

- p. 683
- 9) J. Chipman: Discussions of Faraday Society, No. 4 (1948) p. 45
- 10) J. Chipman, J. C. Fulton, N. A. Gokcen & G. R. Gaskey: Acta Metallurgica, 2 (1954) p. 43⁹
- 11) 郡司好喜, 的場幸雄: 鉄と鋼, 45 (1959) p. 926
- 12) J. Chipman: J.I.S.I., 180 (1955) p.97
- 13) J. Chipman: Basic Open Hearth Steel-making (1951)
- 14) 沢村 宏, 盛 利貞: 学振 19 委, 4801 (1957, 12. 2)

熔解用るつぼ, インゴチズムおよび添加元素の歩留について*

(純鉄およびステンレス鋼の真空熔解に関する基礎的研究—I)

沢村 宏**・盛 利貞***・薬師寺正雄****・井上博正*****・高尾善一郎*****

On the Crucible, Ingotism and Recovery of Added Elements.

(Fundamental study on vacuum-melting of pure iron and stainless steel—I)

Hiroshi Sawamura, Toshisada Mori, Masao Yakushiji,

Hiromasa Inoue and Zen-ichirō Takao

Synopsis:

The present investigation was performed for the purpose of obtaining the fundamental knowledge of the vacuum-melting practice on crucibles, stamping refractories, erosion of crucibles, ingotism etc. Furthermore, the change of the contents of gases and metallic constituents in pure iron during vacuum-melting, and the recovery of added elements in stainless steels were also investigated. The results obtained were as follows:

1) Pure iron was melted and held in vacuum in the four kinds of electro-magnesia crucibles, and the changes of content of various elements were plotted against the holding time. It was proved that within 1 h. all of the crucibles tested were comfortable. Crucible B'-1 was most excellent and the oxygen contamination was not observed within 2 h. at 1600°C, but the content of oxygen was increased when the melt was kept at 1700°C for 30mn.

2) The results of the refining method of pure iron melts by hydrogen gas showed the higher content of hydrogen.

3) The content of oxygen was sufficiently decreased by immersion of the graphite rod into the melt, but the content of carbon was increased rapidly. It was thought, therefore, that the control of the content of dissolved carbon was very difficult.

4) By the appropriate modification of the mold design, the ingotism could be improved.

5) Stainless steels were satisfactorily vacuum-melted by the method in which the addition of silicon and manganese were carried out under the pressure of 20mmHg of argon to prevent from their vaporization loss.

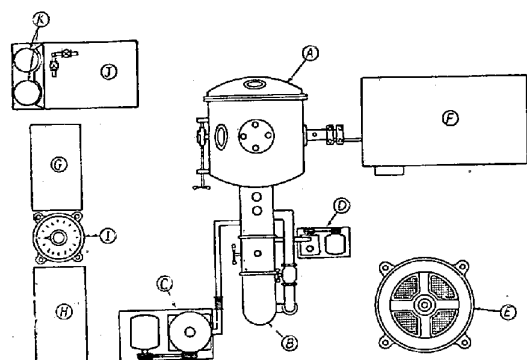
I. 緒 言

内熱式高周波真空熔解鑄造装置を用いて, 熔解用るつぼ, るつぼスタンプ用耐火材, るつぼの侵蝕状況, 鑄型と鋼塊組織などについて基礎的研究を行ない, また純鉄およびステンレス鋼の真空熔解を行なつて鋼塊中の金属およびガス成分の変化, ならびに添加元素の歩留などを調査した。

II. 熔解装置および操作

本実験に使用した熔解装置の概略を Fig. 1 に示し

* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表
 ** 京都大学名誉教授, 工博
 *** 京都大学工学部, 工博
 **** // 工修
 ***** 京都大学工学研究所, 工博
 ***** 株式会社神戸製鋼所, 工博



- A. Vacuum tank (heating coil, bucket for addition, thermo-couple, bridge breaker, gas inlet valve)
- B. 10 in. diffusion pump 1800 l/s
- C. Rotary pump 1500 l/mn
- D. Booster pump 300 l/s
- E. High-frequency motor generator 200V 15 KW 10,000 cycle
- F. Capacitor bank
- G. Vacuum system control panell (α -tron vacuum gauge, thermocouple vacuum gauge, pyrometer etc.,)
- H. Electric power system control panel
- I. Slidac for resistance heating
- J. Operating table
- K. Gas bomb

Fig. 1. Arrangement of vacuum-melting apparatus.

