

報 録

1) 製 鐵 原 料

ザルツギッター鐵鑛の製鍊試験 (Schumacher H., St. u. E. 23, März, 1939, S. 353/63) Hoesch 製鐵所に於て 1938 年 6 月及び 7 月に互てザルツギッター鐵鑛の酸性高爐作業に關して工業的試験を行た。使用せる鑛石はザルツギッターのフィンケンクル坑のもので乾燥状態にて 27.1% Fe の品位を有し、水分 11% を含有するもので第 1 表の如き成分を有す。CaO:SiO<sub>2</sub> の比は 0.17 で且つ山から運搬されたまゝで 40% が 5mm 以下の粉鑛であつた。故に之を原鑛で製鍊するためには裝入原料の豫備處理を行ひ酸性滓作業をしなければならない。

第 1 表 フィンケンクル鑛及び其の焼結鑛

生 鑛	生 鑛 篩 下 5mm 以下	O-焼結鑛 (生鑛の み焼結)	K <sub>1</sub> 焼 結 鑛 { 生 鑛 77% { 石灰石 23%	K <sub>2</sub> 焼 結 鑛 { 生 鑛 73% { 石灰石 27%
27.15	30.03	32.93	27.23	26.25
0.34	0.34	0.46	0.40	0.38
0.34	0.38	0.41	0.44	0.35
0.13	0.13	0.05	0.13	—
30.18	28.94	32.56	27.10	24.85
8.13	9.69	9.32	9.28	7.34
5.21	4.20	6.00	18.85	23.65
1.95	1.88	2.03	1.81	2.14
6.64	4.20	1.30	1.90	1.40
6.72	8.50	0.90	0.38	0.45
11.00	12.00	2.70	—	—

ドルトムント地方ではコークス中の S 含有量高きため普通の高爐作業では鑛滓の鹽基性は CaO:SiO<sub>2</sub>=1.4 である。この鹽基性を與へるために石灰石は 1,000kg Fe に対し 90kg を添加せねばならない。然るときは鑛滓量は 370kg となり CO<sub>2</sub> 65kg, 水分 13kg となる。上記はドルトムント地方に於ける普通の作業であるが若しフィ

ンケンクル鑛を生鑛と同様の作業を行ふとすれば Fe 1,000kg に對し石灰石 2,500kg を添加しなければならない。そうすると鑛滓量は 3,140kg となり普通作業の約 8.5 倍となる。しかるに CaO:SiO<sub>2</sub>=0.75 とすれば鑛滓量は約 25% 減少し石灰石量は約半分減る。1,000kg Fe に對する石灰石添加量は 1,130kg となり、之が CO<sub>2</sub> は 490kg 含有し、又鑛石中の CO<sub>2</sub> は 245kg で合計 CO<sub>2</sub> は 735kg となり之を高爐内で追ひ出さなければならない。

衝風温度 600°C で 900°C 以上の温度で C が發熱する熱量は 1,598 kcal/kg C であるから 100kg の CO<sub>2</sub> を追出すためには 96,900/1,958 = 49kg C (59kg ルールコークス) を要する。従てフィンケンクル鑛を酸性で製鍊すれば Fe 尠當り 300kg のコークスが節約せられる。更に高爐作業を輕減するために試験 I に於ては焼石灰、試験 II に於ては石灰石を裝入して比較試験を行た。

以前の試験によればザルツギッター鑛の粉の多いものは高爐の壁に附着し易く、従て屢々棚が掛り、又他の工場で非常に多量の高爐灰を出し裝入物の 23% にも達した事があつた。これに鑑みて粉鑛と篩分け、之を焼結して爐に裝入した。粗粒の鑛は他の爐に使用し、粉鑛を焼結して之を試験に供した。之は 5mm 以下のもの 22% にて普通作業の場合に裝入する鑛石と略同じ粒度である。焼結作業によつて凝固せると同時に鑛石中の CO<sub>2</sub> 及び水分が驅逐せられた。造滓分は 2,370kg となり焼石灰中に殘留する CO<sub>2</sub> の量は 45kg となつて、焼結物中には最早や CO<sub>2</sub> も水分も無くなつて居る。

石灰石 40% も加へて焼結 (ドワイトロイド) するには多數の燃料を要することが豫め知られてゐたから試験 I の終り頃には石灰を用ひた。

試験のためには合計 27,000t の生鑛の焼結物を作て、之を用ひ 31 日間 (試験 I 15 日間、試験 II 16 日間) 試験を行た。使用高爐は高さ 27.5m, 湯溜徑 4.6m, 爐容 594m<sup>3</sup> である。焼結時に於け

第 2 表 高 爐 試 験 成 績

試 験	單 位	Ia	Ib	II
1. 配 合 原 料	}	3,203kg O 焼結鑛 (100%)	2,804kg K <sub>1</sub> 焼結鑛 (73.5%)	3,377kg O 焼結鑛 (100%)
		80kg トーマス滓 (2.5%)	1,016kg K <sub>2</sub> 焼結鑛 (26.5%)	106kg トーマス滓 (3.2%)
		651kg 石 灰 (20.3%)	114kg トーマス滓 (3.0%) 106kg 石 灰 (2.7%)	1,114kg 石灰石 (33.0%)
2. 高 爐 灰	kg/t-銑 %(裝入物の)	284 7.2	226 5.6	215 4.7
3. 步 留 り				
a) 裝入歩留り (高爐灰を控除)	%	27.4	26.2	22.8
b) 鐵分歩留り	%	94.6	92.8	87.2
4. 衝 風 温 度	°C	550	525	520
5. 風 壓	kg/cm <sup>2</sup>	0.74	0.73	0.70
6. コークス裝入 (乾)				
a) 1 日	t/24h	330	341	356
b) 湯溜斷面に付き	kg/m <sup>2</sup> ·h	827	855	896
普通作業の	%	66	68	71
7. 銑の生産高	t/24h	272	288	232
8. コークス消費量	kg/t-銑	1,212	1,184	1,535
9. 裝入物中の CO <sub>2</sub>	kg/t-銑	97	61	540

試 験	單 位	I <sub>a</sub>		I <sub>b</sub>		II	
		脱硫前	脱硫後	脱硫前	脱硫後	脱硫前	脱硫後
10. 銑 鐵							
a) 成 分		3.0	—	2.96	—	3.04	—
C	} %	1.17	0.88	0.75	0.41	1.40	1.01
Si		0.27	0.20	0.20	0.14	0.18	0.12
Mn		1.71	1.72	1.79	1.82	1.81	1.82
P		0.338	0.133	0.370	0.185	0.38	0.148
S							
b) 温 度	°C	1,400~1,450		測定せず		測定せず	
11. 銑 鐵 の 脱 硫							
a) 脱 硫 劑							
ソ ー ダ	kg/t-銑	14.2		14.5		13.2	
石灰石 (5~15 mm)	kg/t-銑	13.2		13.5		12.3	
b) 脱 硫 率	%	61		50		61	
12. 鑛 滓							
a) 量	kg/t-銑	2,240		2,440		2,440	
b) 成 分							
Fe	} %	1.70		1.98		2.26	
SiO <sub>2</sub>		43.09		41.77		44.01	
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		14.22		13.46		14.19	
CaO		34.08		36.48		33.96	
MgO		3.21		3.29		3.05	
S		0.58		0.55		0.56	
c) 鹽基性度 CaO/SiO <sub>2</sub>		0.79		0.87		0.78	
d) 温 度	°C	1,430~1,450		測定せず		測定せず	
13. 廢 ガ ス							
a) 分 析							
CO <sub>2</sub>	} %	5.35		7.20		7.60	
CO		33.40		33.40		32.00	
H <sub>2</sub>		1.88		1.70		2.20	
N		59.37		57.70		58.20	
b) 温 度	°C	220		290		250	
14. 間 接 還 元	%	38		50		39	

る燃料混合量は生鑛のみの場合は焼結鑛  $t$  當り 83 kg で焼結機の能力は 946  $t/24h$ . 生鑛 73% に石灰石粉 (0~5 mm) を 27% 混合すれば焼結機の生産量は 14% 減じ焼結用燃料は  $t$  當り 121 kg となる. 焼結物の凝固度は満足すべき程度で 10 日後, 數回積み換へしたる後, 粉鑛が 22% から 28% に増加したに過ぎなかつた. 石灰を加へて焼結せるもの (K 焼結鑛) は之より焼結度悪く, 石灰の大部分は機械的に混合せるのみにて粉は 35% で, 10 日後には 75% に増加した故に石灰を加へた場合は焼結後直ちに使用せねばならない.

高爐に於ける作業試験の成績は第 2 表に集録せる通りである. これと 1935 年に於ける普通の鹽基性作業を比較するに, 鹽基性滓では全 Fe の 0.5% が FeO として鑛滓中に入り, 金屬鐵粒にして 1.6% 入る. 従て鐵分の歩留は 97.9% となつた. 酸性滓 (I<sub>a</sub>) では鐵分の 3.9% が FeO として滓化せられ且つ 1.6% が金屬粒として包含せられて, 鐵の歩留は 94.5% に下つた. Mn は酸性滓の場合には大部分 (75.8%) が滓化せられ, その他分析に出ない部分もあつて銑鐵中に含有せられたのは裝入 Mn の 17.7% に過ぎなかつた. 鹽基性作業ならば銑鐵中に 64.3% まで含有せられ 34.8% が滓化せられるに過ぎなかつた. S は酸性作業の場合には全裝入量の 22.1% で, 鹽基性の場合には 8% が銑中に入った.

