

ある。

熔鋼	反應前	C 0.16	Mn 0.08	S 0.026	P 0.25	Si 0.030
	反應後	0.08	0.04	0.031	0.018	0.032

(II) 脱磷した鋼に出来るだけ損失少なくしてマンガンを追加する方法に就て研究した。脱磷後、脱磷滓を除去してフェロマンガンを追加する時は熔鋼の温度が低下して取鍋に鋼が附着して困難した。熔鋼は熔滓にて覆はれてその冷却を防ぐことが必要である。實驗の結果、脱磷後、脱磷滓を除去すること無く、赤熱せるフェロマンガンを熔滓を通じて追加する方法が最もよいことがわかつた。マンガンの損失は極めて少なく且一様に追加することが出来た。

(III) 次に鹽基性平爐滓にて脱磷する實驗を試みた。酸性轉爐の熔鋼を鹽基性平爐滓中に注入して脱磷した後、マンガン及び珪素を以て脱酸し極軟鋼の半脱酸鋼塊を作つた。熔滓は傾注式鹽基性平爐にて極軟鋼のリムド鋼熔解の際熔鋼抽出後採つたものである。熔滓量は12.5%で脱磷反應は烈しく起らず脱磷は不充分であつた。脱磷後赤熱したフェロマンガンとフェロシリコンを脱磷滓を通して押し込みで脱酸した。尙アルミニウムを1tに就き1lbを使用した。鋼塊はシートバー又は鋼片に充分壓延することが出来た。(田中)

鹽基性平爐に於ける鋼滓と熔鋼との平衡關係(Fetters, K. L. and J. Chipman: Trans. A. I. M. E. Iron and

Steel Div. 140 (1940) 170) 本研究の目的は鹽基性平爐操業の終期但し脱酸劑添加前に於ける滓と熔湯との間の平衡關係を確かめることにあつて、米國に於ける8製鋼工場の平爐から採取された多數の鋼滓と鋼に就て分析を行ひ、綜合的の結果を求めたものである。

まづ總ての試料をC%に關して第1表の如く8群に分けた。而して第2表はその各群に就き主要な諸變數の算術平均( $\bar{X}$ )及び平均自乘誤差( $\sigma$ )を計算したものである。

この第2表に於て〔 〕は熔鋼中の各成分の濃度を、( )は鋼滓中の濃度を示す。而て濃度は總べて重量%で表はされる。尙〔FeO〕<sub>M</sub>は蓋付の鑄型(本文獻第134頁に圖面あり)を用ひ所謂Hearty法で測定したものである。(FeO)は滓中のFeO%を表はし(FeO)

第 1 表

炭素量範圍	0.020	0.046	0.056	0.066	0.086	0.116	0.19	0.39	計
	-0.045	-0.055	-0.065	-0.085	-0.115	-0.180	-0.31	-0.51	
群 番 號	1	2	3	4	5	6	7	8	
工 場									
A.....	13	18	20	20	11	3	16	17	118
B.....	—	—	5	6	8	14	15	1	49
C.....	21	46	52	27	4	—	—	—	150
D.....	24	25	12	13	1	—	1	—	76
E.....	—	—	—	7	26	21	—	—	54
G.....	1	—	6	4	6	2	—	—	19
J.....	—	—	—	3	9	3	9	—	24
M.....	—	—	—	—	4	9	14	—	27
計	59	89	95	80	69	52	55	18	517

