱いをして溶融スラグの流れ，溶鋼の動きなどを考慮していないのでつぎにこれらの点についてふれてみよう．実際の界面反応に対して上述の接触界面積および接触時間のほかに，もつとも大きな因子として界面における溶質の濃度差があげられる．スラグ-メタル界面の平衡は接触した瞬間に達成され，界面に対し溶質の濃度勾配(拡散層)が生じ反応が進行するが，時間の経過とともに界面における溶質の濃度差は小さくなり，界面反応は接触時間に 1 次には比例しない．すなわち反応の大きさが等しくても接触面積の大きいものほど界面反応はいちじるしいと考えられる．一方溶融スラグあるいは溶鋼がどのような動

きをしているか明らかでなく，定量的な考察をおこなうことは困難であるが，これらの動きは界面における拡散層の厚さを小さくし，反応を促進すると考えられる．さらに E S 融解法では温度も高く，使用するスラグもいわゆる製鋼スラグなどに比べ粘性が小さいので，界面反応が大きくなる．このような観点からすれば，電極先端および溶鋼粒と溶融スラグとの接触時間および接触界面積を前記の値を用いて概算してみると，1 つの溶鋼粒についてそれぞれ $t_1 = 7.3 \cdot 10^{-2} m \cdot d_d^3$ ， $s_1 = S_1 / m$ ， $t_2 = (6.4 \sim 19) \cdot 10^{-3} / d_d^2$ ， $s_2 = \pi d_d^2$ となる．すなわち電極先端において溶鋼粒のできる過程の m が問題となるが，かりに電極先端において溶鋼粒がその半球の表面積に相当する面積から生ずると仮定すれば， $d_d = 0.1 \sim 0.5 \text{ cm}$ において溶鋼粒の接触時間は電極先端における接触時間よりも短くなるのに対し，その接触界面積は 2 倍であり，さらにとくに溶融スラグの動きがはげしく界面の溶質の濃度勾配が大きくなることを考えると，溶鋼粒における実際の界面反応はかなり大きいと考えられる．しかしながら溶融スラグの条件が同じであるとすれば，溶鋼中の溶質濃度は電極先端，溶鋼粒，溶鋼プールの順に平衡に近くなる．これらのことから界面反応は電極先端でもつとも大きく，ついで溶鋼粒あるいは溶鋼プールであると考えられる．

4.3 铸造電極材および再生スラグの使用

E S 融解法における操業原価の低減に関しては，電極材の製造における歩どまりの向上あるいは工程の短縮，スラグの再使用などが考えられるが，先にも述べたように SUJ 2 1 t 铸塊についておこなった铸造電極材およ

Table 14. Yield of cast electrode and forged electrode.

Process	Yield of each process	Cast electrode	Forged electrode
Molten steel (ingot)	— %	1000 kg	1000 kg
Forging	80.3	—	803
Annealing	99.0	990	795
Cutting {for cast electrode*	90.0	890	—
{for forged electrode	98.2	—	780

* Cutting hot top of the ingot

び鍛造電極材使用による比較実験結果によれば、E S 融解材の材質にはほとんど差が認められない。そこで電極材製造工程における歩どまりを実績にもとづいて Table 14 のように仮定して比較すると、それぞれ 1 t の溶鋼から 890 kg の鑄造電極材および 780 kg の鍛造電極材がえられる^(註)。鑄造電極材はこのようにきわめて歩どまりがよく、製造工程の短縮ともなり非常に有利であるが一方においては電極材用の鑄型がかなり高くなり、また鑄型寿命など造塊上の問題も残されている。鍛造電極材については、大型の鑄塊からこれ製造すればある程度の歩どまりの向上が期待できると考えられる。

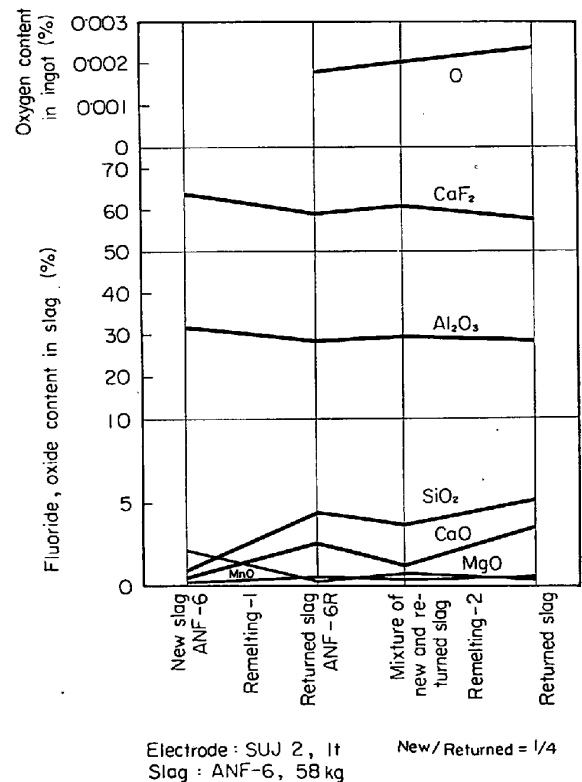
スラグの再使用についてはスラグの成分組成の変化が問題となるが、Топпиринら⁽¹⁶⁾は CaF_2 系スラグにより ЗИ 961 耐熱鋼の E S 融解をおこない、3 回の使用によって CaF_2 83→22%, CaO 6→26%, SiO_2 1→14% のようにスラグの成分組成にいちじるしい変化を認めている。しかしながら本実験において、再生 ANF-6 を使用し、SUJ 2 1 t 鑄塊を E S 融解した場合、Fig. 28 に示したように CaF_2 はわずかに減少し、 CaO および SiO_2 成分は増加する傾向を示すが、その他の成分はほとんど変化しない。したがって鋼種ならびにスラグの種類によっても異なるが、一般に再生スラグの使用は可能であると考えられる。