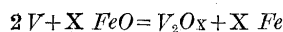
次に酸性高爐滓の利用は重大な問題である. 鑛床に 30~70 mm 厚に鑄造して冷却せしめた所は完全に硝子狀に凝固した. 150~250 mm 厚に同様の凝固を爲した所, 一部分は結晶した. 何れも實

用價値がなかつた. そこで CaO : SiO<sub>2</sub> = 1.4 の鑛滓と 1:1 に混合して道路用塊滓を造た. 之は試験の結果良好なものであつた. 又 CaO : SiO<sub>2</sub> = 0.73 の鑛滓を鑛床に 500 mm の厚さに鑄込み, 徐冷せしに 50~100 mm だけ硝子狀にて残りは結晶質となり, 此の部分は良好な性質を示した. 故に酸性滓と雖も鑄造の厚さと徐冷度を適當にすれば良好なる道路材と爲すことが出来る. 此の外水滓にして煉瓦と爲し 80°C で CO<sub>2</sub> による硬化處理を施せば耐壓力 250~300 kg/cm<sup>2</sup> のものが得られる. (F. K.)

### 3) 銑鐵及鐵合金の製造

含バナジウム鑛滓の製造並にフェロバナジウム生産への利用 (Friedrich Eisermann, Archiv für das Eisenhüttenwesen Dez. 1938.) V を含む鐵鑛は V 鑛と共に V の原料として使用される. 獨逸に於て製造される銑鐵には多少なりと V が含有されて居りこれより V を回収する可能性があることは最も以前から知られて居ることである. 既に 1870 年より 1888 年にかけて Creusot の製鋼工場でトーマスの鋼滓から 60% の V を製造して居る 1900 年から 1915 年にかけての Stahl ü. Eisen に發表した L. Blum 氏の優秀なる研究はさておき大戦直後より鐵鑛石及び銑鐵から V を回収するといふ問題について極めて注目される様になり既に W. L. Goodwin, W. P. Firth, T. L. Dixon, D. W. Berlin, R. v. Seth の諸氏によつて數多くの特許がとられて居る状態である. R. v. Seth 氏の方法は熔銑を酸性の轉爐で處理してその際に V

を回収するので僅か數年前發見された方法である。而して極く最近獨逸及びソビエトに於て外國より  $V$  の鑛石を輸入せず自給自足の立場からこの問題について極力研究して居る状態でロシアでは先づ Kerish の  $V$  の低い  $P$  の高いベツセマー銑とウラルの  $Ti$  及び多量の  $V$  を含むベツセマー銑に目をつけた。研究者としては M. N. Ssobolew, K. A. Bo'schakow, N. S. Krassilnikow, S. W. Dritschek, A. D. Chodyko 氏等がウラルの銑鐵は平爐で熔解して  $P$  の低い  $V_2O_5$  10% の鑛滓をつくる。斯くして初めて 1936 年に  $V$  の製造が開始された。ドイツに於ける  $V$  を含む銑鐵は普通  $P$  が高くそれ故  $V$  と共に  $P$  の問題を考慮に入れねばならぬ。一般に鑛滓は次の三つに分けられる。1.  $FeO-MnO$  鑛滓, 2.  $FeO-MnO-SiO_2$  鑛滓, 3.  $FeO-MnO-SiO_2-CaO$  鑛滓。純粹の  $FeO-MnO$  鑛滓は  $V$  の回収には問題ない。 $V$  の滓化に主として関係があるのは  $FeO-MnO-SiO_2$  鑛滓でこれに少量の  $CaO$  が入り  $FeO-MnO-SiO_2-CaO$  系となり  $SiO_2$  が飽和され  $CaO$  が無い極端な場合が  $FeO-MnO-SiO_2$  となるわけである。 $CaO$  を含む鹽基性の鑛滓と  $CaO$  を含まぬ鑛滓とは  $V$  の回収の際の化學的處理の見地からしても相違がある。今日迄の研究によると  $FeO-MnO-SiO_2$  鑛滓は  $V$  と  $P$  の分離は比較的容易である。 $V$  の酸化は次の式によつて行はれる。



こゝで  $X$  は 2, 3, 4, 5 なる値をとる。平衡恒數としては

$$K' = \frac{[V]^2 (FeO)^X}{(V) [Fe]^X} \therefore [V]^2 = \frac{(V) [Fe]^X}{(FeO)^X} K'$$

$$\text{或は } (V) = \frac{[V]^2 (FeO)}{[Fe]^X} \frac{1}{K'}$$

$[Fe]$  は 100 とするわけにゆかぬ即ち熔銑中の  $[Fe]$  は  $C$  に關係あり  $Fe_3C$  として考へねばならず従て  $C$  の量が増加するにつれ平衡恒數も影響されて變る事になる。鑛滓と鋼浴との間に於ける  $V$  の分離は

$$\frac{(V)}{[V]^2} = \frac{(FeO)^X}{[Fe]^X} \frac{1}{K'}$$

によつて示される。F. Korber は高温で正確に  $(V):[V]$  の比について研究した  $SiO_2$  の充分多い鑛滓では酸化バナジウム  $VO$  は自然に  $(VO)_x SiO_2$  に變りこの場合  $V$  の比は初めの  $V$  の % に關係する。F. Korber は各種の温度即ち 1,250~1,300°C, 1,600~1,650°C で正確に  $V$  の滓化に關する實驗曲線を出した。これに依ると  $FeO$  の濃度が上ると  $(V)/[V]$  の値が大となる、この關係からみて鑛滓中の遊離の  $FeO$  が大に  $V$  の滓化に影響がある。 $SiO_2$  の濃度がますと  $(V)/[V]$  の値が小となる。即ち  $V$  の滓化される程度が小となる。 $MnO$  は  $SiO_2$  と反對の働きをなす、これは  $MnO$  は  $SiO_2$  と結びつき珪酸マンガンをつくる爲である。

次に含  $V$  鑛滓中の  $V$  の化合物についてであるが、 $V$  は  $V_2O_3$ ,  $V_2O_5$  なる酸化物として存在する 3 價の酸化物  $V_2O_3$  は両性に考へられる。 $V_2O_5$  は酸性である。 $FeO-MnO-SiO_2$  鑛滓に於て充分  $MnO$  が存在する時は  $V$  の大部分は  $FeO$  と結びつき複雑なる化合物をつくり  $(V_2O_3, V_2O_5)_m \cdot (FeO)_n$  の様なものになる。従て更に複雑な  $(V_2O_3, V_2O_5)_m (FeO, SiO_2)_n$  又は  $(VO)_x SiO_2 (FeO)_x SiO_2$  の如きものも出来る  $CaO$  とも結びつき  $(V_2O_3, V_2O_5)_m (CaO)_n$  なる化合物をつくる。

$V$  鑛滓の粘性は、これを高温熔解した際の重要な問題の一つである。取鍋及び轉爐に於て出來た含  $V$  鑛滓は  $FeO-MnO-SiO_2$  系でこの鑛滓の粘性は  $FeO+MnO-SiO_2=100$  として考へてよいわけで C. H. Hertyjun の状態圖によると含  $V$  鑛滓の融點は大體 1,250°C

から 1,300°C 迄の温度範囲内にある。従て粘性は極く小である。次に  $P$  の滓化には次の反應式がある。 $8 FeO + 2 Fe_3P = (FeO)_3 P_2O_5 + 11 Fe$  最近別に理論的根據もなく鑛滓と鋼浴中の  $P$  の濃度の比を  $(P):[P]$  とか  $(P):[P]^2$  とか云て居るが何れが正しいか判らぬ。

含  $V$  鑛滓の場合  $CaO$  がなければ  $(FeO)_3 P_2O_5$  となり  $FeO$  が増せば  $(P)/[P]$  が著しく増加する。従て  $V$  に対して  $P$  は間接的に大きな影響があるわけである。 $SiO_2$  がますと  $(P)/[P]$  の値は小となり  $SiO_2$  の飽和點ではこの値は極く小となる。

次に鑛滓の量の影響であるが鑛滓の量と熔銑中の初めの元素の量との間には次の關係がある。

$$[V_A] = [V_E] + \frac{S}{100} (V_E) \quad (V_E) = [V_E] \varphi$$

こゝに  $[V_A]$  は熔銑中の初めの  $V$  の量,  $[V_E]$  は終りの  $V$  の量,  $(V_E)$  は鑛滓中の終りの  $V$  の量,  $S$  は熔銑 100kg に対する鑛滓の量,  $\varphi$  は分配比、この式から初めの熔銑中の  $V$  と鋼滓と熔銑中の  $V$  の比がわかれば最後の  $V$  の量が計算出来る。鑛滓の中の  $V$  の濃度をどの程度迄有効に下げ得るかが問題で、これを明らかにする爲に  $\varphi=50$  及び 30 の二つの場合に對して種々の鑛滓量と鑛滓中の  $V$  の濃度及び  $V$  の回収率の關係を圖示した、 $P$  の場合も  $V$  の場合の前式と同様な式が成立つ。

トーマス銑から  $V$  を得るには轉爐及び取鍋からとる二つの方法がある。普通ドイツのトーマス法では  $V$  の酸化は約 7 分で起る、この際熔銑中に  $Si$  が高いと  $V$  の滓化は遅い。

$V$  より  $Si$  の方が少い時例へばスエーデンのトーマスの如き場合は  $Si$  より  $V$  の方が滓化が速い、最近では  $V$  の大部分は 2~3 分で滓化される様である。トーマス銑に何も添加せずに 70 秒吹き然る後鐵鑛石を入れて 50 秒酸化試験したこの結果によると先づ  $Si$  が酸化減少し  $Mn$  が多少下り鑛滓は  $Mn, Fe$  及び  $CaO$  の珪酸鹽となり  $V$  は極く少ししか滓に入らぬが更にこれを吹くと  $FeO$  が増し  $Si, Mn$  の酸化進み  $V$  の滓化も増してくる。鐵鑛石を入れると  $Si$  は殆んど完全に酸化され  $Mn, V$  は同程度に可成酸化されて滓となり鑛石を添加する事は確に有効である。

Seth 氏の製鍊法はトーマス銑を酸性轉爐で 2~4 分吹き然る後鹽基性轉爐で熔鋼に  $CaO$  と  $MgO$  を添加した、これは  $V$  の滓化には何等影響がない。酸性轉爐で熔銑中の  $Si$  は殆んど酸化して  $SiO$  になり  $MgO$  と結びつく、斯くして  $Mn$  は速かに酸化され同時に  $FeO$  が増し  $V$  の滓化に適當な状況となる。鹽基性轉爐ではトーマス熔銑に砂が入る。H. Zieler は砂を 1% 加へ 3 分後に 80~90%  $V$  が滓化したと云て居る、結局鐵鑛石を加へるか又は二度吹いて精鍊して  $V$  を滓化する必要がある。 $P$  の含有量は酸性轉爐では何等變化なく  $V$ 。Seth 氏は 2.5% の  $P_2O_5$  は常に磷酸鐵として鑛滓中に含有され濃度は次の鹽基性爐迄同じであると云て居る。