た. 5 kg 熔解用および 1 kg 熔解用の 2 種のコイルが取付けられるようになっており，電動発電機の励磁電流と蓄電器容量とによって入力を調整する。真空度は α -トロン真空計と熱電対真空計の両者によって測定する。そのほか炉体には Pt-Pt·Rh 温度計，攪拌棒，ガス導入管，添加用バケツにどが付属している。

るつぼおよび添加用バケツ内に試料を装入し， 10^{-3} mmHg 程度まで排気後加熱を始める。ガス含有量の多い試料や C を配合した試料では加熱が進むにしたがつてガスを放出し熔け落ちの際にはなほだしく沸騰してるつぼの上部側面に付着凝固し，その後の操作をきわめて困難にするばかりでなく，るつぼの寿命をも短縮するので，このようなおそれのある場合には熔け落ちの直前にアルゴンを導入し $10\sim 20$ mmHg のアルゴン雰囲気中で熔解を行ない，熔け落ち後，入力を加減して温度を調節しつつ排気した。かくして脱ガス完了後添加バケツに

より成分調整を行ない，あらかじめ炉体内に準備した鑄型に鑄込んだ。ステンレス鋼の熔製の場合，Si, Mn は蒸発しやすく高真空中で添加すれば歩留が非常に低くなるから添加に先立ってアルゴンを約 20 mmHg 導入して蒸発を抑制した。Ti はるつぼを侵蝕するので最後に添加した。

III. 熔解用るつぼ

1) るつぼの形状

Table 1 は現在までに使用した各種の電融マグネシアるつぼの寸法を示したものであるが，5 kg 熔解用るつぼはいずれもほぼ同様の寸法であつて形状としてはなら差支えなかつたが，1 kg 熔解用るつぼについては試験の結果いずれも熔解操作上種々の難点が認められたので B'-1 のごとき寸法のものを使用することにした。なおこの B'-1 は Köthemann ら¹⁾の研究を参考にして粒度調整を行なつた電融マグネシアを原料として製作したものである。

るつぼスタンプ用の耐火材としてはジルコニア，マグネシア，およびジルコニアとマグネシアとを等量混合したものを試みたが断熱性ならびに作業の容易さの点からスタビライズドジルコニアが最も適当であると考えられる。

2) るつぼと熔湯との反応

真空熔解において最も重要なのは脱ガス効果であるがとくに O については熔解に使用するるつぼが酸化物である関係上，真空熔解によつて一度減少した O 含有量がるつぼと熔湯との反応によつてふたたび増加する傾向が認められている²⁾。しかしながら熔湯の酸化が起るまでの時間はるつぼによつて異つており³⁾，2 h 以内では全く O 含有量の増加を認めなかつたという報告⁴⁾もある。結局熱力学的には MgO の解離によつて浴の酸化が起るとしても，それまでの時間が長ければ実際上なら差支え無いわけであり，逆に考えるとこの点からるつぼの適否

Table 1. The dimension of crucibles.

Crucible	Outer diameter (mm)	Inner diameter (mm)	Wall thickness (mm)	Height (mm)	Inner volume (cm ³)	Note
A-1 (Made in U.S.A)	52	35	8.5	100	88	For 1 kg melting
B-1 (Made in Japan)	66	56	5	80	174	
B'-1 (")	62	48	7	100	166	
C-1 (")	55	44	5.5	82	116	
A-5 (Made in U.S.A)	103	83	10	187	950	For 5 kg melting
B-5 (Made in Japan)	112	86	13	190	1040	
B'-5 (")	"	"	"	"	"	
C-5 (")	103	85	11.5	186	1000	

Table 2. Chemical composition of pure iron used as raw material. (%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
No.1	0.025	0.09	0.013	0.010	0.007	0.022	0.021
No.2	0.016	0.085	0.010	0.009	0.007	0.024	0.022
	Cr	Sol. Al	Insol. Al	Mg	N	O	H
No.1	0.004	0.001	0.0005	tr	0.0030	0.0185	0.0002
No.2	0.0025	0.0022	0.0007	tr	0.0025	0.0366	0.0001

が判定できることにもなる。

そこで Table 2 に示す成分の塩基性電気炉純鉄 No. 1 を熔解原料として 10^{-3} ~ 10^{-4} mmHg の真空中で熔解し、 1600°C に保持した場合の保持時間と成分変化の関係を Table 1 に示した各種の電融マグネシアるつぼについて調査した。その結果を Table 3 に示したがこれより各成分について検討すればつぎのごとくである。

C は原料 0.025% が 30mn で 0.005~0.008%, 1h で 0.004% 程度まで減少するが、それ以上保持してもほとんど変化しない。Cu は原料 0.022% が 30mn で 0.007~0.008%, すなわち約 1/3 に低下し、以後あまり変化しない。Al は A-1 についてのみ調べたが、Sol. Al, Insol. Al とともにほとんど変化しない。H は原料 0.0002% が 30mn で約 1/2~1/3 に低下し、それ以後はあまり変化しない。この傾向は Fischer⁶⁾の結果と同様である。O は原料 0.0185% が 30mn で 0.01% 以下に減少するが、それ以後は次第に増加する傾向が認めら

