

抄

録

3) 鉄鐵及鐵合金の製造

フェロシリコンの製造 (R. P. Hudson,

Blast F. & St. Plant, March, 1931) 銻鑛爐で Si 18% を含有する鐵を製鍊することが出來、又他の金屬であると更に多くを含有せしめ得たこともある。併し銻鑛爐でフェロシリコンを吹く場合は $Si=6\sim 15\%$ が普通である。Ohio は數年來フェロシリコンの主要なる製産地となつてゐる。 $Si=5\sim 10\%$ のフェロシリコンは銀白色にして $Si>10\%$ になると銀白色がなくなる。 $Si>10\%, P<0.1\%$ のものはベツセマー、フェロシリコンと呼ばれてゐる。普通の條件で製造せられたものは高温で操業され而も鑛滓量多きため S が少なくなつてゐる。

燃料。Ohio 地方ではフェロシリコンを銻鑛爐で吹く際には燃料としては骸炭と有煙石炭との混合物を使用してゐる。其の理由はフェロシリコンを吹くには噸當りの燃料が必然的に多くなるから骸炭の一部に石炭を代用して燃料費を少くしてゐるのである。尙又操業上にも一部石炭を入れる方が却つて良結果が得られる。此の地方の石炭は dry coal と呼ばれタール分が殆んど無い。石炭には骸炭の如き有孔性なく燃焼に多量の空氣を必要とし、従つて裝入物降下速度が遅い。又フェロシリコンを作るために SiO_2 の還元を行はしめねばならないから送風は高い壓と高温送風を必要とする。又石炭はタール分が殆んど無いけれ共僅かに含有せらるゝタールが爐腹の間隙を埋め瓦斯の上昇を妨害する結果屢々 hanging や slipping を起す缺點がある。併し他方に於いて裝入物の降下速度を遅くするために鑛石と瓦斯の接觸時間を長く

し又還元帶通過の速度を遅くする故に SiO_2 の還元を良する長所がある。裝入物の降下速度が早いと良い結果は得られないのである。故に hanging や slipping を起さない程度で適量の石炭を燃料として裝入すれば經濟的であり且つ裝入物の降下速度を希望の速さにすることが出来る。石炭は塊形で灰分の少いものが使用せられてゐる。石炭灰は SiO_2 含有量大にして多くの實地家は鐵中の Si は單に灰中の Si のみより來ると云つてゐるがフェロシリコンを吹く場合はそれ以上の Si が鐵中に入つて來る。フェロシリコンを吹くには SiO_2 を還元するために高温を要し熱を小面積に集中せねばならないからボツシュ及び爐床は普通銻鑛爐より小さくする必要がある。

Al_2O_3 の性質。 Al_2O_3 は或る人は acid と考へ又他の人は base と考へてゐる。又どちらでもないと考へてゐる人もある。然しながら著者の集め得た結果から見れば Al_2O_3 は 17% 以下の場合に acid にして 17% 以上の場合に base として働くものである。然るにフェロシリコンを吹く場合には良い製品を作る際には 17% を越ゆることなき故常に acid と考へてよい。多くの實地家は Al_2O_3 は鑛滓の粘性を大にするから鑛石がボツシュから爐床に行く時間を遅らすと云ふ理由でフェロシリコンを吹くには高アルミナ鑛滓がよいと云つてゐる。併しフェロシリコンを吹く場合は諸種の理由でそれは不必要であり、又鑛石中の Al_2O_3 量少く鑛滓量が多いために斯様な高アルミナ鑛滓は作り得ない。尙實際操業上鐵中の Si が多い場合は鑛滓中の Al_2O_3 量は少なくなつてゐる。2 年間の平

均値を示すと次の如くである。

鑛滓成分	鐵中 Si %				
	7	8	9	10	11
SiO_2	44.00	44.80	45.30	46.90	48.10
Al_2O_3	10.90	10.80	10.10	9.90	7.90
acid	54.90	55.60	54.40	56.80	56.50
base	45.10	44.40	45.60	43.20	44.00

フェロシリコンを吹く場合には多くの熔鑛爐に關する理論中には立證せられるものもあり又反證されるものもあるだらう。(垣内)

鑛鑛爐鑛滓の水砕に水と空氣を使用する新装置。(Friedrich Spies St. u. Ei. 1. Jan. 1931 s. 11) オランダの Hoogoven の Koninklijke 鑛鑛爐工場では鑛滓の水砕に水量不足と場所の制限の爲めに新法を試み良結果を得て居る。此法は鑛滓が樋を流れる途中で少量の水と混じり此處で鑛滓は膨脹し且多少塊る、此が樋の端に於て餘分の水を分離した後に鑛鑛爐の冷風管より高壓空氣を導き來りて鑛滓に吹き付ける鑛滓は冷却し且粉碎されて鑛滓貯藏箱中に飛される。

水量は粉碎された鑛滓噸當り 500 立にて空氣量は粉碎の時間 1 時間當り 1,500~2,000 m^3 である

粉碎された鑛滓は硝子狀でセメント製造並に煉瓦製造に適して居る、鑛滓中の水分は 5~7% は何等困難でない、又此水分は鑛滓の用途に依りて或範圍の間は加減出来る。ポートランドセメント用には水分は 5~7%、鑛鑛爐セメント用には水分を多くせざれば硝子狀のものが出来ない煉瓦には 15% 迄が望まれる。(田中)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

酸性廻轉爐に於ける熔鋼(Fuels and Furnaces, March, 1931, p. 337) 約 1 年前に Brackelsberg Furnace の構造及び熱平衡並びに冶金上に於ける外觀の特長が熱經濟にも有效なる利益がある事が示された。

其の當時以來設計及び爐の操業方法が著しく改良され、最近の Stahl und Eisen に P. Bardenheuer が熔解上に有益なる效力がある事を記述した、特に燃燒空氣を餘熱する事に依つて熔鋼に際して爐の溫度が充分に昇る事である。

以前に此の爐は水平軸の周りにのみ廻はされたが、現在では垂直軸の周りにも傾ける事が出来る故に爐を傾斜して裝入が出来る又裏付の張替には垂直の位置にして作業をなし得る、之等の廻轉の運動は同時に行はれる裝置になつてゐる。

此の爐で最初に熔鋼した時は軟鋼屑を 2,100 lbs とヘマタイト銑とを熔解した、壓風溫度は約 554°~572°F で裝入は壓風をかけて後約 70 分で熔解した、薄鑄物に適する溫度になつた時は、0.3% Si 及び 0.5% Mn の成分になつた、全熔解時間 1 時 50 分間後に湯が注出された、湯の注出溫度は 2,948°F であつた、製品はミンシンの部分品に造られたが鑄物の質が緻密であつて冷却状態で燒鈍をなさずして屈曲が可能で 180 度の角度に曲げる事が出来た、又他の試験片を赤熱して約 0.5mm の薄片に鍛造されたが、何ら龜裂も赤熱脆性も起らなかつた。