トーマス精鍊の際吹き出した噴出物及び塵埃よりも  $V$  を回収出来る。

取鍋中の熔銑に鐵鑛石を入れて  $V$  を酸化する際は反應時間は短く流動性のよい  $V$  の酸化に適當な鑛滓を調整出来る。

$V$  を回収する際熔銑の  $Si$  は 1% 迄操業容易である。

$Si$  の高いトーマス銑では  $V$  をとる爲には三回に分けて吹かねばならぬ、即ち先づ  $Si$  を酸化し次に  $V$  を滓化し然る後普通の操業を行ふ。従て誠に  $V$  の回収には不利で取鍋法では混銑爐に入れる前に  $Si$  酸化し混銑爐で  $V$  を酸化する、 $Si$  の酸化の際は強く發熱するから熔銑が冷却する憂はない。

次に上記の含V鍍滓よりフェロバナジウムの製造について述べる。試料には上記の成分のわかつたV鍍滓を用いた。この鍍滓は融点低く流動性大で金属に還元するには比較的適当なものである。還元試験は無鐵心の誘導爐で行ひ炭素の坩堝で裏付せずに行ひた。還元剤は粉コークスを用いた。FeとPはVより先に還元しMn, Siがこれに次ぐ、比較的低温で行ふと還元生成物にFeとVの量が多くMn, Si量が少くなる。温度が上るにつれMn, Siが急に増加しFe, Vが減少する。第1表に還元試験の結果を示す。還元温度は1,400~1,500°Cが適當である。

第1表 還元金属の成分

温度	C	Si	Mn	P	Fe	V
~1,400°C	2.02	1.48	8.47	8.95	74.0	7.60
~1,500°C	2.10	7.54	35.60	5.38	42.7	5.22
~1,600°C	n. b	14.55	41.40	4.27	33.3	4.04
~1,700°C	n. b	12.80	45.60	4.08	31.4	3.80

原料成分 FeO 15.82 MnO 35.30 SiO<sub>2</sub> 26.90 P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 3.74 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 3.78

還元金属中のPは極めて高くフェロバナジウムとしては問題にならない。石灰を多量に添加しても尙相當にPが入る、V鍍滓を電弧爐で直接に還元すれば多少Pが下る、この外に高温の熔鋼面上にV鍍滓を溶かしPを熔鋼の中に返しVのみ鍍滓の中に残す脱磷の方法がある。この脱磷の反應式は  $(FeO)_3 \cdot P_2O_5 + 11Fe = 8FeO + 2Fe_3P$  で結局熔鋼に複磷させるわけである。この際次の諸項を考慮する必要がある。

1. 使用する鋼のPは出来るだけ低い事
  2. フェロフオスフェートの擴散は1,500~1,600°Cが適當なる事
  3. 鍍滓の組成は出来るだけPを下げVを上げる事
- 種々の方法で脱磷した鍍滓を第2表に示す。

第2表 脱磷鍍滓の成分

試番	FeO	MnO	SiO <sub>2</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	CaO	
	15.81	35.22	26.90	3.760	2.78	9.04	試番1より5迄の原料鍍滓坩堝
1	14.37	14.10	64.70	0.115	1.11	3.60	"
2	16.11	24.10	47.88	0.107	1.71	n. b	"
3	18.35	20.09	51.64	0.067	1.45	5.15	"
4	12.91	24.40	50.00	0.077	1.57	6.25	"
5	21.28	23.00	42.83	0.15	1.48	n. b	無鐵心誘導爐試番6及7の原滓
	14.90	50.94	25.94	3.34	3.95	1.50	電弧爐
6	30.80	30.27	19.85	0.439	2.38	1.80	"
7	17.65	31.71	30.68	0.137	1.67	n. b	"

第3表 珪素還元によるV鍍滓

試番	FeO	MnO	SiO <sub>2</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	CaO	
	14.90	50.94	25.94	3.34	3.95	1.50	原料の鍍滓
1	21.90	36.39	28.46	0.65	2.49	n. b	
2	18.50	40.84	28.05	0.32	2.85	"	
3	16.40	38.47	27.52	0.30	2.62	"	
4	14.60	28.56	20.81	0.23	2.05	"	
5	8.32	42.74	33.00	0.12	2.17	"	

Siにて還元したものは第3表の如し。

(K)

## 5) 鐵及鋼の鑄造

熔銑爐の操業 (Marcel Dudouet: Trans, A. F. A. March, 1939, No. 3) 本論文に於て著者は理論及び實際の見地から熔銑爐の操業及び機能を論じて居る。論文は4章に分れ、第1章に於ては理論的機能、第2章に於ては實際の考察、第3章に於ては建設のデータ、第4章に於ては爐の操業を述べて居る。第1章にては熔解の機構、熔解生成物に對する熔銑爐の影響、熔解溶に於ける反

應を論じ、第2章の實際的の考察にては羽口の高さ及び位置、断面を考察して種々の操業法の規則を擧げて居る。第3章に於ける建設のデータに於て、スタックの高さ、熔解溶容量、羽口風函の詳細に關する公式を述べ、第4章にて装入物割合、其他操業の注意が述べてある。而して故障の原因とその對策を論ずる。(S. O.)

熔銑爐熔解に於ける風壓の影響 (MacKenzie J. T., Donoho C. K.: Trans. A. F. A., March, 1939, No. 3) 著者は熔銑爐熔解における風壓を種々變化した場合の影響及び其れより出來た銑の性質に關して研究を行た。各種の熔解は21-in.の試験熔銑爐に於て極めて廣い範圍の風壓と2種の装入金属を用ひて行た。其の結果熔解速度を變へる爲に風壓を廣い範圍で變化出來、分析結果に幾分の差はあつたが、熔銑には何の差もない事を知た。(S. O.)

露國に於ける遠心鑄鋼法 (Stal, 1938, I, p. 44, Stahl und Eisen, 58, 1938, Sept. 29, p. 1,063) 遠心鑄造機は其の廻轉數1分間500~1,500迄加減し得るも、作業には900~1,000の廻轉數を採用す。

第1表

	鋼塊	外徑	内徑	長さ	肉厚
1	鑄鐵	126mm	86mm	700mm	20mm
2	"	"	"	"	"
3	炭素鋼	"	96	"	15

鋼は10tの平爐にて熔製せられ一先づ10tの取鋼に入れ、更に手動小取鍋に移す。遠心鑄造は普通の場合より著しく高温度に注ぐことを要する。廻轉時間は鋼塊長700mm、肉厚15mm、40kgのものゝ場合1個につき80~90秒を要する。餘り短時間の廻轉は鋼塊内部に充分凝固せぬ部分を生ずる爲め疵物を作る。最も適當なる注入速度は1秒に5~3kgで、全部を注ぎ込むに7~13秒を要す。鑄型の冷えたるものを用ゆれば長めの割れを生ずるから最初500°Cに温めるを必要とする。Ni 8~10%, Cr 18%の鋼の場合、表面奇麗なるも、屢々螺旋狀の疵を生ず、之が爲め深さ2mmに亘り削り去らねばならぬ。鋼塊の内面に稀に小鋼滓を認むることある外、其の外表面も立派なもので、夫から造た鋼管は完全なものである。

鋼塊の組織は最初微粒を呈し其の後の處理を容易ならしめる。鋼塊中のガス氣泡を殆んど完全に除去し、又は非金属介在物を著しく減却すると、確に成品の機械的性質を高むる。鋼の節約は普通の丸若しくは角形の鋼塊の場合に比し20~25%にして、其他鋼材の加熱等種々なる作業階程を省くことが出来る。尙普通の方法にて製造することの出來ない合金鋼を以て容易に此遠心鑄造法に依り管を造り得る特徴がある。試作の爲め33の有孔鋼塊を色々な鋼種にて製造した場合の温度及び鑄型、廻轉時間の例を第2表に示した。

鋼塊の壓延はハッスル壓延機を用ひたが、内徑50mm以下のものにありては其の装置がない爲め一先づ傾斜壓延機にかけた。試験鋼塊12個の内10は鋼種Ja-1。他の2つはSh-2であつたが、後者にありては微細なる長目の割疵を認めた。鋼塊は最初外徑85mmのものを82mmに旋盤挽きした。加熱時間及び温度等は第3表に示す通りである。最初の7個の鋼管はハッスル壓延機のみにて仕上げたもので内外に亘りて何等の疵を認めない。残りの5個の内重に先づ傾斜壓延したものはハッスル壓延機の跡で、2個(8番及び10番)に於て割れがあつたが、多分加熱し過ぎた爲めと思はれる。8番は傾斜壓延機にかける前約1,080°Cに加熱し、10番は2回加熱し1,040°Cで傾斜壓延し、最後壓延前は1,100°Cであつた。生成管の内側に於ける皿狀又は其他の疵ハツアイス製の検査具にて調