第 2 表

群 番 號	1		2		3		4	
	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$
1. [FeO] <sub>M</sub> .....	0.33	0.063	0.28	0.056	0.27	0.057	0.23	0.058
2. [C] <sub>M</sub> X[FeO] <sub>M</sub> .....	0.0133	0.0031	0.0142	0.0028	0.0167	0.0033	0.0177	0.0043
3. [Mn] <sub>M</sub> .....	0.097	0.050	0.12	0.047	0.15	0.049	0.15	0.053
4. (FeO).....	24.2	5.02	21.8	3.50	19.9	3.38	18.4	3.66
5. (Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ).....	9.3	2.11	9.2	1.92	8.5	2.55	7.6	2.07
6. (FeO)Total.....	32.5	5.26	30.0	4.47	27.6	4.47	25.4	4.91
7. (Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )/(FeO).....	0.40	0.112	0.43	0.089	0.42	0.119	0.42	0.111
8. (CaO)/(SiO <sub>2</sub> ).....	3.26	0.598	3.36	0.687	3.44	0.820	3.51	0.587
9. R.....	2.94	0.490	3.04	0.545	3.07	0.625	3.11	0.742
10. (FeO)/[FeO] <sub>M</sub> .....	74.6	15.37	79.85	21.1	74.34	18.3	81.20	27.1
11. (FeO)Total/[FeO] <sub>M</sub> .....	101.2	19.5	110.9	28.3	103.2	22.2	112.6	34.7
12. K <sub>Mn</sub> (1).....	3.46	0.94	3.21	0.73	3.04	0.76	2.98	0.91
13. K <sub>Mn</sub> (2).....	2.57	0.74	2.35	0.60	2.21	0.42	2.18	0.68
14. K <sub>Mn</sub> (3).....	258	82	248	69	225	66	233	73
15. (S)/[S] <sub>M</sub> .....	4.76	1.16	4.80	1.35	5.33	1.54	5.91	1.92
群 番 號	5		6		7		8	
變 數	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$	$\bar{X}$	$\sigma$
1. [FeO] <sub>M</sub> .....	0.17	0.039	0.14	0.027	0.11	0.025	0.085	0.046
2. [C] <sub>M</sub> X[FeO] <sub>M</sub> .....	0.0174	0.0033	0.0189	0.0041	0.0242	0.0064	0.0334	0.0064
3. [Mn] <sub>M</sub> .....	0.16	0.071	0.15	0.064	0.22	0.111	0.34	0.099
4. (FeO).....	13.1	3.38	12.5	3.13	13.1	3.07	9.9	2.93
5. (Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ).....	5.5	2.24	5.6	1.76	5.0	2.57	5.8	2.26
6. (FeO)Total.....	18.3	4.86	17.7	4.34	18.1	4.91	14.8	3.94
7. (Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )/(FeO).....	0.43	0.131	0.48	0.124	0.42	0.136	0.47	0.188
8. (CaO)/(SiO <sub>2</sub> ).....	3.06	0.938	3.56	0.754	3.84	1.208	2.86	0.561
9. R.....	2.68	0.687	2.94	0.749	3.19	1.028	2.57	0.398
10. (FeO)/[FeO] <sub>M</sub> .....	73.20	20.95	92.55	29.7	117.5	32.75	138.6	83.8
11. (FeO)Total/[FeO] <sub>M</sub> .....	105.0	28.3	131.9	40.7	167.0	47.4	203.6	113.2
12. K <sub>Mn</sub> (1).....	3.96	1.46	3.50	1.36	2.57	1.09	4.18	1.32
13. K <sub>Mn</sub> (2).....	2.83	0.95	2.40	0.90	1.90	0.86	2.79	0.93
14. K <sub>Mn</sub> (3).....	274	89	294	91	282	100	523	206
15. (S)/[S] <sub>M</sub> .....	4.47	1.95	—	—	5.18	2.53	6.97	1.38

Total は滓中の Fe の全量を化學量論的に FeO に換算したもので  $FeO + 0.9 (Fe_2O_3)$  に相當するものである。この表中の各種比較中特に説明を要するものはまづ第一に訂正係数 R であるが、この R は次の如き式で表はされるものである。この式に於ける隣に對する補

$$R = \frac{(CaO)}{(SiO_2) + 0.634(P_2O_5)}$$

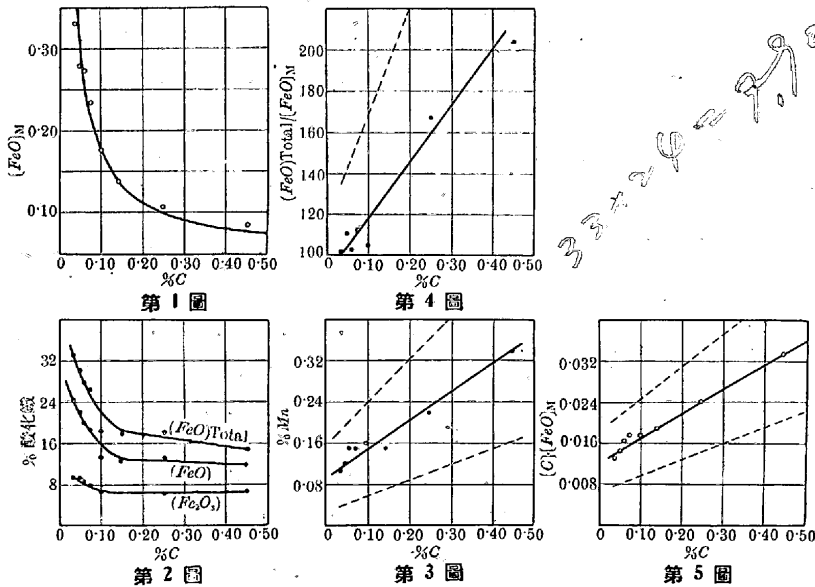
正の方法は  $P_2O_5$  の 1 mol が CaO の 1 倍半と結合するものと假定してゐる。尚  $P_2O_5$  を CaO から除去するよりもこれを  $SiO_2$  に加算する方が妥當性が大きいと考へたのである。

第二に二三の所謂マンガン恒数が計算された。然しこれ等のものは實際上必ずしも眞の平衡恒数を示すものでないことは云ふ迄もない。

$$K_{Mn(1)} = \frac{(MnO)}{(FeO)(Mn)} \quad K_{Mn(2)} = \frac{(MnO)}{(FeO)_{Total}(Mn)}$$

$$K_{Mn(3)} = \frac{(MnO)}{[FeO]_M[Mn]}$$

次に第 2 表から炭素量と諸成分との關係を圖示すれば第 1~5 圖の如くなる。第 1~2 圖は豫期の如く炭素量の増大に伴つて鋼滓及び熔鋼中の酸化鐵の量が減少することを示すものである。又第 3 圖は炭素量が残留マンガンの増加と關聯することを示してゐるがその原因は明かでない。因にこれらの圖に描かれた點は炭素の 8 群の平均値を表はし第 3 圖の點線は大體 2σ の限界である。