次に銑鐵を加へずして軟鋼のみを 1 噸熔かした熔解所要時間は前述のものと同じであつた、湯の注出溫度は 3,056°F であつた、此の製品の湯流、鍛冶度及び冷却状態に於ける變形度合の試験は同じ様に優秀であつた、以上の試験には燃料として微粉炭を用ひた、第 1 表は之等の試験結果である、之に用ひられた鋼屑の成分は 0.21% C , 0.04% Si , 0.58% Mn , 0.041% P , 0.05% S である No.3 は No. の部分から合成されてゐる 88 lbs の Grey Swedish pig iron(3.62% C , 2.24% Si) を入れ少時後 2.2 lbs の滿俺鐵及び 4.4 lbs の硅素鐵を殘溜熔解物 1,100 lbs 中に添加した、之等の添加物に依つて 0.3% C ,

0.38%Si 及び 0.16%Mn を湯の中に添加した事になる。之に依つて得た試験片は 0.47%C, 0.31%Si, 0.24%Mn, 0.054%P 及び 0.053%S の成分であつた。No.4 は鉄鐵を用ひずに同じ材料で熔解した、鋼屑 1 噸の装入を 58 分間で溶かした全熔解所要時間は 1 時 50 分かゝつた、湯の注出した時の爐熱は 3,092°F 位で、又湯の温度は 3,038°F であつた、此の製品の試験片は 0.13%C, 0.27%Si, 0.11%Mn, 0.051%P, 0.034%S の成分であつた。

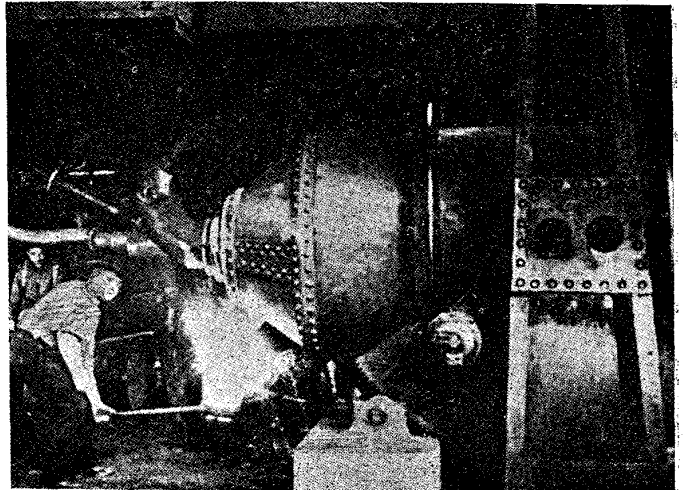
之等 4 ケの鋼塊 (110 lbs) は鑄物にされたり又は 1 17/64 吋平方の線材に壓延された、之等の線材から 2 ケの抗張試験片 (0.78 吋直徑、7.87 吋長) 及び 3 ケの耐撃試験片が取られた、此の材料は AC₃ 以上に 30 分間鈍されたものである其の結果は第 2 表に示す。

湯流れの試験に 1 枠の中に 100 ケのミシン部分品を乾燥型にして之に鑄込まれた、其の結果は 0.039 吋の鋭細端に正確に湯が廻はつた、總ての熔解物から得た試験片は 0.019 吋厚の帶狀にも鍛造され又 0.078 吋平方で 39 吋長さの線にも鍛造された、而も少しの赤熱脆性もなく、線材も亦鋭細なものを得た、No.4 は 0.13%C, 0.11%Mn のもので、赤熱脆性が絶對になく粒子も亦極めて細く發達してゐた。(岡村)

第 1 表

装 入 物	No.1	No.2
銑 (lbs)	1,700	1,775
鋼 鐵 (lbs)	815	836
Fe Mn (lbs)	19.15	15.4
Fe Si (lbs)	17.6	22.0
熔 解 時 間 (分)	60	53
總 熔 解 時 間 (分)	120	108
壓 風 温 度 (°F)	464	446
熔 け 下 っ て 15 分 後 の 爐 熱 (°F)	2,966	2,930
熔 け 下 っ て 36 分 後 の 爐 熱 (°F)	3,074	3,020
注 出 時 に 於 ける 湯 の 温 度 (°F)	3,002	3,020

分 析 表	装 入 物	仕 上 試 驗 片	装 入 物	仕 上 試 驗 片
C (%)	0.43	0.24	0.31	0.27
Si (%)	0.04	0.23	0.04	0.14
Mn (%)	1.00	0.50	0.77	0.20
P (%)	0.039	0.062	0.040	0.057
S (%)	0.047	0.059	0.049	0.055
燃料の消費量	189 lbs/h		198 lbs/n	
熔け下る迄に要した燃料の消費量 (60分及び53分)	189 lbs (10.4%)		175 lbs (9.5%)	
最初に試験材料を取る迄の燃料の消費量 (98分及び87分)	303 " (16.8%)		288 " (15%)	
總消費量 (120分及び108分)	379 " (20.7%)		356 " (19.2%)	



廻 轉 爐

第 2 表

No.	降伏點 lbs/in ²	抗張力 lbs/in ²	伸 1 = 10 × 直徑 %	收縮率 %	粘 靱 力 lbs/ft.
1	4,125	64,900	23.4	58.4	117
	4,125	64,900	23.0	56.7	116
3	38,700	65,400	23.6	58.2	198
	37,500	64,000	23.3	57.3	114
3	45,700	86,500	16.7	28.5	326
	46,800	86,500	15.7	32.8	56.4
4	37,200	58,000	27.7	69.4	206
	37,300	56,900	29.3	67.2	202
5	39,800	56,900	26.9	64.7	131
	37,700	56,900	26.7	64.6	111
6	119,800	10.0	19.8	10.6
	118,600	12.5	24.0	18.8
					27.4

5) 鑄 造 作 業

セミスチールの熔解に就て (E. Marbaker.)

Foundry 1, 1931) 一般に熔銑爐に僅少の鋼屑を装入しても餘分に極めて多量の散炭を要すると信じられて居るが著者は装入物中の一定量の鋼屑に對する所要の散炭量を理論的に算出して上述の誤なるを示して居る。

計算には、鋼の比熱 = 0.2071 (60~2,760°F)、鋼の融解潜熱 = 64.38 B.T.U. 鑄鐵の比熱 = 0.19 (60~2,260°F) 及び 0.23 (熔湯)、同融解潜熱 = 42 B.T.U. とし又爐の能率 100% に於いて散炭 1 lb の發熱量を 13,100 B.T.U. とした。今能率 100% の場合の鑄鐵及鋼を各々 2,750~2,900°F に熔解するに要する熱量及び散炭量を求むれば第1表と成り、後者を種々の能率に付いて求むれば第2表と成る。即ち一定量の装入物に要する散炭量は爐の能率及び鋼屑量に依て變動するを知る。而して第3表は鋼の装入量が増加しても之に伴ひて添加すべき散炭量の増加は比較的尠い事を示したもので、之を圖示すると第1圖の如くである。元より熔解に鋼屑を附加するは鑄物の炭素量を低くするに在る、従つて所要以上に散炭を用れば此の目的に反する。又散炭を増せば當然風量も増さねばならない。