れ、これは Moore²⁾ および Bungardt u. Sychrovsky³⁾ の結果と同じ傾向である。N は原料 0.0030% が 30mn で約 1/3 に低下し、さらに保持時間を延長してもあまり変化しない。

以上の結果によれば使用した 3 種のるつぼは大差がなく、いずれも真空中において約 30mn 保持した場合に O 含有量は最低値を示した。

つぎに、その製作にあたって特に材質に留意したるつぼ B'-1 についても、Table 2 に示す純鉄 No.2 を原料として同様の実験を行なった。Table 4 から明らかのように、この場合は 1600°C 、60mn 保持では O 含有量は増加せず、120mn 保持しても No.170 は依然低値を示しており、このるつぼは前記 3 種のるつぼより優秀であると考えられる。しかしながら温度を 1700°C に高めると 30mn でも O 含有量は急激に増加している。 1600°C 保持の場合、Si は原料 0.085% が約 1/2 程度まで減少するが、るつぼが新しい場合はやや増加する傾向が認められた。これはるつぼ中の約 1% の SiO_2 が還元されたためと考えられる。いずれにせよ Si は高温 (1700°C) に加熱するか、あるいは長時間真空中に保持しなければ除去し難い。Mn は原料 0.01% が tr まで除去され、Ni, P, S はほとんど変化を示さない。Cr は原料 0.0025% が 1/2~1/5 に低下している。Mg はいずれも tr でマグネシアるつぼの解離によつて生じた Mg は完全に蒸発除去されることがわかつた。その他、Cu, Al, C, H, N, については Table 3 とほぼ同様の傾向が認められた。

3) 水素あるいは炭素による熔鉄の還元

Table 3. The change of chemical composition of pure iron during vacuum-melting.

Heat No.	Crucible	Treatment	Chemical composition (%)						
			C	N	O	H	Sol. Al	Insol. Al	Cu
64	A-1	1600°C , 10^{-3} mmHg, 30mn	0.007	0.0015	0.0049	0.00018	0.002	0.001	
69	"	" " "	0.006	0.0008	0.0039	tr	0.003	0.002	
65	"	" " 60mn	0.004	0.0010	0.0017	0.00004	0.004	0.001	
68	"	" " "	0.004	0.0018	0.0203	0.00007	0.003	0.001	
66	"	" " 120mn	0.004	0.0009	0.0099	0.00007	0.003	tr	
67	"	" " "	0.006	0.0009	0.0285	0.00006	0.004	0.001	
96	B-1	1600°C , 10^{-3} mmHg, 30mn	0.006	0.0010	0.0103	0.00010			0.010
99	"	" " "	0.008	0.0017	0.0077	0.00004			0.007
97	"	" " 60mn	0.004	0.0013	0.0262	0.00005			0.008
100	"	" " "	0.003	0.0011	0.0072	0.00006			0.008
98	"	" " 120mn	0.003	0.0015	0.0184	0.00009			0.009
102	"	" " "	0.004	0.0012	0.0178	0.00006			0.006
139	C-1	1600°C , 10^{-3} mmHg, 30mn	0.005		0.0063	0.00009			
142	"	" " "	0.015		0.0073	0.00010			
140	"	" " 60mn	0.006		0.0073	0.00007			
141	"	" " 120mn	0.005		0.0104	0.00008			

Table 4. The change of chemical composition of pure iron during vacuum-melting.

Heat No.	Crucible	Treatment	Chemical composition (%)													
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Sol. Al	Insol. Al	Mg	N	O	H
166	B'-1	1600°C, 10 ⁻³ mmHg, 30mn	0.006	0.095	0.0012	0.009	0.005	0.010	0.021	0.0015	0.0026	0.0009	tr	0.0013	0.0042	0.00007
167	"	"	0.005	0.099	0.0010	0.010	0.006	0.009	0.022	0.0011	0.0026	0.0006	tr	0.0012	0.0041	0.00011
168	"	" 60mn	0.003	0.071	0.0010	0.009	0.005	0.009	0.020	0.0011	0.0024	0.0005	tr	0.0016	0.0028	0.00006
169	"	"	0.005	0.058	0.0006	0.009	0.006	0.008	0.022	0.0017	0.0020	0.0005	tr	0.0010	0.0033	0.00008
170	"	" 120mn	0.003	0.054	0.0002	0.009	0.006	0.007	0.022	0.0005	0.0020	0.0005	tr	0.0012	0.0028	0.00005
171	"	"	0.004	0.050	0.0002	0.010	0.005	0.008	0.021	0.0009	0.0021	0.0005	tr	0.0017	0.0090	0.00009
172	B'-1	1700°C, 10 ⁻³ mmHg, 30mn	0.002	0.015	0.0002	0.010	0.006	0.008	0.021	0.0013	0.0024	0.0006	tr	0.0010	0.0151	0.00003
173	"	"	0.003	0.015	0.0002	0.010	0.006	0.008	0.021	0.0014	0.0029	0.0005	tr	0.0015	0.0130	0.00005

Table 5. The change of chemical composition of pure iron treated with H₂ gas or graphite rod.