鋼滓中の二つの酸化鐵の比 ( $Fe_2O_3/FeO$ ) は炭素量に無關係であるが滓中の酸化鐵と熔湯中の酸化鐵の比 ( $(FeO)/[FeO]_M$  及び  $(FeO)_{Total}/[FeO]_M$ ) は著しく炭素量に影響されるものであつて第 4 圖は  $(FeO)_{Total}/[FeO]_M$  と炭素量との關係を描いたものであつて上限の 2σ が示されてゐる。

從來熔湯中の炭素量と酸化鐵の量との積は一定であると屢考へられてゐるが第 5 圖に依りこの積は炭素量に依て定るものであることが明かとなつた。

(早矢仕)

**鹽基性平爐鋼滓の分析的研究** (Diepschlag, E.: Arch. Eisenh. Nr. 9, S. 421/26)

酸素傳達物としての鋼滓 平爐製鋼法に於ける鋼滓は爐内のガスから熔鋼に  $O_2$  を傳達する媒介物であるから熔解中の酸化状態を研究するにはこの媒介的役割をも觀察せねばならぬ。熔鋼槽へ  $O_2$  が

移動するときには、ガス相→鋼滓→金屬の方向への壓力降下及び二液相(鋼滓と熔鋼)に共通せる  $O_2$  媒介物が存在せねばならぬ。この媒介物として FeO があり、その溶解性は二液相に限られ自由に一方から一方へと溢し得るのである。従て鋼滓中に遊離 FeO が幾何あるかを決定する事が問題である。CaO は FeO と酸との化合物を分解するから遊離 CaO の定量も必要である。そこで石灰と酸化鐵との化合物に就ての状態圖が問題になるが J. Hilpert と E. Kohlmeier は 4 つのものを考へてゐる。冷却した熔體中に酸化鐵が多いときは  $Fe_2O_3$  であるから  $CaO \cdot FeO \cdot Fe_2O_3$  の 3 相の考察が重要である。R. B. Sosman と H. E. Merviu は單に  $CaO \cdot Fe_2O_3$  と  $(CaO)_2 \cdot Fe_2O_3$  の 2 化合物しか示してない。これは E. D. Campell, R. Nacken, E. Grünwald も肯定してゐる。E. Greulich は鐵鑛を各温度で加熱して次の如き結論に達した。

- (1)  $2CuO + Fe_2O_3 = (CaO)_2 \cdot Fe_2O_3$
- (2)  $6CaO + 3Fe_2O_3 = 3(CaO)_3 \cdot Fe_2O_3$  (1,000°C 以上)
- (3)  $3Fe_2O_3 = 2Fe_2O_3 + O$  (1,380°C 以上)
- (4)  $6CaO + 2Fe_2O_3 = 2(CaO)_3 \cdot Fe_2O_3$

分析に依る決定法

2 價の Fe を決定する場合 S の多い鋼滓では中々價值のある事である。と云ふのは試料を酸に溶したとき發生する H<sub>2</sub>S により Fe の高位酸化物は還元されるから。試料に含まれてゐる鋼と FeO は冷却の際にまだ酸化を受ける可能性があるから爐を空気に遮断して同一個所から試料を採取する事。Fe 決定には全 Fe、金屬 Fe、2 價の Fe を決定し、3 價の Fe はこれより計算するのである。金屬 Fe の決定法は種々あつて獨逸鐵冶金協會の化學委員會で總括されてゐるが現今簡単な硫酸銅による方法が應用されてゐる。これは鋼滓を粉砕して 0.12 mm 角の篩で Fe 粉を作りこれを硫酸銅で處理するのであるがその缺點とする所は ① 鐵片が大き過ぎると遊離した Cu がこれ以上の反應を阻止する。② 鋼滓が遊離 CaO を含有する時は Fe の一部が沈殿する。  $FeSO_4 + Ca(OH)_2 = Fe(OH)_2 + CaSO_4$  まで定量された Fe の中幾何が遊離状態で幾何が化合物状態にあるかを決定せねばならぬ。これは、粉砕した鋼滓を磁性ボートに入れ電氣爐で  $H_2$  を通じて 600°C に 2h 加熱して、これを 8% の  $CuSO_4$  溶液で上述の方法により金屬 Fe を定量する。遊離 CaO の決定はグリセリン法による。分析された遊離 CaO は試料の冷却中に、化合物状態の CaO の分解により分離する

のであると云ふ事がこの實驗に對して非難されるが、この問題を説明するために、遊離 CaO の確認された試料を再溶解して種々の冷却速度で凝固させた。すると遊離 CaO は溶け、遊離 FeO の量は増加したのである。遊離 CaO の存在は次の如き定性法によつても決定し得るのである。即ち試料を 5g のフェノールと 5cm<sup>3</sup> のニトロベンゾールで混合すると白色に輝くカルシウム・フェノラートの針狀結晶が認められるのである。