第 1 表 (能率 100%)

溫度°F	B.T.U./lb		コークス lb/T	
	鑄鐵	鋼	鑄鐵	鋼
2,750	572.2	622.0	87.4	95.0
2,800	583.7	632.0	89.1	96.5
2,850	595.2	642.0	90.9	98.0
2,900	606.7	652.0	92.6	99.5

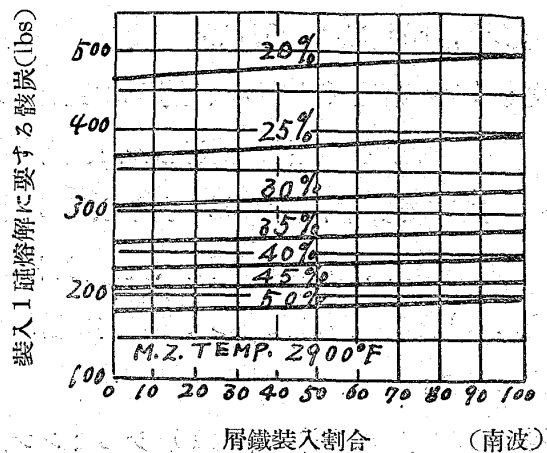
第 2 表

能率 °F	25%		30%		40%		50%	
	鑄鐵	鋼	鑄鐵	鋼	鑄鐵	鋼	鑄鐵	鋼
2,750	340	380	291	317	219	238	175	190
2,800	356	386	297	322	223	241	178	193
2,850	364	392	303	327	227	245	182	196
2,900	370	398	309	332	232	249	185	199

第 3 表

熔解能率 %	2,900°F に 2,000 lbs を熔解に要するコークス量 (lb)			差 (lb)
	鋼	鑄	鐵	
20	498		403	35
25	398		370	28
30	332		309	23
35	284		264	20
40	249		232	17
45	221		206	15
50	199		185	14

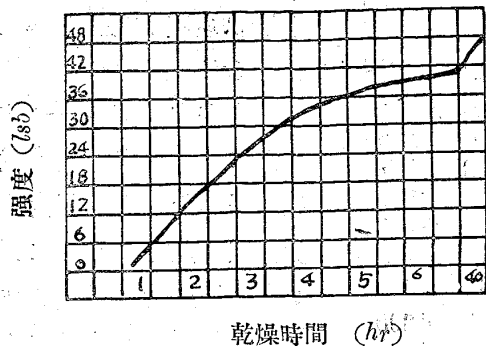
第 1 圖



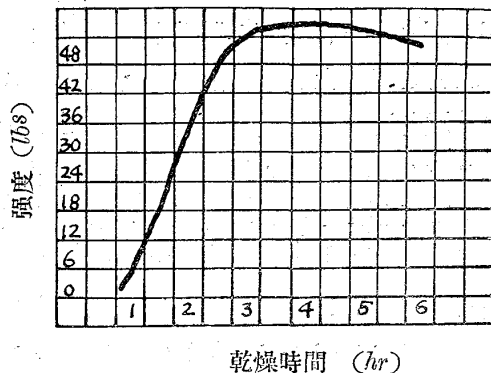
中子の最大強度を求む (W. B. ch. Foundry.

1. 1931. p. 70) 著者は自動車シリンダー用中子の最大強度を乾燥溫度及乾燥時間より求めた。凝結劑には linseed oil を用ひ之を湖砂に 1:60 の容積比の配合で混入した。之にて 1"×1'×8" の試片を作り 300~450°F に色々の時間で乾燥してから支點距離 6" の抗折試験を行つた。第 1~4 圖に其結果を示す。則ち、乾燥溫度が 350°F の時は 3 時間加熱のものが最大強度と成り尙其れ以上時間を増しても強度は大して降らない。400°F では 2 時間にて強度が最大と成るが其以上 2 時間も加熱すれば可成り弱く成る。又 450°F では 1 時間にして最大強度に達するが其以上 15 分間保持しても 6 lb の強度を減ずる。(南波)

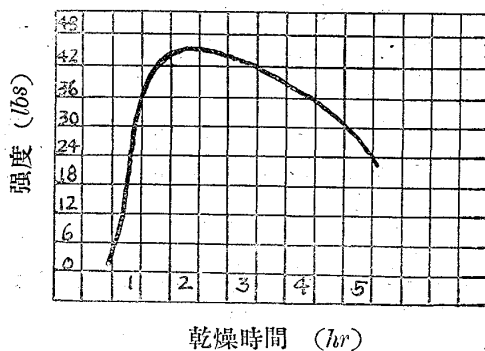
第1圖 300°r



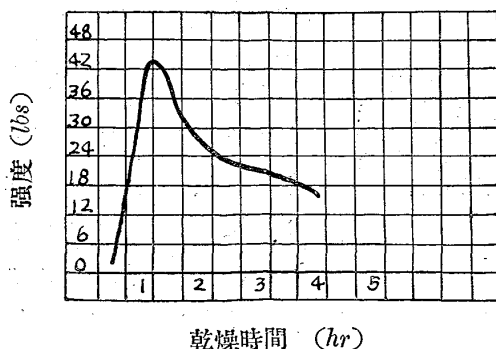
第2圖 350°F



第3圖 400°F



第4圖 450°F



6) 鍛錬及び熱処理並に各種仕上法

表面硬化の層を厚くする新滲炭浴 (E. C.

Moffett, Steel, March 12, 1931) 液體滲炭劑は諸種の利益即ち浸炭材料の均一加熱、溫度調節の容易なること、製品表面の奇麗なること等の特徴を持つてゐる加熱爐は瓦斯、油又は電氣を使用すればよいが瓦斯加熱が最もよい。是れは加熱速度早く、又調節も容易であり尙又燃燒室が還元性雰囲気であるから鋼の壽命を長くする利益がある電氣加熱は幾多の利益があるけれども費用が高くなる缺點がある。

滲炭劑を熔融する鍋は鑄鐵製や蠟付のものはよくない。鑄鋼製又は鋼をプレスして作ったものがよい。滲炭劑として NaCN を使用する際は熔融用鍋は徑 18" 深さ 18" 又は 24"×15"×15" の角鍋が適當である。浸炭層 0.005" にするには NaCN の濃度は 30% を下らない様に又溫度は 1,500°F 以上にならぬ様にせねばならない。 NaCN を使用する時は浸炭速度遅きため 0.01" 以上の滲炭には不適當である。 NaCN は斯の如き使用上に限界があるため最近エーロケース法が發達するに至つた