Heat No.	Crucible	Treatment	Chemical composition (%)													
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Sol. Al	Insol. Al	Mg	N	O	H
161	B'-5	30mmHg H ₂ 5mn×10	0.003	0.081	0.0010	0.009	0.007	0.010	0.022	0.0015	0.0021	0.0006	tr	0.0012	0.0046	0.00010
162	"	"	0.011	0.083	0.0002	0.010	0.007	0.011	0.022	0.0014	0.0024	0.0008	tr	0.0016	0.0034	0.00007
163	"	"	0.005	0.090	0.0009	0.009	0.006	0.012	0.022	0.0016	0.0016	0.0007	tr	0.0013	0.0036	0.00012
164	"	2.5gC+30mmHg H ₂ 5mn×5	0.007	0.110	0.0009	0.010	0.007	0.011	0.022	0.0016	0.0022	0.0008	tr	0.0013	0.0034	0.00017
176	"	"	0.002	0.118	0.0002	0.010	0.006	0.008	0.020	0.0016	0.0019	0.0005	tr	0.0015	0.0025	0.00004
177	"	Graphite rod immersion	0.398	0.179	0.0002	0.010	0.007	0.015	0.022	0.0021	0.0022	0.0006	tr	0.0015	0.0015	0.00009
178	"	"	0.127	0.157	0.0008	0.010	0.006	0.017	0.021	0.0021	0.0019	0.0008	tr	0.0013	0.0014	0.00011

前記 Table 3 および Table 4 はいずれも単なる真空熔解の結果であるが、つぎにるつぼ B'-5 を用いて純鉄 No. 2 を熔解し、H₂ ガス還元 (熔鉄浴の表面に H₂ ガスを吹付けて 30mmHg とし 5mn 保持後排気する操作を10回繰返す方法、およびあらかじめ少量のCを添加して熔解し、H₂ ガスによる還元操作を5回繰返す方法を試みた) および黒鉛棒浸漬による脱ガス試験を行なった。Table 5 はその結果を示したものである。No. 176 は C 0.002%, O 0.0025% ともにきわめて低値を示し、H含有量も低く好結果を得られたが、その他は概してH含有量が高く、H₂ ガス還元後は真空保持時間をやや長くしないとHの除去が不十分になる傾向がみられる。また原料中のOに相当するC (2.5g) をあらかじめ添加しておいて熔解し H₂ ガスで還元処理を行なつても脱O、脱Nの点では単なる真空熔解と差異が認められず、H₂ ガス還元についてはさらに検討を要すると考える。

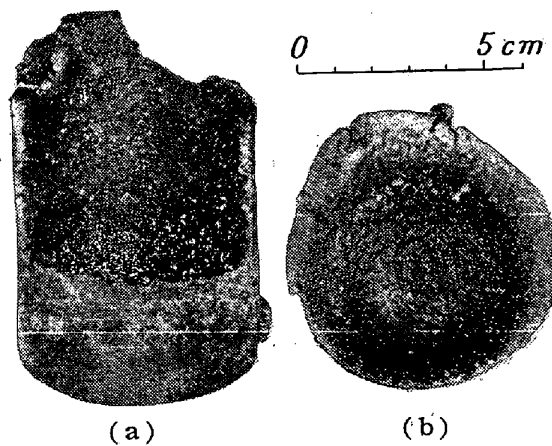
黒鉛棒を熔湯中に浸漬して脱酸を行うとOは極端に低下するが、Cがいちじるしく増加した。しかもその割にはN、Hの低下がみられず技術的には相当困難なように思われる。