熔融鋼滓よりの試料採取と分析 試料採取は出来るだけ空氣の侵入を防ぐ事。試料採取と同時に鋼試料を取出しアルミニウムで鎮静さす。第 2 番目の鋼試料にはアルミニウムを加へないもの。このやうにして一定時間を置いて出鋼期まで採取して分析する。遊離 CaO は小型爐(40 噸)には存在したが大型爐(120 噸)には存在しなかつた。又遊離 FeO は小型爐の方で多かつた。

結果の利用 実験の結果によれば鋼中の  $C\%$  の減少に応じて  $FeO$  の%は増加する。鋼と錐滓とに於ける  $FeO$  の分配を分析値から  $L=(FeO)/(FeO)$  で表はすと、この値は従来の多数の実験とよく一致するので恒数とし得るが実際の現象に於ては種々の物理的係数、静的、動的の関係等により巧く一致しない。それで運動量  $ds/dt$  なるものを研究すべきである。  $S:O_2$  の擴散速度、 $t$ :時間、又固相として現れる遊離  $FeO$  と遊離  $CaO$  の%を鋼滓中で決定し得たので、鋼滓中に液相として遊離状態で溶けてゐる  $CaO$  を計算法により明かにする事が研究された。40 吨爐と 120 吨爐に就ての実験によると、化合状態の  $CaO$  の量は全  $CaO$  の量とは全く不釣合に経過してゆくが、遊離状態で不溶解の  $CaO$  の量は熔解終了と同時に減少し、酸性の取錐鋼滓中には少しも存在してないのである。120 吨爐では遊離  $CaO$  はどの熔解期にも認められなかつた。

要するに、実験結果より各化合物に於ける濃度の精密な分配を計算する事は出来ないが、ともかく總ての反應機構に於ける  $CaO$  の役割に就て量的に證明し得る事は明かである。(桶谷)

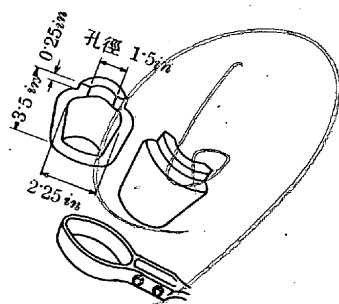
製鋼研究の實驗方法(圓卓會議:Trans. A. I. M. E. Iron & Steel Div. (1940) 126). 1939 年 2 月 16 日紐約に於て John Chipman 博士司會の下に多くの冶金學者及び工場技術者に依て製鋼の基礎的問題の諸實驗方法が討議された。以下その議事録である。

#### I. 實驗室的研究方法

1. 真空熔融法に依る酸素分析法 真空熔融法で鋼特に高マンガン鋼の酸素分析を行ふ際正確度を高めるために黒鉛ルツボに錫を添加すること並にポンプの排氣速度を増大する方法が S. Marshall 及び J. Chipman 兩氏に依て提唱された。

2. 混合ガスの定量分光化学分析 冶金的のガス分析に分光分析を用ひる方法はミシガン大學教授 O. S. Duffendack 氏に依て研究されてゐるが多くの困難な問題を含み實用の境に達するのは未だ遠い將來のことであらう。

3. 平爐よりの酸素分析試料採取法 熔鋼中の  $FeO$  の分析に用ひられる Herty 法の缺點は滓と大氣から往々にして可成り多量の酸素が試料中に滲入することである。この缺點を除去するため K. C. McCutcheon 及び L. J. Rautio は第 1 圖に示す如き壺狀の杓



柄: 直径 7/8 in, 長さ 7ft

第 1 圖

を考案した。このスプーンには薄い鐵板の蓋があつてこの中に適量のアルミニウム線を納める。この杓を用ひて熔鋼中で沈静と試料の一部分の凝固を行はしめ爐外に引き出した後完全に凝固させる。この方法に依て  $FeO$  測定の見誤差を非常に少くすることが出来た。

4. アルミナの迅速分析法 酸に試料を溶解し残渣のアルミナを濁濁計で測定する方法であるがこれに依ると 15mn 以内で終了し而

も精密度は 0.01~0.02%  $FeO$  の程度であると云ふ。

5. 低炭素鋼の炭素の精密測定法 これは燃焼装置より發生する  $CO_2$  を水酸化バリウム溶液に吸収させ鹽酸で滴定する方法であるが T. L. Joseph は  $CO_2$  吸収塔、マイクロピペット等に獨特の考案を施して Bureau of Standards の 0.101%  $C$  の試料に就き 7 回の分析を行ひ平均値との誤差 +0.0018~-0.0013% と云ふ結果を得てゐる。

6. 熔鋼中の諸反應の實驗室的研究方法 滓と熔鋼とガスとの系統及びその平衡の研究には次の如き技術的困難が伴ふてゐる。

(イ) 1,600°C 附近の高温を得なければならぬのでそれに要する諸材料の入手難及び温度勾配が極めて大きいためにその系統を孤立せしめることが困難であること、(ロ)鐵の酸化物を含む滓はルツボの或材料を熔融すること、(ハ)熔融鐵と平衡する酸素の壓力は極めて低いものであるから實際上ガス相を除去するか或は中性のガスを導入する必要があること、以上の如き諸點を考慮して實驗室的の耐火物の製造法、真空熔融爐等に関し論議された。