“aerocase” の方法は滲炭浴として熔融鹽中に少量の有効成分を加へて操業するものにして、製品の滲炭厚が均一となり、非常に硬く而も脆弱でない。滲炭浴の成分は $\text{NaCl} + \text{CuCl}_2$ に 0.2~0.3% の $\text{Cu}(\text{CN})_2$ を加へたもので有効成分は $\text{Cu}(\text{CN})_2$ である。此の滲炭浴を使用するは 0.005"~0.032" の滲炭を行ふ場合に適當で滲炭溫度 1,650-1,700°F では滲炭速度は非常に大にして 0.032" を滲炭するに約 3 時間でよい。

次表は S.A.E.1020 鋼に就いてエーロケース法青化法、充填法の效果を比較したものでエーロケース法が良好なる成績を示してゐる。(垣内)

第1表 (エーロケース法及び青化法)

時 間		加 熱 温 度					
		1,500°F			1,600°F		
		1時間	2時間	3時間	1時間	2時間	3時間
滲炭の深さ(吋)	エーロケース法	0.013	0.020	0.024	0.016	0.025	0.030
	青 化 法	0.010	0.016	0.018	0.010	0.012	0.015
滲炭層 0.005" までのC量(%)	エーロケース法	0.90	0.980	1.020	1.000	1.100	1.150
	青 化 法	0.62	0.720	0.740	0.500	0.630	0.630
硬 度 (ロツクウエルC)	エーロケース法	59	63	65	61	63	64
	青 化 法	50	59	60	53	58	41
衝 撃 抗 力 (呎 封 度)	エーロケース法	7.60	4.500	4.500	5.000	4.700	4.300
	青 化 法	6.00	4.000	4.000	3.500	4.500	3.500

第2表 (充填法)

滲炭の深さ(吋)	0.019 (6½時間 1,650°F)	0.031 (8½時間 1,650°F)
滲炭層 0.005" までのC量(%)	0.88	0.99
硬 度 (ロツクウエルC)	56.5	58
衝 撃 抗 力 (呎 封 度)	3	3

與炭表皮の深さを得る實用方法 (J. Sorenson: Fuels and Furnaces, March, 1931.)

與炭表皮の深さを理論的に決定する事を未だ試みられた事がない。而して此の問題は各方面の權威に依りて盛に論議されてゐる。

筆者は過去10ヶ年間の經驗から得た實際値を見出した、之は S.A.E. 1020, 3120, 及び 2320 の熱知された、3 種の表面焼入鋼から作られた自動車

第1表 與炭表皮の深さ 1/32 吋の硬度値

S.E.A. 鋼 仕 様 書	硬 度	表 皮 を 油 で 急 冷 した 場合	表 皮 を 水 で 急 冷 した 場合	S.A.E. 鋼(3120 及び 2320) の 表 皮 と 心 を 油 で 急 冷 した も の S.A.E. 鋼(1020) の 心 を 油 で 急 冷 し 表 皮 を 水 で 急 冷 した も の
1020	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	1020-IV 277	1020-IV 340	1020-V 340
3120	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	3120-IV 387	3120-IV 444	3120-V 387
2320	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	2320-IV 364	2320-IV 402	2320-V 364

第2表 與炭表皮の深さ 3/64 吋の硬度値

S.A.E. 鋼 仕 様 書	硬 度	表 皮 を 油 で 急 冷 した 場合	表 皮 を 水 で 急 冷 した 場合	S.A.E. 鋼(3120 及び 2320) の 表 皮 と 心 を 油 で 急 冷 した も の S.A.E. 鋼(1020) の 心 を 油 で 急 冷 し 表 皮 を 水 で 急 冷 した も の
1020	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	1020-IV 321	1020-IV 387	1020-V 387
3120	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	3120-IV 460	3120-IV 512	3120-V 460
2320	{ S.A.E. 熱 處 理 法 プリンネル硬度値	2320-IV 418	2320-IV 460	2320-V 418

第3表は同じく與炭表皮の深さが 1/64 吋の硬度値を示す。

部分品の焼入表皮の深さから近似數値を調査し得たものである。

焼入表皮の深さを決定する爲にプリンネル硬度試験機を用ひた、心の硬度は與炭表皮の深さと同様にプリンネル硬度計の目盛に依り影響ある事を知る、故に鋼の各形式並に其熱處理に對

して表皮の深さの變化をプリンネル硬度値で決定する事が必要となる、之等の試験を行ふ爲に1吋丸の試験試料を用ひた、之の加熱用としてホスキム電氣加熱爐を用ひ其の溫度測定器として Leeds & Northrup potentiometer 型を使用した、而して試料を加熱に際して可及的に密閉する様に注意した。

第1表は S.A.E. 1020, 3120, 及び 2320 鋼から造られた與炭表皮の深さが 1/32 吋の試料から得た結果を示す。

第2表は以上に述べた與炭表皮が 3/64 吋の S. A. E. 鋼から得た結果である。

第3表は同じく與炭表皮の深さが 1/64 吋の硬度値を示す。

鍛造表面より S.A.E. 1020, 3120 及び 2320 鋼の熱處理法、表皮の深さ及び鋼の化學成分並に總てのプリンネル硬度との影響を容易に知り得る。

例として S.A.E. 1020 鋼から造られた齒車は與炭後單なる水で急冷して與へられてゐる、即ち S. A. E. 熱處理法 No.1020-IV と同様である、與炭表皮の深さが 1/32 吋に對するプリンネル硬度は約 340 である、もしも同じ齒車が水の急冷に依らずして油急冷で得た

ものは其のブリネル硬度は約 277 である、又同じ齒車が S.A.E. 1020-V と同様の熱処理で、心に對しては急冷用として油を用ひ、表皮には急冷用として水を用ふれば、ブリネル硬度は約 340 のものを得られる、S.A.E. 1020 鋼で與炭表皮

の深さが 1/16 吋の場合は第 3 表に示す様に S.A.E. 熱処理法 1020-IV に依つて水で急冷したものはブリネル硬度は 418 を得てゐる、同様に各表から各種の表皮の深さに關して S.A.E. 3120 及び 2320 鋼にも應用される事が出来る、而るに各種の表皮の深さに對するブリネル硬度は其の試験された試料の大きさに依つて變化するであらう。

筆者は表より引さ出されたブリネル硬度が自働傳導機及び差動齒車等の部分品に廣く使用しても良き事を發見してゐる。

與炭表皮の深さの調査に依る主要なる利益は最小時間で試験が出来る事、及び表皮の深さを測定する爲めに與炭表皮の部分が碎ける様な材料損害を蒙らなき事である。

焼入した齒車等の各々働く部分が摩擦に抵抗する適當な硬度を要する事が肝要である、之と同時に重要なる事柄は與炭表皮の適當なる深さであるもしも焼入した齒車の表皮が不適當なる深さなれば其の齒車の壽命は短かい、又與炭表皮が要求された深さより深い場合は靱性の利益あるべき心が犠牲にされてしまふ、此の事から表皮の深さが最大の重要性がある事を明らかに知るものである。

(岡村)