第2表 有孔鋼塊の化學成分と鑄込狀況

番號	鋼種	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Cr %	Ni %	Ti %	鑄込最 初の温度 °C	鑄造中 の温度 °C	廻轉數 毎秒	鋼塊 鑄型材	廻轉 時間 秒	鑄造 時間 秒	有孔鋼塊 の性
1	Schch-10	0.40	0.20	0.60	0.025	0.017	1.10	—	—	—	—	1,200	鑄鐵	100	10	良好
2	ch 4 N	0.35	0.35	0.39	0.012	0.015	1.44	3.31	—	—	—	1,100	"	120	"	"
3	ch 4 N	"	"	"	"	"	"	"	—	—	—	"	"	"	"	端部近く小なる長目割れ疵
4	ch 4 N	"	"	"	"	0.012	"	"	—	—	—	"	鋼	130	8	長目割れ
5	Ja-1	0.13	0.99	0.49	0.022	0.013	19.18	8.48	—	1,425	—	"	鑄鐵	90	5	良好
6	sh-2	0.15	0.64	0.24	0.019	0.015	14.20	0.10	—	1,420	1,385	"	"	"	6	最後迄注かず
7	Ja-1 Ti	0.13	0.95	0.44	0.013	0.016	18.36	8.58	0.45	"	1,395	1,000	"	80	5	良好
8	Ja-1 Ti	"	"	"	"	"	"	"	"	—	—	"	鋼	"	"	小長目割れ
9	Ja-1	0.11	0.65	0.30	0.021	0.014	18.75	10.37	0.05	1,430	1,420	"	鑄鐵	90	8	良好
10	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	—	"	"	"	"	"
11	sh-2	0.21	0.54	0.026	0.020	0.018	14.32	0.10	—	1,425	1,395	900	鋼	"	10	小長目割れ
12	sh-2	"	"	"	"	"	"	—	—	"	1,385	"	"	80	"	良好
13	sh-2	"	"	"	"	"	"	—	—	"	1,380	"	鑄鐵	90	"	長目割れ
14	ch 3 N	0.30	0.35	0.34	0.014	0.014	0.95	2.93	—	—	—	1,000	"	"	8	良好
15	Ja-1	0.13	0.84	0.41	0.019	0.014	17.26	8.50	0.17	1,420	—	1,200	"	"	"	"
16	Ja-1	0.12	0.62	0.44	0.020	0.016	18.22	9.42	—	1,415	1,385	1,000	"	"	"	"
17	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,375	"	"	"	"	"
18	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,370	"	鋼	"	10	小割れ
19	Ja-1	0.15	0.72	0.36	0.012	"	17.38	8.80	—	1,430	1,425	"	鑄鐵	"	7	良好
20	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,420	"	"	"	"	"
21	Ja-1	0.15	0.27	0.36	0.012	0.016	17.38	8.80	—	1,430	1,415	1,000	鋼	90	7	螺旋狀割目
22	Ja-1	0.14	0.85	0.52	0.015	0.010	21.16	8.90	—	"	1,420	"	鑄鐵	"	"	割目
23	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,405	"	"	"	"	良好
24	Ja-1	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,395	"	鋼	"	"	"
25	sh-2	0.17	0.64	0.27	0.023	0.019	25.53	8.13	—	1,425	1,419	900	"	80	"	良好, 鑄型を500°Cに温め
26	ch 4 N	0.36	0.33	0.47	0.013	0.021	1.18	3.10	—	—	—	"	鑄鐵	"	"	良好
27	ch 4 N	"	"	"	"	"	"	"	—	—	—	"	"	"	"	"
28	Ja-2	0.16	0.66	0.41	0.014	0.011	17.80	8.64	—	1,420	1,330	"	"	"	8	螺旋狀割目
29	Ja-2	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,375	"	"	"	"	良好
30	Ja-2	"	"	"	"	"	"	"	—	"	1,370	"	鋼	"	"	"
31	u-10	1.05	0.16	0.30	0.016	0.016	—	—	—	1,410	1,390	1,000	鑄鐵	90	15	全部鑄込まず
32	u-10	"	"	"	"	"	—	—	—	"	1,380	"	"	"	25	"
33	Schch-6	0.95	0.33	0.28	0.012	0.015	0.70	—	—	—	—	900	"	80	8	良好

温度はピロットにて測定し補正せぬ。

第3表 遠心鑄造鋼塊の壓延結果

管の 番號	有孔 鋼塊 番號	鋼種	内徑 mm	有孔鋼塊の大きさ			加熱 時間 (分)	傾斜 延機 温度 °C	ハツスル 延機 温度 °C	壓延鋼管			壓延結果
				旋削前 外徑 mm	旋削後 外徑 mm	長さ mm				内徑 mm	外徑 mm	長さ mm	
1	7	Ja-1 Ti	54	85	82	650	85	—	1,020	48	59	—	細溝發生
2	16	Ja-1	53	"	"	660	90	—	1,060	50	62	2100	良好
3	17	Ja-1	"	"	"	"	96	—	1,080	49	"	2200	"
4	25	sh-2	"	"	"	"	92	—	1,060	50	"	2000	"
5	29	Ja-2	55	"	"	650	95	—	—	48	59	1800	端が凹む
6	30	Ja-2	56	95	84	"	97	—	1,080	49	61	2100	良好
7	10	Ja-1	52	85	82	"	98	—	1,040	50	62	2000	"
8	23	Ja-1	48	"	"	670	72	1,080	1,160	49	61	—	再度加熱割多し
9	19	Ja-1	46	"	"	660	77	"	—	52	60	3000	一度加熱良好
10	5	Ja-1	48	"	"	"	74	1,040	1,100	"	"	2000	再度加熱兩端割れ
11	20	Ja-1	"	"	"	670	84	1,080	1,020	"	50	3100	一度加熱良好
12	12	sh-2	"	"	"	650	94	"	—	49	60	2800	再度加熱中新割れ

へ其の結果は第3表に上せてある。尙化學分析、顯微鏡組織及び機械的試験に附した。組織上普通の鋼管と何等の差異ない、化學成分上偏析も肉厚 25mm 迄鋼塊に於ては C, P 及び S に於て之を認めない。

筆者は繼目無管製造用有孔鋼塊を遠心鑄造法にて鑄造することは既に解決せられたと考へる。此方法に依るものは普通の方法に依たものに比し次の利點を有する。

ガス氣泡の除去、偏析皆無なる外、鋼の凝固するに際し廻轉する

爲め結晶核を散布せしめ、細粒の鋼を生ずる。又鋼中の非金属介在物を殆んど之を除去し、機械的性質を良好にする。

**熔銑爐裏附けに對する操業の影響** (Donoho C. K., Greene C. F.: Trans A. F. A. March, 1939, No. 3) 著者等は表題の如き研究を行たが其の結果を要約すれば次の如くである。

多くの研究者に依て酸化鐵に依る耐火粘土耐火物が強く侵蝕される事を見出したが、鑄滓中の酸化鐵又は裏附けと接觸する酸化鐵の量を増加せしむる如き因子は侵蝕度を強める傾向がある。此の故に、風壓が高まれば高まる丈酸化度が増す爲に裏附けの侵蝕度は増加する。

装入物中の  $Si$  は全  $Si$  量の約 10% 位が送風により酸化する。 $Si$  は  $Fe$  よりも容易に酸化するから、 $Si$  含量が高くなれば  $Fe$  の酸化を防止し、侵蝕性の酸化鐵の生成を妨げる。故に風壓を等しくしても、 $Si$  含量の低い装入の方が裏附けを侵蝕する度合の大であるのは驚くに足りない。

裏附けの侵蝕度は熔解の最初に最大で、裏附けの侵蝕により爐の實際の直径は増加し、かくして裏附けに最も近い熔解帯の風壓は下り、裏附け侵蝕速度は漸次小となる。實驗結果から 16h かゝつた熔解の方が 8h の熔解より侵蝕度の大である事を知たが、併し侵蝕の度合は決して 2:1 と言ふ程の大きさではなかつた。

實際作業の變化により熔銑爐裏附けの侵蝕は非常な影響を受ける。風壓が高く、 $Si$  含量低き銑を用ひ、1 回の熔解に長時間を要し、爐の直径が小であれば熔解帯裏附けの侵蝕は極めて大である。

(S. O.)

**鑄鐵の成長と其の防止** (Morgan J. D.: Metallurgia, Jan. 1939.) 普通“成長”と言はれる所の酸化性雰囲気中に於ける鑄鐵の繰返し加熱による膨脹及び脆化は工業用多数の故障原因となる。鑄塊鑄型、滲炭函、一般の爐部分の歪及び割れは此れに依る。かくの如き場合容積の増加は 50% 以上にさへも達する事がある。

他の普通鐵材と同様に鑄鐵も酸化性雰囲気中で加熱されれば、特に  $SO_2$  及び其他の不純物の存在する場合には酸化皮膜を生ずる。此の皮膜はガスを容易に透過し剝離する傾向があるので下層の金屬は更に酸化を受ける。其の上、鑄鐵は大きな黒鉛片を含んで居るとすれば酸化は此の黒鉛片に沿て進行し容積の増加を來すと共に金屬も脆化する。薄肉の所では歪は最も大である。成長は最初は一般に急激であるが、例へ普通の表面酸化が依然として續いて居ても後になるにつれて成長の速度は減少する。或る範圍の繰返し加熱冷却によつて、成長現象は非常に強まる。

成長現象は簡單には説明出來ない。高温に於ける酸化とガス作用に依て極めて複雑な過程を経るものである。成長を支配する種々の原因に對する意見は區々であるが、その原因と目されるものを擧げれば次の如くである。

- (1) セメントタイトの分解
- (2) 臨界點の上下の繰返し加熱冷却
- (3) 包藏されるガス
- (4) 加熱時の種々の組成分の等しからざる膨脹
- (5) 内部酸化

セメントタイトが分解すればフェライトと黒鉛になる。Schiel の指摘せる如く此の分解に依て 12.8% の膨脹を起すが此の値は比重の計算結果とよく一致する。鑄物に於て此の分解に依る膨脹度は鐵中のセメントタイトの量に關係する。此の變化は一回だけしか起らないから良質の鐵を損ずるとしても大したものではあるまい。然し黒鉛

の存在は成長の起る爲に必要缺くべからざるものであつて、セメントタイトの分解は凝固時に起るか又は再加熱によつて起るか何れにせよ極めて重要な意味を有する。

臨界點の上下を繰返して加熱冷却する事に依る影響は材料と處理の條件に依存する。鐵材を臨界點を通して加熱すれば、急激な容積の變化が起るが此れは體心立方から面心立方に移る爲である。若し鑄物が急激な加熱により内部及び外部に温度勾配を有するとすれば外部は内部よりも早く變態を行ふ。それで内部歪が包藏される。此の歪に抵抗する力は主としてその靱性による。鑄鐵は靱い金屬ではないからその熱的歪に對する抵抗性は高くない。此の理由で急激な冷却、加熱は避くべきである。此の様な熱的歪により割れが生ずれば、此等の割れは黒鉛片の周圍に位置して居る。