7. 熔鋼の温度測定 熔鋼の温度測定は平爐操業者の最大の要求であつて L. H. Nelson 氏は從來用ひられてゐる次の如き種々の方法を擧げて検討を行つてゐる。(イ)光温度計、(ロ) Spoon test (ハ) Rod test (=) Skulling test (ホ) Rod boil test (ヘ) 熱電對 (ト) Pipe test。

#### II. 現場的研究方法

1. 平爐の滓の肉眼的検査法 現今の Pancake test が實際的に有効であることに關し M. F. Yarotsky は滓中の  $FeO$  に對しては多数の試料中 75% は同時に行ひたる化學分析の結果と 1% 以内の誤差で一致し 90% は 2% 以内で一致したと述べた。

2. 平爐の滓の粘性 W. J. Reagan は粘度計を現場作業に用ひる利點に就て次の如く述べてゐる。「滓の比較的の流動性に關し從來、重いか厚いかクリーム状とかの言葉で云ひ表はされてゐたものを何時の粘度と云ふやうに數量的に云ひ換へることが出来る」。而て現場的の滓の検査法としては Pancake test などの共通性のない方法に比して遙に推奨すべきものであると云つてゐる。

3. 滓の岩石學的實驗方法 G. Soler は Timken Roller Bearing Co. の 100 吨平爐に就てあつた滓の研究の一手段として熔落後より注出迄に採取した多くの滓につき岩石顯微鏡を用ひて組織の検査を行つた。而て普通の平爐滓には  $2CaO \cdot SiO_2$  及び  $CaO \cdot RO \cdot SiO_2$  ( $RO$  は  $MnO$ ,  $FeO$ ,  $MgO$  若は  $CaO$ ) の二相及び黄褐色の等軸晶系の相が存在することを明かにした。(早矢仕)

### 5) 鐵及び鋼の鑄造

可鍛鑄鐵鑄物工場に於ける砂の調節經過 (Sawtelle, D. F.: Trans. A. F. A. 48 (1941) 723) 數年前までは可鍛鑄鐵鑄物工場で鑄造用砂の處理及び購入に關して如何なる考慮もされなかつた。砂の試験の如き全く無駄と考へられ砂を調製する事も勿論考へられなかつた。従て使用してゐる砂も全く信用出来ないものであつた。これを改良するためには當局者の關心を高める必要がある。今までは A. F. A. の試験の説明等は無駄であつた。一見してその可否が判るやうにするために、先づ砂の粘土分を洗ひ、篩にかけて、各篩上の殘留物を試験管に入れ網目の大ききの順に臺に並べる。これを當局者に見せて建築したのである。その結果、新しく仕様書を定め 12~15% 粘土分, 15~20 通氣度, 適當なる粒度分布と云ふ事にして砂の購入を決定した。

砂置場の毎日の砂の水分と通気を測定をもし水分が高すぎれば適当な水分になるまで水分の調節と測定を続ける。強度試験を行ひ弱くなれば新しいものを加へる。

かくして6ヶ月後各砂置場は全く所期のものに近いものになり、通気度は12~20 強度(生型壓縮)は35~47,水分は7%附近となり、良好なる結果を得た。(田 邊)

## 6) 鐵及び鋼の加工

**火焰硬化機** (Metallurgia, Vol. 23, No. 136 (Feb. 1941) p. 127) 金屬の表面硬化法には若干の方法があるがこの酸素アセチレン焔で表面を加熱し、適當に急冷する方法は取扱ひ易く焼がよく入り、硬化層の化學組成を變へず手取早く而も硬化層の性質は優れてをり如何なる形のものでも處理し得るといふ利點があるがこの方法は全體 0.3~0.6 C の炭素鋼、少量の他の成分を合金せる鋼及び特殊の鑄鐵に適用されるが“Shorter”法の利用によつて一層發達した。

Shorter 式火焰硬化機には色々の型があるが各種の齒車及びこの機械にかけられる程度の大きさの平面の表面硬化には G1 型及び G2 型が用ひられる。G2 型は新型で、その軌道脊の二つの踏面の表面處理に用ひられる機械である。軌道脊はジグの上に置いて機械の上の部分にある二つの integral quench を有する水冷式バーナーによつて處理され處理面積は自動ガス弁ハズシ機構に依つて調節される。3~4mm で 30in<sup>2</sup> の面積を硬化し得る。

合金鋼の傳導爪の表面硬化に用ひられる G2 型は各爪は各々四つの面を處理しなければならぬがこの機械によると1日に30~40個の爪の表面硬化が出来る。

G2 型を少し變へて複雑な形をしたものを多量に處理する爲に設計されたのが G3 型であり、これを尙手軽にしたのが G4 型である。

工作機械の部分品の表面硬化に用ひる爲に G2 型を改善したものが E1 型であり色々の大きさのものを處理出来るやうに特別に設計されてゐる。又鎖の外周等色々の不規則な形のものゝために K1 型が造られてゐる。