4) 使用後のるつぼの状況

真空熔解を行なった後のるつぼの状況を Photo. 1 お

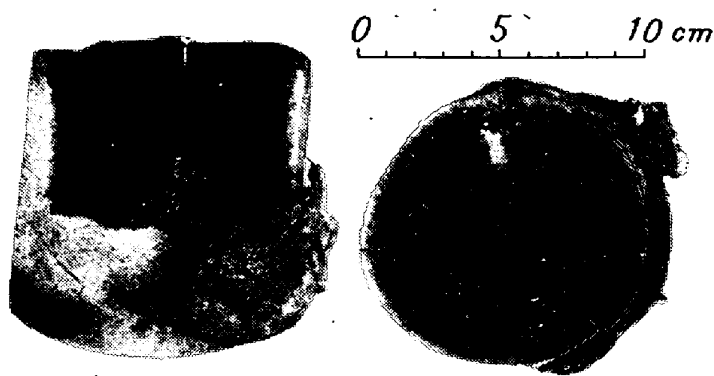
よび Photo. 2 に示した。Photo. 1 は B-1 のるつぼで純鉄を8熔解し、さらに Ti max 4%, C max 0.5% を含む Fe-Ti-C 3元合金を10熔解した後の状況である。純鉄熔解では侵蝕はほとんど認められないが、CおよびTiを多く含む材料を熔解すると内面がかなり侵されるようである。

Photo. 2 は A-5 のるつぼで、主としてステンレス鋼を27熔解した後の状況を示したものである。外観はかなり損傷しているが内面はさほど侵されておらず、断



(a) (b)
Magnesia crucible (1 kg)

Photo. 1. Appearance of B-1 crucible after use.



(a) (b)
Magnesia crucible (5kg)

Photo. 2. Appearance of A-5 crucible after use.

面をしらべても金属は外部まで滲透していない。以上のごとく、これら電融マグネシアるつぼは充分使用に耐えることがわかったが、Ti, C などの還元性成分を多く含む材料の熔解にはいまだ充分ではないように思われる。

IV. 鋼塊組織におよぼす鑄型の形状および鑄造温度の影響

最初、5kg 熔解には Fig. 2(a)のごとき形状の鑄鉄製鑄型および高アルミナ質の押湯杵、湯口を使用したがこの場合の鋼塊では収縮孔が非常に深く鋼塊本体にまで達していた。これは鑄型および押湯杵の熱容量が大で

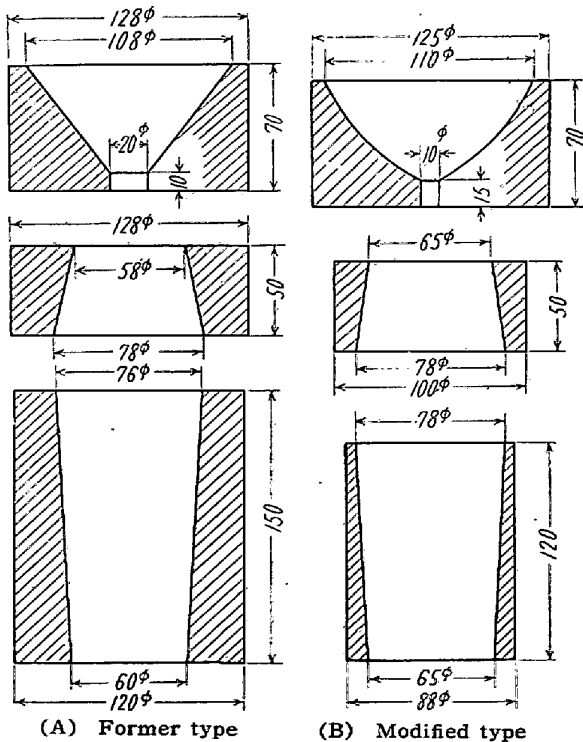
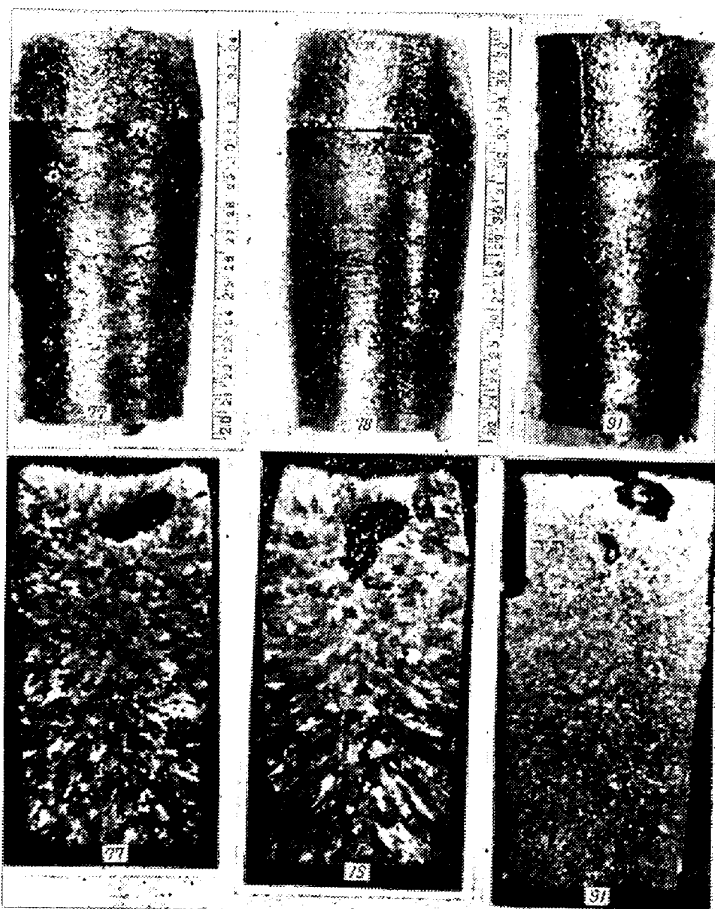