このように E S 融解法において鑄造電極材および再生スラグを使用することにより、操業原価の低減をはかることが可能であり、著者らの計算結果によれば、再生スラグを使用せずに鍛造電極材を使用した場合にくらべ、約 2 割低減する。さらに融解にあたり、あらかじめ溶融スラグ層を形成しておいて操業を開始すれば、融解した鑄塊のほぼ 100% が成品として使用できる。

5. 結 言

E S 融解法の精錬反応を検討するため、各種の合金元素を添加した炭素鋼および実用鋼種を電極材とし、種々のスラグを用いて 850 g 小型融解炉により融解実験をお

(註) 本実験においては条件を一定とするため、D-10mm の表面旋削をおこなった。



Electrode: SUJ 2, 1t
Slag: ANF-6, 58 kg
New/Returned = 1/4

Fig. 28. Changes in chemical composition of slag by remelting.

こない、さらに E S 融解法の効果を把握し、その実用化を検討するため、ステンレス鋼、高速度鋼、構造用合金鋼および軸受鋼について 100 kg あるいは 1 t 大型融解炉により融解実験をおこなった。それらの結果を要約すると、

- (1) 適正な条件下において E S 融解することにより良好な表面肌をもち、かつ組織の均一な偏析の少ない鑄塊が得られる。
- (2) CaF_2 系スラグを使用することにより、S が 0.01% 程度の電極材についても脱硫現象が認められる。
- (3) 非金属介在物は一般に E S 融解により細かく均一に分布し、適正なスラグおよび融解条件下においてはその効果的な吸収、分離をはかることができる。
- (4) E S 融解材の機械的性質は、とくに靱性の向上

がいちじるしく、縦方向および横方向における品質の差が減少する。

(5) 高速度鋼および軸受鋼においては、それぞれ切削寿命、軸受寿命の向上をはかることができる。

(6) E S 融解法において、鑄造電極材あるいは再生スラグの使用によるかなりの操業原価の低減が可能である。

上述の結果から、本法は機械構造用鋼、ステンレス鋼、耐熱鋼、軸受鋼あるいは工具鋼などの高級鋼の製造に適用できるとともに、大型化することによりとくに大型鍛鋼品などについてはその品質の向上が期待できる。さらに実用化にあたり、電極材およびスラグの経済的な製造法を検討し、操業原価の低減をはかることが必要である。

おわりに本実験の遂行にあたり、協力いただいた日本高周波鋼業(株)富山工場研究部ならびに当社関係各位に感謝の意を表します。

文 献

- 1) W. RICHLING: Neue Hütte, 6 (1961) 9, p. 565
- 2) B. E. PATON, B. I. MEDOWAR and Yu. V. LATASH: Iron Steel (U. K.), 34 (1961), p. 102
- 3) 成田貴一: 日本金属学会会報, 5(1966), p. 248
- 4) 成田貴一, 伊藤孝道, 松本重喜: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1948
- 5) 草道英武, 福原義浩: 鉄と鋼, 53(1967), p. 288
- 6) 草道英武, 成田貴一, 福原義浩, 小山伸二: 鉄と鋼, 51(1965), p. 805
- 7) D.A.R. KAY: A Collection of Technical Papers-Part, First International Symposium on Electroslag Consumable Electrode Remelting and Casting Technology, Mellon Inst., (1967)
- 8) J. F. ELLIOTT: Thermochemistry for steel-making, vol. 2, (1963)
- 9) S. RAMACHANDRAN, R. A. WALSH and J. C. FULTON: J. Metals, 13 (1961), p. 912
- 10) 森一美: 日本金属学会誌, 24(1960), p. 383
- 11) С. И. Попель: Физико-химические основы Металлургических процессов, (1964), p. 118 металлургиздат
- 12) И. Н. Захаров и др.: Изв. АН СССР, Мет., (1967) 1, p. 24
- 13) О. Д. Молдавский, В. М. Шпицберг и А. Ю. Поляков: Изв. АН СССР, Мет., (1967) 2, p. 35
- 14) О. Д. Молдавский и др.: Изв. АН СССР, Мет., (1967) 3, p. 45
- 15) С. А. Лейбензон, А. Ф. Трегубенко: Производство стали методом Электрошлакового переплава, (1962), Металлургиздат
- 16) В. В. Топилин и др.: Сталь, (1963) 9, p. 805
- 17) A. C. WILLIAMS: J. Iron Steel Inst., 202 (1964), p. 581
- 18) С. К. Чучмарев, О. А. Есин и В. М. Камышов: Изв. ВУЗ, Чер. Мет., (1967) 1, p. 16
- 19) Г. С. Ершов и А. М. Коваленко: Изв. АН СССР, Мет., (1968) 1, p. 84.
- 20) L. ANTOINE et al.: Mém. Sci. Rev. Mét., 64 (1967), p. 623
- 21) М. М. Ключев и Ю. М. Миронов: Сталь, (1967) 6, p. 551
- 22) И. А. Гаревский и др.: Сталь, (1962) 1, p. 39
- 23) A. C. KIRSHENBAUM, J. A. SANILL and C. S. STOKES: J. Inorg. Nucl. Chem., 15 (1960) p. 297