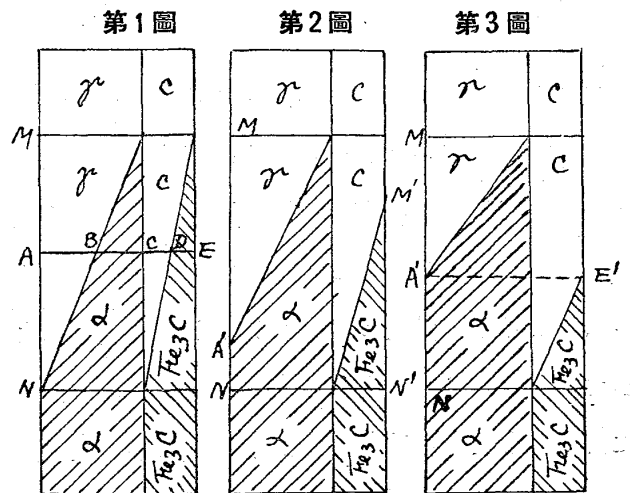
7) 鐵及び鋼の性質

オーステナイト-パーライト變態と中間組成 (A. Sauveur, Heat Treating and Forging, March, 1931) オーステナイトがパーライトに變化するのは γ -鐵 \rightarrow α -鐵の變化と Fe_3C の晶出の結果であると一般に考へられてゐる。C が γ -鐵中に於いて炭素として溶解せるか或ひは Fe_3C として存在せるかは今の場合問題としない。オー

第 3 表 與炭表皮の深さ 1/64 吋の硬度値

S.A.E. 鋼 仕様書	硬 度	表皮を 油で急冷 した場合	表皮を 水で急冷 した場合	S.A.E. 鋼(3120及び2320)の表皮と心を油で急冷したもの S.A.E. 鋼(1020)の心を油で急冷し表皮を水で急冷したもの
1020	{ S.A.E. 熱処理法 ブリネル硬度値	1020-IV 354	1020-IV 418	1020-V 418
3120	{ S.A.E. 熱処理法 ブリネル硬度値	3120-IV 532	3120-IV 578	3120-V 532
2320	{ S.A.E. 熱処理法 ブリネル硬度値	2320-IV 477	2320-IV 512	2320-V 477

ステナイト-パーライト變化の機構は第 1 圖に示す如くにして、M-N の距離は溫度差を示すもので無く時間の経過を示したものである。先づ $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態は一定の溫度に於いて起り、 Fe_3C の晶出も亦同様に漸進的に起るものであると假定することが出来る。即ち M-N 間に於いて $\gamma \rightarrow \alpha$ も Fe_3C の晶出も漸次進行するものであると假定すると、A に於ては γ -鐵量は AB, α -鐵量は BC, γ -鐵及び α -鐵中に溶解せる C 量は CD, Fe_3C 量は DE によりて表される。次に第 2 圖に示す如く $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が先に始まり、其の終結も Fe_3C 晶出の終結よりも早い場合を考へることが出来る。即ち此の場合には $\gamma \rightarrow \alpha$ が M で始まり A' で終り、一方 Fe_3C の晶出は M' に始まり N で終るとする假定である。次に實際起りそうも無いが第 3 圖の如く $\gamma \rightarrow \alpha$ が完結してから Fe_3C の晶出を始むると假定することも出来る。



第 1 圖. ニーテクトイド鋼のオーステナイトよりマルテンサイトへの變態機構。
第 2 圖. セメントイトの結晶が $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態より後れる場合。
第 3 圖. $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態後にセメントイトが出来る場合。

是等の假定は凡て中間組成の構成を必要とするもので、此の考から行くと M-N 間には無数の中間組成が出来ることになる。著者の考へでは所謂マルテンサイト及びトルースタイトは C を溶解せる γ -鐵、 α -鐵と Fe_3C の混合にして一定の化學成分を有するもので無く、又は是等の間に境界線を引くことは出来ない。ソルバイトは γ -鐵及び溶解炭素が完全に無くなり、將にパーライト組織に移らんとする階梯であると考へられる。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 變態には粘性を必要とし、是は高温に於ては存在するも低温に於ては存在しない。故に焼入をすると變態が完了せずして不安定平衡の状態に在る中間階梯が出来るのである。徐冷すれば γ -鐵より分離せる新しい相、即ち C を溶解せる α -鐵がオーステナイト母體の結晶面に晶出してウイットマン型の組織を示す。それが更に進行して α -鐵中の C が分離せられてパーライト組織となる。急冷の場合にはマルテンサイト組織となり、この場合には α -鐵中に溶解せる C は永久的のものとなる。ウイットマン組織はハイパーユークトイド鋼に見られるが、ユークトイド鋼に於ては變態の初期にあらはれるものであるから見ることは出来ない。

マルテンサイトは一般に α -鐵と C の固溶體と考へられてゐるが針狀結晶中には沈積炭化物が含まれてゐるから、この結晶はトルースタイトの性質である。

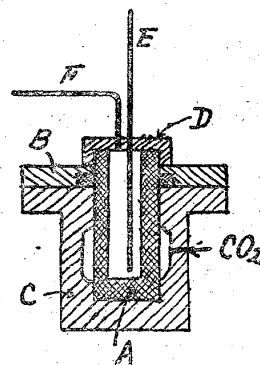
焼入鋼の組織は残留オーステナイトと一部分分解せられたるオーステナイトとの混合であると云ふのが一番よい。後者は C を溶解せる α -鐵と沈積炭化物より成る。従つて焼入鋼の性質は残留オーステナイトの量とマルテンサイト針の成分によつて決定される。即ち溶解炭素と沈積炭素の割合によつてきまる。冷却速度が早ければ早い程 α -鐵中に残る C 量は多くなり、之れを再加熱すればオーステナイトの變態を増進し炭化物の析出を増加する。 (垣内)

高壓瓦斯に対する鼠鑄鐵の透過性 (B.

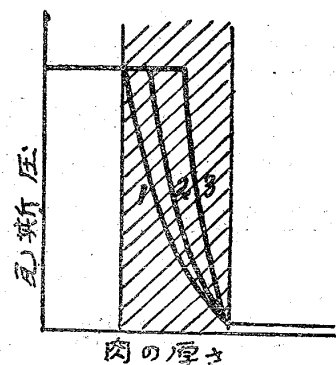
Beer, Die Giesserei, 1930, Nr. 17-19; Found. Tr. Jul. March, 1931)

(1) 實驗装置及び方法。實驗装置は第1圖の如し高壓の瓦斯として CO_2 を使用す。A は試験用圓筒。C は鋼製のプレッシャーベツセル。B, D, は覆。E は試験用圓筒を透過せる CO_2 を洗滌するため外に瓦斯を出す管。F は容量測定装置に通ずる管である。試験用圓筒を透過せる瓦斯量の測定には次の2法を採用した。(a) 水中に硝子圓筒を倒に立て F を通じて CO_2 及び CO_2 により置換されたる空氣の含量を測定した。この方法は透過度大であり、又不完全な材料で透過瓦斯量の大なる場合に適當である。(b) 試験圓筒を通過せる CO_2 を E により外に出し、よく洗滌してか