J1 型は鎖歯不規則な形をした平面の外周處理に用ひられるもので火焰裝置は滑り子の上に水平に置かれてゐる。(桶 谷)

**最近の乾式青化法の研究** (Rudorff, D. W.: Metallurgia, 23 (1941), No. 136, Feb. 99) 乾式青化法 (Dry cyaniding process) は滲炭ガスとアンモニアを同時に送つて滲炭と窒化を行ふ方法でロシアの冶金學者がこの硬化法を“Nitrocementation”と名付けたのは最も適當と思はれる。この方法は最初米國に於て報告されたが最近に於ける2つの研究を擧げた。

Vjasnikov と Jurgenson が Stalin 自動車工場の實驗室で實驗した。燈用石油を氣化したガスとアンモニアをニクロム線巻き抵抗電氣爐の加熱管中に送つて試料を加熱した。試料は 0.2% C 以下で Cr 及び Mo を含有するものを使用した。

最初ガスの送り方に就て實驗した。即ち (I) 滲炭ガスとアンモニアを混合せずに送る場合 (II) 混合して送る場合 (III) 兩ガスを交代に送る場合に就て研究した。其結果兩ガスを混合せずに送る場合が硬化層が最大なるを知つたので以下實驗はこの方法にて進行した。尙ガスの組成の及ぼす影響を研究した結果アンモニアは 30~35% の割合で送つた時硬化層の厚さ最大なることがわかつた。實驗結果の一部を擧げると次表の如くである。加熱時間は 90min である。

	600°C	700°C	775°C	830°C
ガス中の NH <sub>3</sub> %	33	33	37	33
排ガス中の NH <sub>3</sub> %	28	15	8	4
送つたガス量 (l)	127	135	120	137
硬化層の厚さ (mm)	0.05	0.18	0.42	0.55
硬度 R <sub>050</sub>	空 冷	51	54	56
	水 冷	62	79	79

X 線分析によれば處理溫度 600°C では硬化層には ε と γ' 即ち Fe<sub>2</sub>N と Fe<sub>4</sub>N が存在し表面は非常に脆く、700°C では ε は減じ γ' が増し脆性は無くなり、775°C では ε は全く無くなり α, γ, γ' が存在することがわかつた。尙 830°C では表面の顯微鏡組織は 775°C の場合と全く同様であるが硬化層の厚さは幾分大きくなる。830°C にて青化時間と硬化層の厚さ及び硬度との關係を求めた結果青化液處理の場合と著しく異り硬化層の厚さが處理時間に直線的に増すを見た。この事は次の事實を説明することになる。即ち Ac<sub>3</sub> 以下では N<sub>2</sub> の滲透速度は炭素のそれより大で先づ N<sub>2</sub> が表面に滲透して層が N<sub>2</sub> にて飽和して Ac<sub>3</sub> が降下し α 鐵が γ 鐵に變つて始めて炭素が入り込む。

次に Braun, Vlasov, Goldina 等も大體前と同様の裝置で燈用石油から得た 80~75% の滲炭ガスと 20~25% の NH<sub>3</sub> を以て 0.2% C 以下の鋼に就て 630~900°C, 2~8h 加熱して實驗した結果を擧げてゐる。乾式青化法の際生ずる白層は種々研究の結果 N<sub>2</sub> を固溶せるオーステナイトであるとの結論を得た。而して 920~950°C で 15~18h 普通の方法で滲炭してもオーステナイトは得られないが乾式青化處理では 800~850°C の低溫度で安定な N<sub>2</sub> とオーステナイトの合金が得られる。

ブムスラー試験機にて磨耗試験の結果磨耗に對し勝れた性質を示すのは硬化層に有するオーステナイトによるのである。(桶谷)

**各種の焼入性試験方法の關係** (Jominy, W. E.: Metal Progress, 39, (1941) Apr. 447~451) 焼入性の試験には各種の方法があるが、試験材の焼入性の大小に依り、自ら適用の分野を異にする。最も廣く行はれてゐるのは、丸棒を焼入して断面硬度を測定する方法である。この方法は普通鋼、合金鋼に用ひられるが、試験片の寸法に制限があり焼入後の断面準備に困難を生ずる。

Burns, Moore, Archer 等は徑 1in の丸棒を用ひ、焼入性は表面硬度 (S), 中心部硬度 (C) 及び硬度曲線の包む面積 (A) を以て S-A-C の數值的表示法を採用した。本方法は水焼入に依り中心迄硬化する鋼には用ひられない。

Shepherd は 1in 丸棒を 1,600°F より油冷し、再度食鹽水中に焼入し、断面を鹽酸 (5%) でマクロ腐蝕して焼入深度を檢查した。又段付棒試験片を用ひることもあるが要するに中心部迄焼入の及ぶ鋼種には用ひ難い。

Grossmann は各種の直径の丸棒を同様に焼入し、この断面硬度を實測し、この結果より中心部迄焼入効果の及ぶ直径を算出してこれを臨界寸法 (Critical Size) と稱して焼入性比較の數値とした。この方法は著しく時間を要すると共に、質量効果の少い鋼種には用ひ難い。