Fig. 2. The shape of molds and hot-tops.

あるため熔湯の冷却速度が早く、押湯の効果は充分に發揮されなかつたことによるものと考えられたので、新たに Fig. 2(b) に示すような軟鋼製薄肉の鑄型を作製し、同時に肉厚を薄くした押湯杵あるいは鋼製の割れ型押湯杵を用いて純鉄およびステンレス鋼を熔解鑄造し、そのインゴチズムを検討した。なお湯口の形状も改めたが、これは鑄込みに際して鑄型壁が熔湯によつてなめられるのを防止するためである。Photo. 3 および Photo. 4 はそれぞれ新たに作製した薄肉鑄型を用いた場合の鋼塊の外観および縦断面のマクロ組織を示したものである。Photo. 3 は鑄造温度を 1570°C, 1630°C, 1650°C と順次変えた場合の純鉄インゴットを示したものであるが、鑄造温度による差は認められなかつた。No. 77, No. 78 が純鉄鑄造組織の特長である粗粒を示しているのに反し、No. 91 はステンレス鋼熔解後のるつぼを使用したため、るつぼに付着残留していた不純物の影響によるためかそのマクロ組織は細くなつてゐる。

また Photo. 4 はステンレス鋼の場合であるが、鑄造温度をほぼ一定とし、鋼製押湯杵 (No. 90), 高アルミ



No. 77 Pure iron, 165°C No. 78 Pure iron, 1570°C No. 91 Pure iron, 1630°C

Photo. 3. Appearance and macro-structure of pure iron ingots.

Table 6. Chemical composition of added materials. (%)

		C	Si	Mn	P	S	Fe	Mo
Electrolytic	Mn	0.006	0.003	>99.9	<0.01	0.037	0.002	99.99
Metallic	Mo							
Metallic	Si		99.7					
Low carbon	Fe-Cr	0.056	0.50		0.024	0.006		
	Fe-Nb	0.07				0.032		
Electrolytic	Ni	0.02	0.005	0.0005		0.001	0.007	
Metallic	Ti	0.05	0.05				0.06	

		Cu	Nb	Cr	N	O	H	Othrrs
Electrolytic	Mn				0.0038	0.0049	0.0131	Al tr
Metallic	Mo							
Metallic	Si							
Low carbon	Fe-Cr	0.11		61.02	0.018	0.022		{Co 1.2~1.4 Pb 0.0006
	Fe-Nb		68.64			0.018		
Electrolytic	Ni	0.004				0.0014		
Metallic	Ti				0.009	0.07	0.0026	