第1圖



第2圖



ら KOH 及び $CuCl_2$ の入りたる管を通過せしめ、 CO_2 を之れに吸収せしめて其の量を測定した。この方法は長時間試験及び緻密材の試験に適當である。

(2) 實驗結果。瓦斯壓 15—45 氣壓で 8 種の鼠鑄鐵について實驗を行つた結果、透過瓦斯量は試験時間に比例して増加し、試験圓筒に吸収される瓦斯量は最初の 1 時間は時間に比例し、その後は一定となる。而うして壓を除けば吸収されたる瓦斯

は漸次放出された。その放出には長時間を要し、例へば肉厚 12 mm のもので 11 日後に於いても尙 $1.14\text{cm}^3/24\text{hrs}$ の割合で放出された。透過瓦斯の量は表面の仕上げが良好なる場合は少く、仕上げが悪ければ多くなる。勿論試験圓管の厚さ、瓦斯壓の高低に關係することは云ふまでも無い。

(3) 瓦斯透過の機構。瓦斯に壓を加へると、先づ鼠鑄鐵の表面に瓦斯が浸入し、黒鉛片に沿ひて内部に進行するのである。材料の透過性が大であるとそれだけ内部に深く壓力がかゝり、材料の内部と内面との壓力差が大となり透過瓦斯量が増加する。(第 2 圖 2,3) 材料が緻密なものであれば之れと反對である。(第 2 圖 1) 鐵中の黒鉛片は浸入瓦斯によつて破壊せられ、その速度は透過性の大小に左右せられる。加壓直後に於ては粘性變形を起すために黒鉛片がゆるんで、そのために一層助長せられる。しかし一方に於いてゆるんだ黒鉛片が内部に壓されるために鐵の質を緻密する傾がある。故に透過性は黒鉛片の破壊程度と移動程度の比に關係を有するものである。(垣 内)

金屬の摩耗 (S. J. Rosenberg and H. K. Herschman; Metals and Alloys, Feb. 1931, p 52)
 金屬摩耗の型は次の如し。

- A. 回轉摩擦
 - 1. 滑劑を用ふる場合一例へばローラーベヤリングの鋼製ローラーとレースとの摩擦。
 - 2. 滑劑を用ひざる場合一例へば車輪とレールの摩擦。
- B. 送り摩擦
 - 1. 滑劑を用ふる場合一例へば軸とプレーンベヤリングの摩擦。
 - 2. 滑劑を用ひざる場合一例へば (1) プレーキシューと車輪の摩擦の如き場合 (2) 研摩、壓碎開鑿の如き場合。

次に摩擦試験に影響を及ぼす要素を挙げれば

材料による要素	使用条件による要素
冶金的起源。 化學成分。	金屬の接觸すべき材料。 接觸壓。

鑄造条件—溫度、チルの影響等。	摩剝速度。(Abrasion speed)
加工条件—加工溫度、仕上溫度、壓延方向	摩剝時間。 金屬表面の條件—滑濟の存否。磨剝、薄膜の存否等
不純物の存否。 結晶粒の大きさ。 組成と熱處理。	操業溫度。 歪、腐蝕の影響。

摩耗試験装置及び方法について、主なるもの即ちロビン、ブリネル、アムスラー、デリホン、サニター等の装置方法を略述す。(省略)

上記の如く多くの要素が摩耗に關係するのであるから其の試験は非常にむづかしい。又或る特殊な場合例へばタイヤ鎖の材料の如きは摩耗試験に於いて良い成績が得られても實際に使用する際には衝撃作用が加はるから良い成績は得られないかも知れない。斯様な材料に對しては單に摩耗試験のみならず同時に衝撃試験も補助的に行はねばならない。

多くの研究者は摩耗は滑劑の無くなつた時に起り又材料及び之と接觸せるものゝ表面に關係するものと考へて、實際使用する際には油を用ふるものに對しても無滑劑試験を行つてゐる。これは滑劑が無くなつた時にどの材料が摩耗抵抗が大であるかを研究してゐるのである。フレンチ等は鋼と青銅間の摩耗試験を行つた所適當な滑劑を使用した場合は摩耗現象は殆んど起らなかつた。又無滑劑試験を行つた結果青銅は非常によいことを認めたと。

金屬と金屬との摩擦する場合には表面膜が出來て是が試験結果に大いに影響する。フレンチ等はベヤリング青銅を試験した結果、金屬面に酸化鉛の膜を認めた。而ふしてこの膜が滑劑となつて摩耗を少くした。鋼と鋼の場合には表面に酸化鐵の

膜を生じて之れが剥落するために摩擦の度が大きくなる。此の表面膜成生の原因は剥落された微粒子が部分的加熱のために酸化せられるのである。フランクの實驗は此の假定を立證してゐる。即ち炭素鋼の摩擦試験を空氣中及び窒素氣中に行つた結果前者に於ては相等摩擦したるに反し窒素氣中の實驗では摩擦せず而も表面は圓滑且光澤があつた。斯の如く表面膜を生ずる場合は此の膜は試験結果に影響することが大である。

試験片の表面仕上げも亦大切なる問題である。金屬間の摩擦試験を行ふ場合は實際に使用せられるものと同一の表面仕上げにして置く必要がある而して比較的低温で使用せられる材料に對しては殊に必要である。摩擦試験を行ふ際は試験の初期に於ては表面の圓滑程度が非常に試験結果に影響するから短時間の摩擦試験の結果には屢多くの誤差を生ずる。

壓も亦摩擦硬化作用、内部歪に關係して摩擦に影響するものである。ポートヴィン及びヌスバウムは試験片の表面に硬化膜が出来て摩擦を少くし、是れが剥落すると摩擦が増大することを發見した剥落は硬化層が粘靱界限を越えた爲である。又滿俺鋼の如きは摩擦が大なる時は硬化現象が起り組織も變化して摩擦抵抗が大となる。

多くの研究者は摩擦抵抗と機械的性質、物理的性質等の關係を決定しようとしてゐる。その中でも多く用ひられるのは硬度との關係で硬いものは軟かいものより一般に摩擦抵抗が大である。然し反對の場合もある。

此の報告は摩擦に關する研究を集録したものである。(垣内)

8) 非鐵金屬及合金

金屬中の瓦斯 (C. J. Smithells, Metal Ind.