General Mortors 會社で採用した一端焼入法は最も容易で、且迅速な試験法である。試験片を所要溫度に熱し、此の一端を噴水口より 1/2in の高さの位置に保持し、75°F の噴水を徑 1/2in の噴水口より垂直に高さ 2.5in に達する壓力で噴出せしめ、試験片の一端を急冷する。

焼入後試験片の側面を長手に 0.015in の深さに削除し、この面を

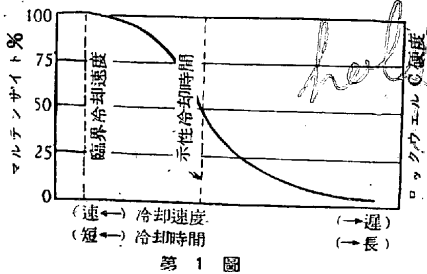
1/8 in 置きにロックウェル硬度を測定する。この方法は1試験片に500~4°F/s の冷却速度を與へることが出来るから、臨界冷却速度が150~4°F/s 程度の合金鋼にも應用出来る。特に焼入深度の小さな鋼にはJ 型棒の試験片を使用する。通常の試験片は径1 in 長さ3 in の丸棒、L 型は先端に規定の孔を穿つたものである。この方法を各方法と比較すれば比較的一致した結果が得られ、又 Shepherd の破面法とも同様な成績を得られるやうである。(前田)

**焼入硬化能に及ぼす粒子の大きさの影響**(Grossmann, M. A. and R. L. Stephenson: Trans. 29 (1941) No. 1 March. p. 1) 鋼の焼入硬化能に及ぼす主要素は化学成分及び焼入時に於けるオーステナイトの粒子の大きさである。今これ等の要素が焼入硬化能に及ぼす影響に就て研究する爲著者は第1表の如き成分を有する40kg 鋼塊より作つた鋼片の中間から試片を採り、焼準後スケールの生成

第 1 表

鋼種	C	Si	Mn(%)	鋼種	C	Si	Mn(%)
A	0.43	0.19	0.71	C	0.79	0.21	0.62
B	0.55	0.18	0.76	D	0.35	0.22	1.68

を防止しつゝ、775~1,150°C の種々の温度に於て2h 保持し、異つた粒子大のオーステナイトを得たる後 A<sub>0</sub> 點直上に保たれた鹽浴中に移し、短時間内に其温度と爲し、之を垂直型の焼入塔中で強力なる流水中に焼入たが其場合 H は約8であつた。又焼入深度は顯微鏡の觀察によつて決定し、試片によつて異つた結果を得たが、これは固より粒子の大きさにより左右されたものである。而して焼入硬化能と粒子の大きさとの關係を表す爲には、「理想臨界粒度」(ideal critical size) D<sub>1</sub> なるものを採り、D<sub>1</sub> 或は D<sub>1</sub><sup>2</sup> と「A.S.T.M. 法による粒度」との關係を求むることとした。茲に理想臨界粒度とは、焼入の及ばぬ心が残らず、内外全體が焼入される時の材料の大きさで其直徑 D<sub>1</sub> を以て表され、又 D<sub>1</sub><sup>2</sup> は冷却時間に比例するものである。何故ならば此場合鋼材の冷却速度は充分に焼の入つた時を標準にして決定するもので、多少でも除冷が伴へば瘤状(nodular) トルースタイトの生成が起るから焼入は不充分となる。そこで冷却速度の表現法として臨界冷却速度と示性冷却時間との2法があるが、前者は鋼が100% マルテンサイトに焼入される時の冷却速度であるから其判定は困難なのに對し、後者は50% マルテンサイト及び50% 瘤状トルースタイトが均衡するものでその變化が急激な爲に判定は容易であり時間で決定出来るが此關係は第1圖の如くである。鋼が充分焼入される爲に必要な臨界冷却速度は正しく焼入硬化能を示すが、



第 1 圖

丁度半焼入の時の示性冷却時間も亦焼入硬化能に對し指針たり得る筈であり、且理想臨界粒度と冷却時間との間には次の如き簡単な關係が成立する。即ち

$$D_1 = k\sqrt{t}$$

但し D<sub>1</sub> = 理想臨界粒度 t = 示性冷却時間 k = 定數

$$\text{依て } D_1^2 = kt$$

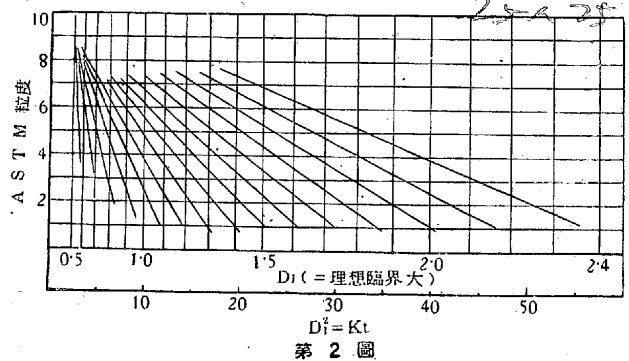
茲に於て示性冷却時間 t は直接理想臨界粒度の自乗に比例する。以上の如くして求められた關係數値を示せば第2表の如くである。これを Bain による0.4~0.9% C のもの及び Shepherd による工具鋼に關するものと比較する時は必ずしも一致しないが、鋼種及び質