ガスの膨脹係数は鑄鐵のそれの約 400 倍である。鑄鐵はガスを包藏して、加熱時のガスの膨脹によつて金屬は割れる傾向がある。然し熔解又は包藏されたガスの役割は  $Si$  含量が 3% 以上の時は閉却出來る事が示された。1% 以下の  $Si$  を含む鐵に於て 12% に迄達する成長が見られた。

鐵や黒鉛と言ふ如き鑄鐵を形成する物質の膨脹係数の差に依て永久的に金屬を歪ませる事にする。

成長に於て酸化が重大なる役割を有する事がわかつた。Pearson に依て交互の加熱冷却が非酸化性雰囲気中で行はれたが大した成長は起さなかつた。菊田氏に依れば第一次加熱に依る成長はセメントタイトの分解に依るものであり、次ぎの加熱に依て鑄鐵中の組成分の膨脹差から黒鉛片附近に小なる割目を生じ、かくして酸化の條件下に成長が加速化されると言ふ。

鼠銑はフェライトとパーライト、黒鉛及び燐化物共晶を含む。此の場合問題にするのはフェライトと黒鉛のみで宜しい。何故なら繰返し加熱に依てパーライトはフェライトと黒鉛に分解するからであり、且つ燐化物共晶を含むのは低級な鑄鐵だけだからである。

かくの如き鼠銑が加熱されれば、表面酸化が起り、それと同時に酸化性ガスはフェライトと黒鉛の間の隙間を通して擴散して行く。此の隙間は上記の理由で必ず存在するのである。かくして黒鉛の周圍の金屬が酸化する。酸化生成物例へば  $FeO$ ,  $SiO_2$ ,  $MnO$ ,  $P_2O_5$  はフェライトよりも大なる容積を有し、かくして永久的な膨脹が起る。Thyssen に依れば、酸化生成物は隙間に充填して更に割れを進行させる。故に成長に影響する要素を分類すれば次の如くである。

(1) 温度——生じた割目の大きさや酸化を起す爐ガスの活潑性は温度が  $500^{\circ}C$  以上高ければ高い程大である。

(2) 黒鉛の形、量、分布——黒鉛片が大であり量が多ければそれ丈成長も大きい。黒鉛片が互に孤立して居れば居る丈、成長に對する抵抗は高い。

(3) 金屬の酸化に對する内部抵抗——適當な合金成分の添加により此の抵抗を高めれば成長に對する抵抗は大となる。

(4) 高温に於ける強度と延性 ( $500^{\circ} \sim 800^{\circ}C$ )——臨界範圍を通して急激な加熱及び冷却に依て起る割目と各種組成分の膨脹差は此の性質によつて支配される。

(5) 炭化物の安定度——此性質によつて出來た黒鉛量が定まる。以上の考察からして次の諸點に注意すれば成長を防止出來る。

- (1) 微細に分布した黒鉛の少量
- (2) 酸化に對する固有の抵抗
- (3) 高温に於ける強度と延性

(4) 安定なる炭化物

(5) 使用温度に於ては臨界範囲の存在せぬ事

而して著者は此の防止法を実際に行ふには如何になすべきかを説いて居る。

(S. O.)

### 6) 鐵及び鋼の加工

**急速可鍛鐵の製造** (McMillan W. D.: Trans. A. F. A. March, 1939, No. 3) 本論文に於ては 14hrs の焼鈍により完全に焼鈍された可鍛鑄鐵の製造に就き述べて居る。實際的の見地から鑄鐵製作、組成、焼鈍及び此の鑄鐵の機械的性質が論ぜられる。此の鐵に於て、Si は普通の可鍛鑄鐵よりも多い。焼鈍時間を短縮するには2つの因子があつて、Si 含量高ければ黒鉛化を促進し、重い焼鈍函を使用しない事によつて焼鈍爐内の鑄鐵の割合は増加するのである。此の種の鐵は抗張力 55,000~65,000lbs/□', 伸びは 15~20% で降伏點は約 44,000lbs/□' である。此の鑄鐵は機械的性質が良好で焼鈍費が低廉であるから注目に値する。

(S. O.)

### 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

**鑄鐵の焼入性** (Murphy D. W. & Wood W. P., Trans. A. F. A., 9, 1938, 571~598) 著者は既に前報告(A. S. M. 24, 1936, 75)にキユボラ鑄鐵4種、高周波爐鑄鐵2種の鑄放し強度、硬度と焼入性との關係を報告したが、本報告は電氣爐製の普通鑄鐵に Al の加入或は脱酸程度の相違に依る焼入性の異状を試験した結果である。

焼入性の試験は 1.2" 徑の丸棒に鑄込んだものを徑の 1~4 倍の長さに切斷し、830°C に 1h 加熱後油焼入し、その斷面を研磨した後外周より中心に向つて 6ヶ所のロックウェル C 硬度を測定して圖示する方法を取つてゐる。T. C. 2.79%, G. C. 1.85%, 鑄込温度 1,510°C の試料では Al を加入しないものも、Al 0.046% 加入したものも焼入性に相違を認めなかつた。Al 0.02% 迄の加入は G. C. の量に變化を與へないが、多量の LA を加入すると變化を生ずる。又 Al 0.02~0.03% を加入すればパーライトは相當微細となる。

次に T. C. 2.78% のものに少量の Al を加入した結果を示すと第 1 圖の如く、Al 0.028% 附近で焼入性を著しく小とするを知つた。此の試料は第 1 表の如く、成分は殆んど同一である。Al は取鍋内で削屑を加へ、65~70 秒保持して鑄込んだ。

第 1 表

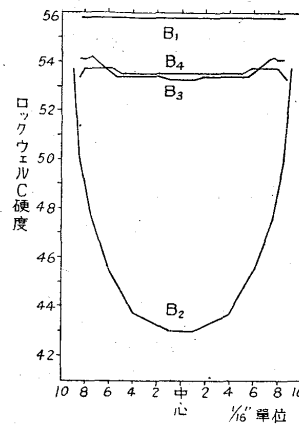
記號	湯出温度	T. C	G. C	C. C	Si	Al
B <sub>1</sub>	1,493°C	2.78	1.76	1.02	1.91	加入せず
B <sub>2</sub>	"	2.78	1.85	0.93		0.028%加入
B <sub>3</sub>	"	2.76	1.92	0.84		0.050
B <sub>4</sub>	"	2.78	2.00	0.74		0.275

同様の實發を繰り返した結果 Al 0.02~0.03% は焼入性を小とし 0.04~0.06% は焼入性を大とするが、G. C. の量には影響のないこ

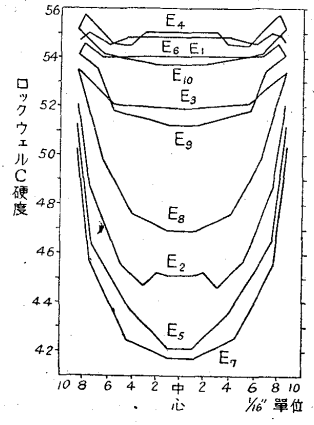
とが判つた。又 Al 加入後湯出迄の時間が、相當焼入性と關係があることを知つた。

次に Al 加入の際熔湯内の酸素の量との關係を知るために、熔湯に酸化鐵を酸素として 0.04% 加入した場合、Al 加入の影響を検した結果は第 2 圖の如くなつた。此の試料及び加入の状況は第 2 表の如く、脱酸効果と焼入性は相當關係あることが推定された。

第 1 圖



第 2 圖



最も焼入性の減少する場合は 4, 6, 1, 10 で、3, 9 は稍焼入性が小であり、8, 2, 5, 7 は影響せられない。

機械的性質は焼入性と緊密な關係は見出されなかつたが、鑄放しの抗折試験では焼入性の小なるものは撓量が大きく、抗張力はこの反對を示し、衝撃値は焼入性の小なるものが勝れてゐる。表面硬度は殆んど關係がない。此の一例は第 3 表の如くである。

第 3 表

記號	抗折撓み inch				抗折破壊		衝撃値	抗張力
	荷重 500 lbs	1,000	2,000	2,500	破壊荷重 lbs	破壊撓み in		
B 1	0.0313	0.0617	0.1273	—	2,400	0.161	24	42,400
2	0.0373	0.0645	0.1355	0.177	2,630	0.191	25	51,700
3	0.0323	0.0647	0.1380	—	2,325	0.169	20	40,100
4	0.0358	0.0718	0.1547	—	2,430	0.212	—	—
E 1	0.0340	0.0680	0.148	0.195	2,875	0.246	—	—
2	0.0320	0.0660	0.144	—	2,490	0.194	—	—
3	0.0325	0.0700	0.145	0.193	2,875	0.234	—	—
4	0.0330	0.0660	0.143	0.191	2,890	0.242	—	—
5	0.0330	0.0660	0.142	0.188	3,040	0.260	—	—
6	0.0340	0.0680	0.143	0.192	2,885	0.243	—	—
7	0.0345	0.0690	0.149	0.199	2,745	0.228	—	—
8	0.0330	0.0660	0.140	0.189	2,800	0.219	—	—
9	0.0345	0.0690	0.151	0.207	2,840	0.256	—	—
10	0.0350	0.0680	0.148	—	2,230?	0.166	—	—

炭素鋼、低合金鋼等で、焼入性がオーステナイト粒度和深い關係があることが知られてゐるが、鑄鐵のオーステナイト粒度を検出す

第 2 表

記號	湯出温度	T. C	G. C	C. C	Si	Al 加入量及び湯出時刻
E 1	1,550°C	2.97	2.16	0.81	2.00	Al 及び酸化鐵加入せず
E 2	1,495	2.97	1.91	1.06		Al 0.019% 取鍋内加入
E 3	1,480	2.99	2.07	0.92		爐内に 0.041% O <sub>2</sub> 加入
E 4	1,480	2.97	2.19	0.78		" "
E 5	1,480	2.97	2.08	0.89		" "
E 6	1,470	2.97	2.22	0.75		" "
E 7	1,455	2.97	2.11	0.86		" "
E 8	1,470	2.95	2.18	0.77		" "
E 9	1,455	2.94	2.12	0.82		" "
E 10	1,430	2.87	2.02	0.85		" "



る方法は餘り成功しない。著者は徑 1.2", 長さ 3" の丸棒を 845~930°C で油焼入れ、ピクリン酸で腐蝕する方法を行つてゐる。併し焼入性に影響する程度の Al を加入すると、パーライトの組織が極めて微細となる點から考へて、オーステナイトの變態速度が大であることは想像される。

(R. M.)