March 6, 1931) 銀は熔融點に於ては容積にして約 23 倍の瓦斯を吸収するにも不拘固體に於ては約 0.6% の溶解度を有するに過ぎない。従つて空氣中で溶解せる銀は之れを鑄物とする場合凝固時に多量の瓦斯を發生して完全なる鑄物を作ることには出來ない。酸素は Ag_2O として溶解し他の瓦斯は原子の状態で溶解せられる。

金屬中の水素。金屬は水素との親和力に關して 3 つに分類することが出来る。(1) *Ni, Pb, Fe, Co, Cu* 等は水素と合金を作り、(2) アルカリ金屬、稀有金屬等は水素と化合物を作り、(3) *Au, Ag, Be, Mg* 等は水素を吸収す。第 1 圖は鐵に水素が溶解する場合の溶解度と溫度の關係を示したものに於て 900°C に於いて著しい變化がある。第 2 圖は *Cu, Co, Ni, Al* に對する水素の溶解度を示す。固體銅の水素溶解度は溫度と共に増加し熔融點で急激に増加す。*Al, Sn* は固體に於ては溶解度無く熔融後始めて溶解度を有するに至る。第 1

第 1 表 (金屬中の水素溶解度 cc/100 gr)

溫度 °C	Au	Cu	Co	Ni	Pt	Ag	Su
200	—	—	—	4.0	—	—	—
300	—	—	—	5.0	—	—	—
400	—	—	—	6.5	0.13	0.13	0.10
500	—	0.3	—	8.5	0.14	0.24	0.33
600	—	0.7	—	10.7	0.15	0.38	0.53
700	2.0	1.1	3.0	13.2	0.16	0.54	0.75
800	10.0	1.6	3.9	16.0	0.18	0.73	1.00
900	17.6	2.4	5.7	18.7	0.27	1.00	1.26
1,000	25.5	3.2*	10.0	21.6	0.40	—	1.60
1,100	33.5	13.0	—	24.6	0.65	—	2.00
1,200	—	16.2	—	27.7	1.04	—	—
1,300	—	20.0	—	31.0	1.60	—	—
1,400	—	23.5	—	34.0 ×	2.60	—	—
1,500	—	26.2	—	81.0	—	—	—
1,600	—	28.1	—	86.0	—	—	—

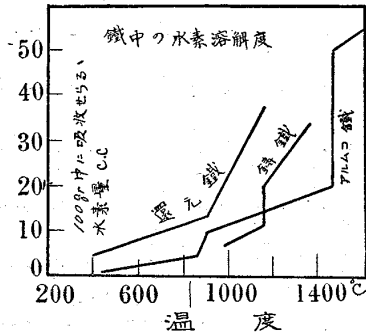
* 溶解度は熔融點に於て 4乃至12に増加す

× 溶解度は熔融點に於て 36~77 に増加す

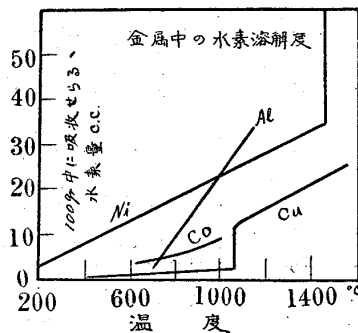
表は各種金属の水素溶解度と温度の関係を示すものである。

銅の水素溶解度は銅に金、銀を加ふるも効力無く、ニッケル、パラジウムを入れると溶解度を増し、錫、アルミニウムを入れると溶解度を低下す。

第1圖



第2圖



金属中の窒素。多くの金属は窒素と結合して窒化物を作る。瓦斯状態では餘り吸収せられない。固体銅には不溶であるが熔融銅には少しく溶解す。Ag, Sn, Sb, Zn の固体には殆んど溶解しない。

市販金属中の瓦斯。数種の市販金属中の瓦斯量及び分析は次の如し。

第2表 (125°C に於て銅より抽出せられたる瓦斯)

	100gr 中瓦斯の容積cc	瓦斯の成分%			
		SO ₂	H ₂	CO	N ₂
精製銅	1.7	60	14	20	6
水素中にて溶解せられたる粗銅	2.8	12	35	53	—
電気銅	7.98	11	39	50	—

第3表 (1,470°C に於てニッケルより抽出せられたる瓦斯)

	100gr 中瓦斯の容積cc	瓦斯の成分%			
		CO ₂	CO	H ₂	N ₂
キューブ状	482	2.3	90	3.5	4.2
モント	803	0.23	92.6	4.6	2.6
電解ニッケル	113	3.0	72	25	—
	7.9	0	21	79	—

第4表 (錫、アルミニウム及真鍮中の瓦斯)

	抽出温度°C	100gr 瓦斯容積cc	瓦斯成分%				
			H ₂	CO	CO ₂	CH ₄	N ₂
アルミニウム	1,200	5-12	78	12	4	—	6
デニラルミン	500	8.5	91	9	—	—	—
真鍮	63:33	720	65.5	13.5	14.0	—	7.0
	60:40	720	46.5	—	8.5	—	44.0
	60:40	1,040	5.70	36.0	9.5	19.0	22 13.5
錫	1,350	5-12	47	45	8	—	—

アルミニウムのピンホール。アルミニウム鑄物を作る際には凝固時に瓦斯が出て澤山のピンホールが出来る。之れを防止するには先づ徐冷して瓦斯を充分に出させ然る後鑄込温度まで有蓋坩堝で急加熱して鑄込めばピンホールを防止する事が出来る。

今一つの方法は熔融アルミニウムに乾燥せる窒素瓦斯を通じながら凝固せしめ再熔融して鑄込めばチルキヤストしたものと同様の鑄物が出る。又窒素の代りに鹽素瓦斯或ひは三鹽化ボロン瓦斯を用ふる方法もある。是れは瓦斯を機械的に除去するのみならず

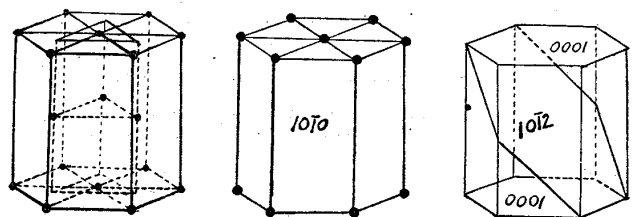
化學的にも除去せられ、其の結果は良好である。

(垣内)

ドロス並に Zn-Fe 合金の結晶形 (Wallace G. Imhoff; Iron Age, December 11, 1930.)