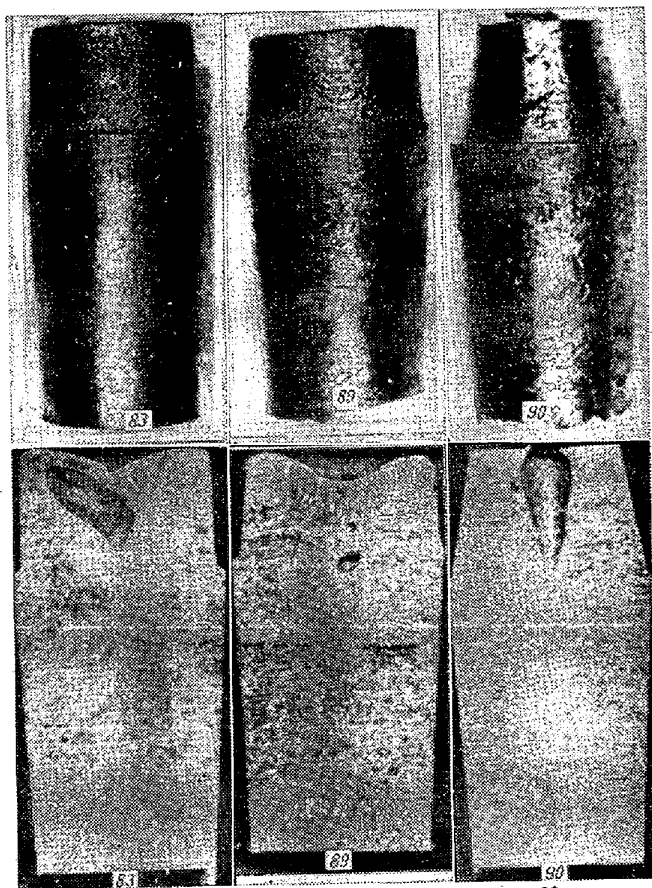
V. 真空熔解における各種添加元素の歩留

つぎに目標成分のステンレス鋼を熔製するための基礎実験として A.I.S.I. 304, 304L, 316, 316L, 321, 321L, 347, 347L, の 8 種類について各成分元素の歩留を検討した。配合原料の化学成分は Table 6 のとおりであるが、このうち Si, Mn, Ti, Fe-Nb, はアルゴンガスを 20mmHg 程度導入して添加し、添加後3~5mm で鑄込みを行なうので、電解 Mn については、あらかじめ黒鉛タンマン管に入れて約 800°C に 2h 真空中で加熱し脱ガスを行なった。この脱ガス処理による電解マンガン中のガス含有量の変化は Table 7 のとおりで H はいちじるしく低下し、N も減少するが O は逆に相当増加した。したがって酸化を防止するには加熱温度を低くするか、あるいは真空度をさらに高める必要があると思われる。

Table 8 にこれら真空熔解したステンレス鋼の目標成分とその分析値を示した。ただし No.79 の Ni は配合の計算に誤りがあり、No.79, No.80 の Mn がかなり低いのは添加用バケツが傾転して所要量の添加ができなかつたためである。また No.82 の Ni, Cr 量が少し低く、かつ Si, Mn 量が少し高いのは Fe の追加

Table 7. The change of gas content in electrolytic Mn by vacuum-degassing treatment (800°C, 2h, 3×10⁻²mmHg).

%	N	O	H
As received	0.0038	0.0049	0.0131
After degassing treatment	0.0023	0.0422	0.0001



No. 83 316L, 1520°C No. 89 304L, 1530°C No. 89 304L, 1540°C

Photo. 4. Appearance and macro-structure of stainless steel ingots.

ナ質押湯棒 (No. 83, No. 89) を比較したが、いずれの場合も収縮孔はほぼ押湯部におさまリ、鑄型、押湯棒および湯口改良の効果が充分あらわれたものと考えられる。

Table 8. Chemical composition of stainless

Heat No.	A.I.S.I steel type		Chemical								
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
79	304	Aimed Analysed	0.08 0.086	0.70 0.63	1.7 1.22	0.016	0.007	0.021	10.7 12.98	18.3 17.41	
80	304 L	Aimed Analysed	<0.03 0.008	0.70 0.61	1.7 1.49	0.015	0.009	0.014	8.3 8.49	20.0 19.63	
82	316	Aimed Analysed	0.08 0.08	0.70 0.82	1.7 2.52	0.016	0.006	0.021	13.7 12.66	16.3 15.62	2.75 2.55
84	316 L	Aimed Analysed	<0.03 0.006	0.70 0.64	1.7 2.08	0.015	0.007	0.015	11.3 11.16	18.0 17.75	2.75 2.79
86	321	Aimed Analysed	0.08 0.074	0.70 0.77	1.7 2.21	0.012	0.009	0.018	12.7 12.22	17.3 18.68	
85	321 L	Aimed Analysed	<0.03 0.004	0.70 0.68	1.7 1.97	0.015	0.006	0.016	9.3 9.16	20.0 19.71	
88	347	Aimed Analysed	0.08 0.074	0.70 0.72	1.7 2.04	0.010	0.006	0.019	12.7 12.40	17.30 17.48	
87	347 L	Aimed Analysed	<0.03 0.011	0.70 0.68	1.7 2.00	0.010	0.007	0.019	9.3 9.14	20.0 20.13	

装入前に Ni, Cr に富む熔湯が沸騰するつぼの上部に付着凝固したためである。Table 8 の結果から各成分の歩留を検討してみるとつぎのとおりである。

C は純鉄中の O (0.0185%) および純鉄, 低炭素 Fe-Cr 中の C (それぞれ 0.025%, 0.056%) を考慮して 0.08% を目標に計算通りの配合を行なうと, 0.02% 程度の C 含有量となることが予備熔解の結果から判明したので, さらにその不足分 (0.06%) に相当する C を加えた量を配合したところ, ほぼ目標値が得られた。