### 構造用鋼材の化學組成と機械的性質 (特殊構造用鋼の發達より抜く)

(Hoff P., St. u. Ei., 58, 1938, 1054.)

化學成分 %	鍊鋼 1835 (Bohny に依る)	St 37 平均	ニッケル鋼 (Bohny に 依る) 平均	Sf 48 平均	St 52 最高 <sup>2)</sup>
C	0.04-0.08	0.12	0.16	0.30	0.2
Si	0.16-0.23	0-0.2	0.20	0.30	0.50
Mn	0.11-0.23	0.5	1.05	0.60-0.80	1.2
P	0.18-0.42	>0.06	Ni 2.36	<0.060	0.060 } P+S
S	0.035迄	>0.04		<0.040	0.060 } 0.100
Cu	0.02-0.25	0-0.2			
鋼 滓	0.6-1.2				
機械的性質	長目に	横目に			<sup>3)</sup>
弾性界 kg/mm <sup>2</sup>	22-31	25-32	—	37.9	>29
抗張力 "	30-39	26-36	37-45	61.5	>48 } <58 }
伸 %	6.0-20	1.2-4.9	>20	19.9	18
絞 %	5.1-32	0.5-8.6	1)	37	4)
差支なき供用					
抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	7.5	14	17	18.2	21

1) 曲げ試験 160°, 徑は板の厚みの 0.5 倍。2) 或は Mn 0.3 にて Cr 0.40 又は Mo 0.20 熔接可能なるを主眼とす。3) 弾性界と伸の最低値は其の厚みに従ひ表示す。4) 曲げ試験 180°, 徑は板の厚みの 2 倍。

(K. T.)

鋼の特に高温に於ける強度に對する脱酸の影響 (Herbert Buchholtz, St. u. Ei. 16 März, 1939, S. 331-338) 鋼中の酸素と安定な反應生成物を作る脱酸劑としては Al が特殊的地位を占めてゐる。他の脱酸劑に比し、少量使つても鋼の性質に大きい影響を與へるからである。然し Al は製鋼法に充分注意しないと缺陷の原因となり、又熔解及豫備脱酸中、熔鋼中の O<sub>2</sub> 及 Al の適當量を維持する確實な方法がないので、Al による脱酸が嫌はれる事がある。それで鋼製品の使用目的に應じ適當な熔解作業及脱酸法が研究されてゐる。Al による脱酸の粒度並に強度に對する特別の作用については米國でも注目されてゐるが、次に獨逸の研究の一部を述べる。

1. Al 添加の熱處理に及ぶ影響 Al は鑄造に際し好ましくない作用を示す外、粒生長性及過熱に對する敏感性を減少せしめる。Al で脱酸された鋼は變態傾向を増し、硬度を減じた。之は E. Houdremont 及び H. Schrader の最近の研究により確かとなつた。即ち Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が核となるといふ説で説明される。Al 添加量と共に焼入硬化性が減じ、粒度及過熱感度も減少する。即ち Al で脱酸された鋼は約 1,000°C まで加熱により粒度を

變へないが、フェロシリコン又はシリコマンガで脱酸した鋼では Ac<sub>3</sub> 以上で既に粒度の増大が始る。1,050°C 邊では Al 脱酸した鋼に粗粒になるが、焼準により又元の粒度に戻る。之は Al と N<sub>2</sub>, O<sub>2</sub> との化合物が細く分布されるといふ特性によるものである。

Al 添加は強度にも多少影響を及し、同一成分でも微粒鋼は約 2

~5 kg/mm<sup>2</sup> 小さい抗張力をもつてゐる。又 Al で脱酸すると或る温度内、特に低温にて大なる衝撃値を有つ。Al で脱酸すると變態を促進する作用を示すが、之は硬度を減少させるのみでなく、硬化組織の崩壊及炭化物の凝集性を増す。従つて焼鈍微粒鋼は同一温度で處理されても粗粒鋼より弱いのである。この事は實驗結果とよく一

致してゐる。この結果によると硬化性及崩壊性を同一程度にせんとするには微粒鋼は粗粒鋼より、80°C 低い温度で處理する必要がある。かくしても衝撃値は微粒鋼の方が大である。

2. 鋼の豫備脱酸及性質 ある粒度の鋼を製造する要件は、Al 化合物を丁度必要なだけ分布させるため、最少量の Al で充分豫備脱酸を行はせることである。高周波小爐にて、異なる Al 添加の質的作用が研究された。10kg 鹽基性高周波爐で 0.5% C, 1% Mn 鋼が常に同様な精鍊及温度條件で作られ、異種の Si 合金で豫備脱酸され、一部は Al 又は Al 合金で脱酸された。その結果は第 1 表に示す通りである。フェロシリコンによる脱酸は熔解法に無關係に硬度、粒度、衝撃値の大なる鋼を作る。シリコマンガ及カルシウムシリコンによる鎮靜も同様な作用をする。Al により脱酸すると、多少とも硬度及過熱感度の小さい、衝撃値の大きい微粒鋼となる。フェロシリコンは均一な粗粒組織を作るに最も適してゐる。充分豫備脱酸された鋼に Al を添加すると、典型的微粒組織が得られる。V による脱酸が同様な作用をもつてゐる。強度及脆性の増加は 200~300°C で加熱すると除かれる。強度の増加の原因が高温に於ける分離であつて、粒度の大いためにないとなれば、分離を起さねば青熱脆性を小さく出来る筈で、之は 680°C で軽く熱し、爐冷することにより出来た。200~300°C で加熱して強度の下るのは粗粒鋼でも同様で、之は纖維狀組織をもたない強加工ブリキの製造に重要である。即ち適當に加熱しないと缺陷が生じ易いのである。

第 1 表

脱 酸 劑	Al 添加 g/t	粒度 μ <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸 率 l=10l %	衝撃値 mkg/cm <sup>2</sup>	硬 度 Rockwell	粒生長 開始 温度
90% Ferrosilizium	—	1400	92.0	16	3.9	56	900
45% Ferrosilizium	—	750	80.0	17	3.8	52	900
90% Ferrosilizium + Aluminium	1000	190	76.3	17	6.7	45	1075
90% Ferrosilizium	—	1400	85.8	15	2.6	58	900
Kalzium-Silizium	—	615	82.0	18.5	3.5	75	920
Silikomangan	—	950	79.2	17	3.8	55	—
90% Ferrosilizium + Aluminium	1000	250	78.5	18.5	4.7	85	975
Kalzium-Aluminium	3000	190	73.2	16	6.0	28	1050
Alsimin	2750	200	77.0	19.5	5.7	45	1050
Silikal	350	210	74.0	18	5.8	31	1000
Aluminium	3000	250	79.0	16.5	5.3	30	1025

3. 脱酸と匍匐抵抗との關係 パーライトの粗い層狀組織が耐熱性及匍匐抵抗が大いといふ事實は耐熱鑄物の熱處理等にて應用されてゐる。種々の研究の結果、低合金鋼の匍匐抵抗は過熱と 1,100~1,200°C から急冷すると 30~40% 高められ、同時に耐低温性を増し、加工性を困難にすることが分つた。A. E. White 等は Mo 鋼



及  $Mn \cdot Mo$  鋼の粗粒鋼につき実験したが、 $400 \sim 540^\circ C$  間では粗粒鋼の引張強さ及耐熱性は微粒鋼より約 10% 大であつた。又粗粒鋼の匍匐抵抗は最低再結晶温度以下では微粒鋼より小であり、以上では大い。 $540^\circ C$  で粗粒  $Mn \cdot Mo$  鋼は同様の微粒鋼より 40% 大い匍匐抵抗をもつてゐる。パーライト形成に於ける差違は認められなかつた。

以上の僅かの結果では脱酸、粒度、組織形成、匍匐抵抗の關係が分らないので、最近 Mannesmann 工場で更に深く研究されてゐる。その結果によると、 $Al$  添加により鎮靜された微粒鋼は粗粒鋼より硬度小で、衝撃値が大で、 $500^\circ C$  にて匍匐抵抗は僅か  $2 kg/mm^2$  であるが粗粒鋼は  $6 kg/mm^2$  を示し、粒生長開始温度は粗粒鋼では  $900^\circ C$  で微粒鋼では  $1,050^\circ C$  であり、この匍匐抵抗の相違は粒度に基くものでパーライト形成とは餘り關係がない。

高温に於ける匍匐も脱酸の種類により決定されると推定される。

$Al$  又は  $Al$  合金で脱酸された鋼は單にフェロシリコンで脱酸された鋼より引張速度が大い。之も粒度に基くものだから粗粒鋼の方が匍匐抵抗の大いことが分る。米國の研究によると機械的に鎮靜された鋼は冶金的に鎮靜された鋼より匍匐抵抗が小であり、又  $Al$  で脱酸された鋼は單にシリコマンガ、フェロシリコンにて脱酸された鋼に比し 8~9 倍匍匐抵抗が小さい。