熱式亜鉛鍍金に生ずるドロス並に Zn-Fe 合金の結晶形を綿密なる試験に依つて得る事が出来る。

結晶形は、一般に6晶系に分類せられてゐる。



鐵及び亜鉛は次の2系に見出される。

(1) 等軸晶系—結晶軸3本にして長さ相等しく、同一點に於いて互に直交する (α 鐵・體心立方形。γ 鐵・面心立方形)

(2) 6方晶系—3本の長さ相等しき側軸は、同一平面内にあつて互に60度に交り第4の長さ異なる垂直軸は此平面に直交する (圖に参照)

(Mg, Zn 及び Cd は此の系に屬す)

ドロス及び $Zn-Fe$ 合金の結晶形を明に示す爲めに6方晶系を少し詳述する、此の結晶形の一つに菱面體のものがある之は極稜は6本で互に相等しく、其の3本は上方に他の3本は下方にあつて、側稜も亦6本にして互に相等しく雁木状をなしてゐる、而して主軸は相對立せる2個の3面隅角を結びつける方向に一致し、3本の側軸は相對立せる側稜の中央を通過する。又6方晶系の他の1種として複六角柱のものがある之は6面からなり結晶形の斷面は六角形である。

多くの場合は實際と理論とを結びつける事は困難ではあるが、ドロス及び $Zn-Fe$ 合金の結晶の場合には其様な事はない之を實驗室及び工場に於ける綿密なる研究に依つて理論と實際とが一致する事を知る、純鐵に等軸晶系の結晶として発見されたものは稀れにしかない又純亜鉛も6方晶系の結晶として発見されたものも亦稀れにあるのみである、普通に亜鉛鍍金のドロスは平均96%を含有する故に結晶は6方晶系に結晶する、亜鉛鍍金に生ずるドロス及び $Zn-Fe$ 合金の研究は非常に興味のあるもので此の研究に依つて鍍金釜の壽命を増し副産物のドロスの構成及び各種の鐵及び鋼の上に鍍金されたる亜鉛膜の品質を改良する事が出来る。

$Zn-Fe$ 合金の結晶形を研究するには先づ最初に亜鉛釜自心を研究し次にドロスを、最後に $Zn-Fe$ 合金の結晶を研究すれば良い。

低温度に於ける $Zn-Fe$ 合金は Fe 分が少く Zn 分が多い而して高温度になつてくると此の合金は Zn が少くなり Fe 分が多くなる、温度と合金の合成量は合金の結晶形及び化學成分に影響を與へる、純亜鉛が $900^{\circ}F$ に6時間熱せられて後之を

一晝夜の間爐中に除々に冷却された場合には此の亜鉛中にドロスも $Zn-Fe$ 合金の結晶を見出す事が出来なかつたが、同じ條件にして他の純亜鉛を $950^{\circ}F$ に熱した場合には $Zn-Fe$ 合金の結晶を看出した、即ち此の試験から高温度が $Zn-Fe$ 合金を構成する事を示してゐる、Peirce に依つて顯微鏡で Fe が容易に Zn 中に $FeZn_7$ の化合物として存在し得る事を確められてゐる、New Jersey Zinc Co. の實驗室で $0.025\% Fe$ を含有する試験片で此の化合物が細かく撒布してゐる事が觀察された而して之等のものは $400^{\circ}C$ で110時間焼鈍しても吸収されずに残つて居た、餘の調査研究は Peirce の研究と全く一致した、恐らく議論される一點は温度が低い程 Fe は容易に固溶體に取られ、温度が高い程 Fe は容易に $Zn-Fe$ 合金を析出する事である、然し Fe 分が極少量では其結果は容易に認識出来ない又 $900^{\circ}F$ 以下の温度でも看出されない、結晶は外部から内部に形らるもので結晶を形成するに充分なる鐵分の存在する場所に構成される、亜鉛地金で Prime Western Slab Zinc の良質のものは僅に $0.04\sim 0.06\% Fe$ の含有率である、多くの Slab Zinc の鐵含有率は大で著しきものは $0.08\% Fe$ 以上のものがある。

普通鍍金のドロスは亜鉛鍍金釜に細長く針状様の結晶として析出する、之を綿密に研究すれば菱形である事を知る、鍍金温度が $900^{\circ}F$ 以下のドロスは此の形の結晶である、工場に出来るドロスは鐵の含有率が平均 2.61% で $Zn-Fe$ 合金の見地から $Zn-Fe$ 合金の結晶として 20% 位存在する事になる。而して金屬亜鉛が約 $0.1\% Fe$ と共に 8% の割合で溶け込んでゐる。

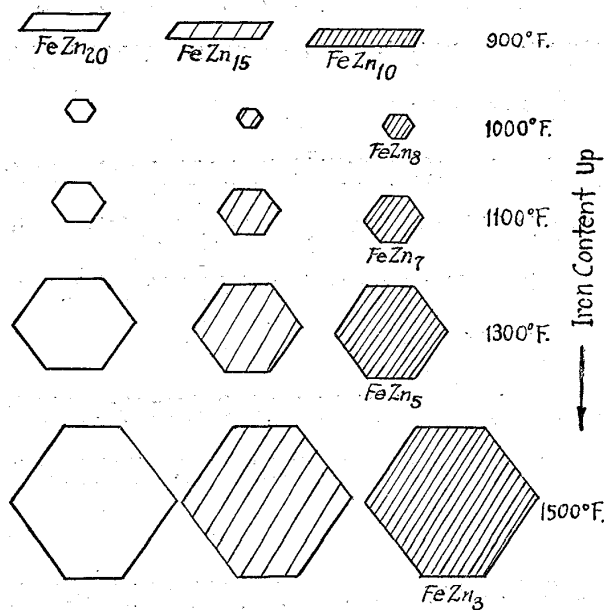
$Zn-Fe$ 合金が化學成分として $FeZn_{10}$ なる形

で存す、今 30% の結晶があるものと假定すれば飽和熔亜鉛として 70% が残される、 $Zn-Fe$ 合金即ち $FeZn_{10}$ は約 8% の鐵を含有し飽和亜鉛は約 0.1% の Fe を含む而してドロスは 2.61% Fe を含んでゐるが以上の事柄から鐵分量を知る事が出来る即ち 30% の結晶に對して 8% の鐵、又

70% の亜鉛に對して 0.1% Fe であるから其の全體の鐵含率の平均値は 2.47% Fe となる。

ドロスを加熱する時に最初はドロスが釜の底に固着し次に過熱されて $Zn-Fe$ 合金から Zn が損耗する、圖の如く亜鉛の熔解溫度を $787^{\circ}F$ にする時に生じた $Zn-Fe$ 合金は Zn を 20 分子と Fe を 1 分子からの合金となる、溫度が増すと Fe と Zn の結合は益々強くなり遂に 5 分子の亜鉛を損失して $Fe-Zn_{10}$ なる結合状態となる、 $900^{\circ}F$ 以上に熱する時は其の結晶は菱面體となり細長く針状様の結晶となる、而して $900^{\circ}F$ 以上に熱した時は菱面體から第 1 種六角柱の形に變形する、故に結晶の斷面は六角である、是様にして溫度を高めるに従つて $Zn-Fe$ 合金の Zn 分が減じて Fe 分が増す事となる、此の試験は實驗室に依るものと實際工場に於けるものととの實驗結果が全く一致した。

(岡村貞良)



正 誤

村上武次郎、三神正苗、高マンガン大洲田鋼の加熱による組織及性質の變化 (鐵と鋼 第 17 年 第 3 號) 中の正誤

頁	行	正	誤
212	1	第 3 圖硬度 (Rockwell C)	第 4 圖磁性
"	圖の縦軸	硬 度 數	磁力計の振れ
213	1	第 4 圖磁性	第 3 圖硬度 (Rockwell C)
"	圖の縦軸	磁力計の振れ	硬 度 數