Mn は目標値の 125% を添加したが, 20 mmHg のアルゴン雰囲気中で添加し 5mm 以内に鑄込めば 105% 程度でよいと思われる。

その他 Si は 110%, Ni, Cr, Mo, Ti, Nb は計算量を配合したが多少のバラツキはあるが大体においてこの配合方法でよいと思われる。なお Cu は原料純鉄 (0.022%) に比してあまり減少していないが, これは低炭素 Fe-Cr 中の Cu (0.11%) に帰因するものと考えられる。Mg はいずれも 0.001% であつて, 純鉄熔解の場合の tr (Table 4 および Table 5 参照) よりはやや多いようであるが, いずれにしてもほとんど問題にならない。

VI. 結 言

以上真空熔解に関する基礎的な問題についての実験結果を述べたが, これを要約すればつぎのとおりである。

(1) A, B, C および B' の 4 種類の電融マグネシアるつぼを使用し, 純鉄を真空熔解した結果を比較したがいずれもほぼ同等であり充分使用に耐えることがわかつた。中でも B' は品質がすぐれており, 1600°C, 10⁻³ mmHg に 1h 保持しても O の増加を認めなかつた。しかしながら 1700°C では O が急激に増加する。

(2) 純鉄浴を H₂ ガスで還元すれば C は低下するが H が残留しやすく, さらに検討を要する。

(3) 純鉄浴に黒鉛棒を浸漬して脱ガスする方法は, O はいちじるしく低下するが C が高くなりやすく, C, O を同時に調節することは困難である。

(4) 鑄型および押湯枠の肉厚を薄くすることによって鋼塊歩留を向上させることができた。

(5) ステンレス鋼の真空熔解において, 合金元素の添加量は Si 約 110%, Mn 約 105%, (いずれも 20 mmHg アルゴン雰囲気にて添加) その他 Ni, Cr, Mo, Ti, Nb は計算量通りでよいことがわかつた。

終りにのぞみ, 本研究を行なうにあたり種々御援助いただいた神戸製鋼所研究部の西原守, 平野坦の両氏および京都大学冶金学教室の藤田清比古, 時実正治, 中村康彦, 梶川脩二, 金仁泰, 浜田元春の諸氏に厚く御礼申上げる。さらに本実験は文部省特殊研究費の援助を受けたここに併せて深甚の謝意を表する次第である。

(昭和 34 年 6 月寄稿)

steels manufactured by vacuum-melting.

composition (%)							Cast temp. °C	Vacuum before addition mmHg	Note.
Ti	Nb	Mg	ΣN	Sol. N	Insol. N	O			
		0.001	0.0043	0.0034	0.0009	0.0057	1570	2×10 ⁻³	Ni: Miss-charged Mn: Incompletely added
		0.001	0.0055	0.0037	0.0018	0.0073	1550	1×10 ⁻³	Mn: Incompletely added
		0.001	0.0058	0.0043	0.0015	0.0029	1530	2×10 ⁻³	Boiled before Si, Mn addition
		0.001	0.0040	0.0028	tr	0.0094	Not measured	1×10 ⁻³	
0.6 0.58		0.001	0.0028	tr	0.0028	0.0125	1550	1×10 ⁻³	
0.6 0.53		0.001	0.0037	tr	0.0033	0.0074	1540	2×10 ⁻²	
	0.95 0.95	0.001	0.0047	0.0027	0.0020	0.0057	1540	1×10 ⁻³	
	0.95 0.99	0.001	0.0039	0.0011	0.0028	0.0069	1540	2×10 ⁻²	

文 献

- 1) K. H. Köthemann, H. Treppsch u. W. A. Fischer: Archiv Eisenhüttenw. 27 (1956) 9, 563~566
- 2) J. H. Moore: Metal Progress 64 (1953) Oct 103~105
- 3) K. Bungardt u. H. Sychrovsky: Stahl u. Eisen 76 (1956) 16, 1040~1049
- 4) W. A. Fischer u. A. Hoffmann: Archiv Eisenhüttenw. 29 (1958) 6, 339~349
- 5) L. von Bogdandy, R. Schmolke u. G. Winzer: Archiv Eisenhüttenw. 29 (1958) 4, 231~234
- 6) W. A. Fischer: Archiv Eisenhüttenw. 27 (1956) 9, 567~572

連続鋳造における一次冷却について*

(鋼の連続鋳造に関する研究—I)

明田義男**・佐々木寛太郎**・牛島清人**

On the Primary Cooling in Continuous Casting.

(Study on continuous casting of steel—I)

Yoshio Aketa, Kantaro Sasaki and Kiyoto Ushijima

Synopsis:

A series of experiments on the primary cooling of continuous casting of steel was carried out.

* 昭和 34 年 4 月本会講演大会において発表 ** 住友金属工業株式会社, 車輛鋳鍛事業部