粗粒鋼は變態に際し過冷度が大い。これは熱處理にてフェライトの樹枝狀組織中に、フェライトの傍の緻密な地からパーライトの出ることにより分る。かくの如きパーライト形成は Widmannstätten 組織と同様に粒度を増すと共に高温に於ける變形抵抗及匍匐抵抗を増す。  $Al$  で脱酸された鋼は略々 2 倍の粒度にして始めてフェライト中にパーライトの直線狀組織が現れるといふ實驗結果が示されてゐる。粗粒抵抗合金鋼は焼鈍又は焼準により他の作用のない限り必ずパーライト又はソルタイトの直線狀組織を生ずる。然し  $Al$  を多く添加し  $Al$  の窒化物又は酸化物の微細分布を核として働かせると、粒度及オーステナイトを崩壓しての現象を妨げる。この事は普通鋼及合金鋼の匍匐抵抗を高めるために實際に應用されて居る。脱酸の匍匐抵抗に対する影響は温度により異なるもので、 $500^\circ C$  で普通鋼は約 100%、 $Mo$  鋼及  $Cr \cdot Mo$  鋼は 30~40% 高められる。

4. 熱處理による匍匐抵抗の影響 本來の粒度と熱處理による粒度とは勿論異なる作用をするもので、焼鈍又は高温での加熱は粗粒過熱組織により匍匐抵抗を高める。脱酸は粗度及硬化性に大い影響するから、

又熱處理に於ける匍匐抵抗の變化に對しても化學組成と同様に影響を及ぼす。その實驗例が示してある。たとひ冶金的處理により作られた粒度が不變のもので他の加工條件にて變らぬといふ大きな假定をしても尙、冶金處理により増加した匍匐抵抗が合金及組織に特有な不變のものであるか、又  $500^\circ C$  で長時間加熱した場合、再結晶又は凝集を起し匍匐抵抗を下げるか否かは問題だが、之は直線狀パーライト組織の安定度及び冶金的處理により改良される匍匐抵抗の値によつて實地の經驗で定めるより方法がない。匍匐抵抗の安定度を見るために  $Ac_1$  の直下の温度で長く保つて組織の變化を検べる實驗が行はれた。  $Cr \cdot Mo$  鋼の粗粒及微粒鋼を  $700^\circ C$  に 500 時間保つて實驗した。微粒鋼では  $120 \sim 240 h$  でセメンタイトの凝集

が起り、匍匐抵抗が 30% 即  $15 \sim 10 kg/mm^2$  減少し、更に時間がたつとセメンタイトの凝集が粒境界にまで表はれる。之に對し粗粒鋼では直線狀パーライト組織は安定で、フェライト粒内に分布されたセメンタイトは球狀に集り針狀組織をなして残る。之は顯微鏡寫眞で説明してある。粗粒鋼の匍匐抵抗は同時に約 30% 即  $19 kg/mm^2$  減少するが、尙微粒鋼より  $8 kg/mm^2$  大い。だから  $550^\circ C$  までの作業温度では機械作用が大きくても尙、パーライト直線狀組織及大きい匍匐抵抗を保つてゐると考ふべきである。

5. 鋼の脱酸法は粒度、焼入硬化性、衝撃値に影響するが特に高温にて匍匐抵抗に強く影響する。フェロシリコンで脱酸された粗粒鋼は  $Al$  で脱酸された微粒鋼に比し、大きな匍匐抵抗をもつてゐるが、その原因は普通鋼では主として粒度によつて、低合金鋼では炭化物の直線狀に起因する。粗粒鋼は組織が安定で利用價値が大である。 ((S. O.)

## 8) 非鐵金屬及び合金

飛行機用プロペラ翼の壽命 (Johnson J. B. and Oberg T. Metals and Alloys, Vol. 9, No. 10, 1938.) 飛行機プロペラは遠心力、曲げ及捩りによる合成應力を受けるが、その應力の大きさは單に近似的に算出出来る程度である。然るにプロペラの破損は一般に飛行機の不時着を伴ひ、その上それに附隨した危険を伴ふものであるからその研究は等閑に附する事が出来ない。析出硬化處理せる  $Al$  合金の性質は時間と共に變化するもので、振動に依つても益々材質の變化が促進せしめられる様にも考へられるので、一般航空業者は  $Al$  合金製プロペラ翼の壽命は約 4,000 時間であると考へる様になつた。

一度使ひ古したプロペラ翼に就てはこれまでも種々の材質試験をされたけれども、プロペラ翼材の機械的性質が實際に使用した事に依つて變化したと言ふ事を肯定せしめる様なものは未だ發表されない。最近、Wright Field に於て同一材料から作つた二箇のプロペラ即一箇は練習機に取付て 21 時間飛行したもので、他は商業用航空機に使用したもので、4,233 時間飛行した後取外したものに就て材質試験をした。その化學成分は第 1 表に示す様なものがある。

第 1 表 飛行機用プロペラの性質

使用時間	化學成分 %					機械的性質						
	Cu	Fe	Mn	Si	Al	抗張力 lb/in <sup>2</sup>	降伏點 lb/in <sup>2</sup>	比例限界 lb/in <sup>2</sup>	伸%	絞%	ブリネル 硬度數	耐久限 lb/in <sup>2</sup>
21	4.38	0.48	0.71	0.93	93.50	58,300	38,600	29,900	18.2	29.8	116	10,000
4,233	4.17	0.47	0.75	0.82	93.79	55,300	38,500	32,400	16	27	15	12,000

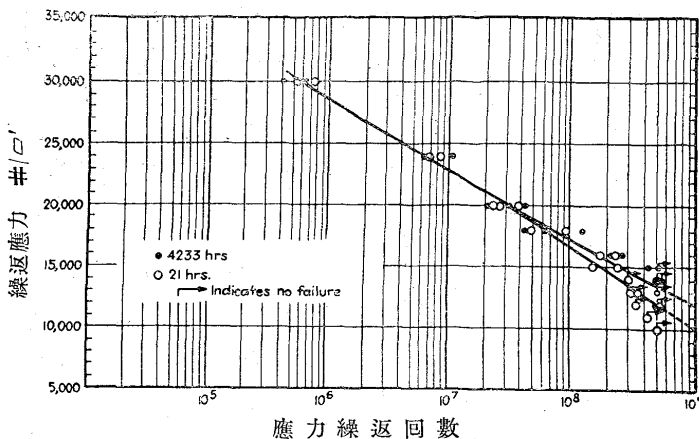
第 1 圖は上記プロペラ材の疲勞試験に於ける S-N 線圖で、これによれば長期間使用した翼の方が耐久性に富んでゐる様である。然し兩方の曲線共、曾てこの材料の疲勞試験をした時の試験成績の範圍内に納てゐる。

次に Water town の合衆國陸軍造兵廠砲煩部の標準試験片に依つて速度變化曲線を求めた。併しこの試験に就ては  $Al$  合金の試験成績が少いので、現在の所此 2 種の供試品の差異に就て批評する事が出来ない。

プロペラ翼の過負荷が材質に與へる影響を研究するために、室内試験に依つて過負荷が耐久度に及ぼす有害性を調べた。

試験片は鍛造せる 6" の丸棒を熱處理したものから切出したもの

第 1 圖



である。その化学成分は第 1 表に示せるものと同様のものである。試験方法は處女試験片に最初任意の応力を或る回数だけ繰返し與へ、次に最初と違つた応力を繰返し與へ遂に破壊に至らしめる。この破壊した時の繰返応力とその繰返回数との関係が、處女試験片に就て得られると豫想された S-N 線圖と比較して、最初に與へた繰返応力及び繰返回数がその材料の耐久度に有害であつたか如何かを調べるのである。實驗の結果此の様な化学成分でこの様な熱處理せる Al 鍛造物の耐久度は過負荷によつて著しく影響を受けない事が判つた。プロペラの破損原因は衝撃や急激な負荷による事よりも寧ろ繰返負荷によるもので、應力の集中即翼と心棒との間の断面の急激な變化、プロペラ轂と翼心棒との間の擦過傷及石其他の物體によるプロペラ表面の疵、或は限界速度附近にて回轉したために起る振動によるものである。(池田、大岩)

**V 合金の製造方法としてバナジン酸の水素還元**に就いて (Fougnier C. H. u. Kohlmeier E. J. Archiv für das Eisenhüttenwesen Heft 7. Jan. 1939.) バナジン酸と  $FeO$ ,  $FeO-NiO$ ,  $NiO$ ,  $NiO-CuO$  等との混合物の還元について試験した、 $V_2O_5$  は  $900\sim 1,000^\circ C$  で  $V_2O_5$  に還元されるが熔融點  $1,970^\circ C$  迄水素中で分解せぬ。

供試材としてバナジン酸は Lautawerk の 99.6%  $V_2O_5$ 、酸化鐵は Kahlbaum の 99.8%  $Fe_2O_3$ 、 $NiO$  は International  $NiCo$  の 77.76%  $Ni$ , 0.25%  $Fe$ ,  $Cu$  0.10%  $S$  0.005%  $SiO_2$  0.02%、酸化銅は Kahlbaum の 92.5%  $CuO$ 、水素は  $O_2$  約 0.2% のものを用いた。これ等の酸化物をよく混合し水平の炭素管中で焼結鋼玉のボートの中に入れ水素を通じて加熱した。加熱時間は  $1,530^\circ C$  迄約 3 時間この温度に 1h15' 保持した。冷却は水素氣流中で約 3~4h 行ひ然る後重量減を測定した。この重量減は全部の酸素の減量に當る。バナジン酸の還元率は全重量減から差引いて計算で出す。バナジン

第 1 表  $Fe_2O_3+V_2O_5$  の  $1,530^\circ C$  に於ける

原料中の $V_2O_5\%$	原料中の $V, Fe\%$		全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %
	V %	Fe %		
10	8.0	5.2	95	66.5
15	12.5	87.5	93.5	60.5
20	10.5	83.5	97.5	(93)
30	25.5	74.5	82	53.5
35	30.0	70.0	78	67.5
40	34.5	65.5	80.5	59.5
60	54.5	41.5	62	44.5
80	76.0	24.0	57	50
100	100.0	0	40	40

酸と混ぜた酸化物即ち  $FeO-NiO-CuO$  はあとで又全部  $MeO$  になる様に處理し  $Me$  又は  $MeV$  を計算する。

$Fe$  と  $V$  は完全に共晶をつくり  $V$  34% の時熔融點最低で約  $1,451^\circ C$  である。 $Fe_2O_3+V_2O_5$  の  $1,530^\circ C$  に於ける水素還元結果を第 1 表に示す。

$V_2O_5$  50% 迄は還元された金屬粒が残りの酸化物の焼結したものである。この中に入つて居るが  $V_2O_5$  60~80% のものは特に金屬状のものは見られず堅く焼結した棒状となる。

$3Fe_2O_3 \cdot 3V_2O_5$  (53.2%  $V_2O_5$ ) は  $1,530^\circ C$  で還元すると  $Fe_3O_4$  又は  $Fe_3V+5VO$  になる。

これより  $V_2O_5$  の % が多いと熔融せず焼結したものになり  $V_2O_5$  は  $VO$  の少い  $V_2O_5$  の多いものになる。

$Ni$  と  $V$  は 0~40% 迄共晶をつくる  $V$  22.5% で融點最低で  $1,355^\circ C$  である。 $1,530^\circ C$  で  $NiO+V_2O_5$  を水素還元した結果を第 2 表に示す。

第 2 表  $NiO+V_2O_5$  の  $1,530^\circ C$  に於ける水素還元試験

原料中の $V_2O_5\%$	原料中の $Ni$ 及び $V\%$		全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %
	V %	Ni %		
8	6.0	94.0	99	93
15	11.0	89.0	92	70
20	15.0	85.0	90	72
25	19.0	81.0	87	67
30	24.0	76.0	84	65
45	37.0	63.0	68	48
67.5	59.0	41.0	56	45
100	100.0	0	40	40

還元した金屬粒は容易に残りの酸化物から分離出来る。 $V_2O_5$  45% 迄はこの金屬粒が出来るが、 $V_2O_5$  67.5% になると消失し非磁性の焼結した棒になる。 $V_2O_5$  8% 迄は磁性がある。

$4NiO, 2V_2O_5$  (54%  $V_2O_5$ ) は  $1,530^\circ C$  で全然金屬粒を現さず  $Ni_4V_4O_{13}$  なる焼結物をつくりこれは冷却に際し  $Ni_4V+3VO$  に分解すると考へられる。

次に  $1,800\sim 1,950^\circ C$  に於て還元試験した。還元は焼結鋼玉の坩堝の中で行つた。この結果を第 3 表に示す。

第 3 表  $NiO+V_2O_5$  の  $1,850\sim 1,950^\circ C$  に於ける水素還元試験

原料中の $V_2O_5\%$	原料中の $V$ 及び $Ni\%$		全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %	還元時間 (分)
	V %	Ni %			
15	11	89	99	93	30
20	15	85	93	89	30
40	32.5	67.5	95	91	15

表に示す如く温度が上る程金屬粒が増す。

$V_2O_5$  25%  $NiO$  75% で完全に還元されれば  $V$  19% となるわけで実際に  $1,530^\circ C$  で水素還元で出来た合金は  $V$  9.4  $Ni$  89.5  $As$  0.014  $Cu$  0.12  $Fe$  1.10  $Si$  tr となる。 $V_2O_5$  40%  $NiO$  60% では完全に還元されれば  $V$  32.5% となるわけで実際に  $1,900^\circ C$  の水素還元で出来た合金は  $V$  15.02  $Ni$  82.76  $As$  0.04  $Cu$  0.18  $Fe$  1.52  $Si$  tr である、何れの場合も  $V$  の約半分は還元されて居り  $1,530^\circ C$  では  $V_2O_5$  の 67%  $1,900^\circ C$  では 91% の  $O_2$  がなくなつて居る。何れの合金も容易に壓延出来中間加熱なしに 1mm の薄板に壓延出来た。

$Fe_2O_3-NiO-V_2O_5$  (72.5%  $Fe$  27.5%  $Ni$ ) の還元試験結果を第 4 表に示す。

第4表  $Fe_2O_3 + NiO + V_2O_5$  の 1,530°C に於ける水素還元試験

原料中の $V_2O_5\%$	原料中の $V, Fe, Ni$		全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %
	V%	Fe+Ni%		
10	8.0	92	87	60
25	20.5	79.5	74	54
50	43.5	56.5	65	50

Cu-V は Ni, Fe と同様に試験したがこの場合は前とは一寸趣を異にし電解銅とバナジン酸を 1,530°C で水素還元した處 Cu の熔融點以下で  $4Cu + V_2O_5 \rightarrow 2Cu_2O + V_2O_5$  で速かに  $V_2O_5$  になりこれは、1,967°C で初めて熔融した。これを更に還元すると VO から Cu-V になる。

$CuO + V_2O_5$  の 1,530°C の水素還元試験結果を第5表に示す。

第5表  $CuO + V_2O_5$  の 1,530°C に於ける水素還元試験

原料中の $V_2O_5\%$	原料中の $V, Cu$		全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %
	V%	Cu%		
3.2	2.3	97.7	97.5	44.5
5.3	3.8	96.2	95.2	41.0
10.7	7.8	92.2	90.5	42.0
16.1	11.5	88.5	86.5	43.0
21.0	15.0	85.0	83.5	45.0
25.0	20.0	80.0	76.5	35.0
36.0	30.0	70.0	74.5	46.5
45.0	39.0	61.0	67.0	43.0
67.0	59.0	41.0	55.0	40.5
81.0	75.0	25.0	47.5	39.5
100.0	100.0	0	40.0	40.0

第6表  $CuO + NiO + V_2O_5$  の 1,530°C に於ける水素還元試験

原料中の $V\%$	%Cu/Ni = 50/50	全還元率 %	$V_2O_5$ 還元率 %	原料中の $V\%$	%Cu/Ni = 30/70	全還元率 %	還元率 %
4.0	96.0	99	95	4.0	96.0	95.0	45.5
7.5	92.5	93	60	7.5	92.5	93.5	64.0
11.5	88.5	88	64.5	11.5	88.5	86.5	46.0
16.0	84.0	82	60	11.5	88.5	92.0	67.5
24.0	76.0	75	4.9	15.5	84.5	86.5	57.5
38.0	62.0	74	58	24.0	76.0	78.6	53.5
42.5	57.5	65	48	28.0	72.0	78.0	56.5
74.5	25.5	60.4	54	42.0	58.0	64.5	46.0
100.0	0	40	40	74.5	25.5	44.0	44.0
				100.0	0	40.0	40.0

$CuO + NiO + V_2O_5$  の還元試験結果を第6表に示す。(K)

**Al-Mg 合金の加熱時間と加熱速度に依る再結晶問題**

(Borchers. H. u. Mikulla H.: Aluminium, Nr. 1 (1939), 6.) 最近 W. Burghardt u. F. Bollenrath 等が 7~9% Mg の合金に就て再結晶圖を發表したが加熱時間と速度との種類が少なかつた。著者等の實驗では加熱速度を1秒から1時間の廣い範圍に就て行つた。加熱速度の遅い場合には坩堝爐を使用し、急速加熱にはソルトバスを使用した。水中急冷後切斷面の粒を數へるために 120~130°C で 20h 焼戻した。均一な加熱を望むために 1.5mm の厚さの鋅を使用して居る。加工度、熱處理及び加熱速度等の諸條件を總轄すると第表の如くである。粒の大きさに對する冷間加工の 12% は影響から

現はれる。35% 迄の加工度迄は結晶粒界は明かに認められるが、それ以上の加工度に於ては結晶粒界は認められない。然しながら Kraftwirkung figure は現はれると述べて居る。素材の成分は Mg 8.80%, Mn 0.25%, Fe 0.24%, Si 0.16%, 残り Al である。

加工度 %	加熱温度 °C	ソルトバス中の加熱時間 (S)	マツフル爐中の加熱時間 (S)
0~75	250	1	60
—	300	2	600
—	350	10	1,800
—	400	30	3,600
—	450	60	—
—	500	600	—
—	—	1,800	—
—	—	3,600	—

粒の大きさ決定は次の式に依つた。

$$S = \frac{F \cdot 10^6}{V^2(Z_1 + Z_2/2)} \mu\mu$$

F: 試料の全面積 mm<sup>2</sup> Z<sub>1</sub>: 完全な粒の數

Z<sub>2</sub>: 切斷された粒の數 V: 直線的擴大率

1.5mm の鋅材で 8ヶ所の測定値の平均が 125μμ であつた。加工度と熱處理に依る粒の大きさの平均値が機械試験に及ぼす影響を見るためにエリクセン試験を行つて居る。マクロ組織と比較するために X線寫眞を掲げた。顯微鏡と X線検査の結果再結晶の機構を 3段に分類した。即ち (1) 結晶の芽の生成 (2) 結晶粒の成長 (3) 表面の再結晶である。再結晶のとき起る結晶の芽の生成は加熱速度に非常に影響されることは再結晶の寫眞より確認される。所謂加工限界範圍内で出来るだけ高温度で迅速に加熱すると結晶の芽が多く、微細な結晶が得られる。粒の生成は芽の生成後に起り時間に影響されるが、極めて均一に自然に起る現象である。最後の表面再結晶は、或結晶粒界に結晶の成長を妨げる様な中間生成物が急に生じたときに起る。此の現象は相當長く加熱した場合とか、加工度が大きくなつたときに起ると説明して居る。(T. M.)

**Sn ブロンスの加工性及び物理的性質に及ぼす成分と組織の影響** (Chadwick R.: J. Inst. Metals, 1939, 64) 30% 迄の Sn を含む各種のブロンスの鑄造組織を破壊するに最適の温度を小圓筒形の試料を鍛造する事によつて決定し、得られた割目を觀察した。又純 Sn-Cu 合金と、P を漸次に増加したものとを調べたのである。

此等合金の小さなスラブを鍛造試験から知られた最も適当な温度で壓延し Sn 25% の全合金を薄いストリップにした。唯 17~19% Sn のものは例外でこれはうまくストリップに出来なかつた。先づ最初に、Sn-Cu 状態圖から知られて居る種々の相の温度からストリップを焼入れて其の顯微鏡組織を調べた。次いで P の添加により如何に相が變るかを見た。(S. O.)