第 2 表

鋼種	焼入前最高温度	破面粒子大きさ	焼入深さ 1.5 in 周	D <sub>1</sub>	D <sub>1</sub> <sup>2</sup>
A	830(°C)	6 3/4	0.18	0.895	0.80
	930	5 1/4	0.215	1.00	1.00
	970	4 3/4	0.23	1.04	1.08
	1,010	3 1/2	0.28	1.16	1.35
	1,100	1 1/2	0.35	1.30	1.69
B	870	6 3/4	0.205	0.97	0.94
	1,010	5	0.225	1.045	1.05
	1,040	2 3/4	0.345	1.29	1.66
	1,150	1 1/2	0.53	1.555	2.42
	C	775	6 3/4	0.175	0.88
820		5	0.205	0.97	0.94
870		4 3/4	0.215	1.00	1.00
1,040		3 3/4	0.265	1.125	1.27
1,100		1 1/2	0.333	1.27	1.61
D	830	7 1/2	0.30	1.47	2.16
	930	6 1/2	0.342	1.57	2.46
	1,040	5	0.393	1.72	2.96
	1,100	2 1/4	0.58	2.20	4.84
	1,150	1 1/2	0.645	2.33	5.43

焼入深さ 3 in 周

驗條件の相違によると思はれる點を補正すれば同一の傾向を有すると同時に成分の變化と共に連続的に變化することが認められ、これ



第 2 圖

等を綜合すれば第2圖が得られる。即ち化学成分同一の場合は粒子大なるもの程 D<sub>1</sub> 従て焼入硬化能は大である。(M. U)

### 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

**珪素、アルミニウムにて鎮靜せる構造用トーマス鋼に就て** (Hautmann, H.: Mitt. Forsch. Anst. GHH-Konz. 9 (1941) Heft 1 Jan.) St 48 は從來炭素含有量高く、偏析著しきため種々なる缺點を有して居つた。この缺點は、炭素含有量の低下、珪素アルミニウムによる鎮靜及びマンガン含有量の増加により除去し得る。本報告は、上記改善を施したる St 48 構造用トーマス鋼に就き種々なる適性試験を行ひ、その機械的性質を詳細に調査し、該構造用鋼が、St 37, 52 に代るべき良好なる材料であることを明かにしたものである。

供試鋼塊の組成は第1表の如し。

第 1 表

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	N <sub>2</sub>
鎮靜トーマス鋼(i) St 48	0.24	0.07	0.69	0.047	0.030	0.02	—	0.014
(ii)	0.24	0.25	0.63	0.045	0.025	0.056	0.1	0.013
非鎮靜トーマス鋼 St 48	0.20	tr.	0.50	0.060	0.040	—	—	0.014

鎮靜鋼の組織は、非鎮靜鋼のそれに比し、歴延状態及び焼鈍状態に於て結晶粒細かく、非金屬介在物少く、偏析も認められぬ。鎮靜鋼の静的機械的性質を第2表に示す。

第 2 表

	$\sigma_B(kg/mm^2)$	$\sigma_S(kg/mm^2)$	$\sigma_E(kg/mm^2)$	$\delta(\%)$
壓延狀態	51~56	30~40	24	24~37
燒鈍狀態	50~53	33~40	31~35	27~33

第1圖及び第3圖は、壓延、燒鈍及び調質を行つた場合の衝撃値と温度の關係を示したものである。何れも低温では衝撃値の低下が

燒鈍した結果が示されて居るが、これより僅少なる加工を行つたものでは、鎮靜鋼は著しく良好である。即ち非鎮靜鋼は1.7~1.3%加工後250°1h燒鈍しても、6 $kg/cm^2$ より15 $kg/cm^2$ に低下するが鎮靜鋼は2.2~2.1%の加工後同様の燒鈍を行ふと13 $kg/cm^2$ より10 $kg/cm^2$ に低下するのみである。これは平爐鋼のそれと殆ど同様である。

次に有溝曲げ試験を行つた。試験片は20, 25, 30mmの厚さで、幅は各々50, 100, 200mmを有し、板の中央に長さの方向へ直径10mmの半圓形の溝を附したものである。その内一部のものには、更に溝の中央へ溝と直角に深さ1mmで45°をなす切れ目を附した。非鎮靜鋼は、曲げ試験機にかけると何れも直ちに張力による割れ目を生じ、脆いことが認められた。鎮靜鋼には、このやうな割れ目は發生せず、曲げに従って伸び、靜かに溝が入る。この溝は、試験片の幅が大きいもの程、又厚さの大なる程著しく發生する。St 37構造用トーマス鋼の厚さ40, 50mmの同様な試験片に就き行つた結果は何れも明かに張力による割れ目が發生した。猶St 37と鎮靜せるSt 48の破面を比べれば、前者は粗粒で張力による破断面を示し、後者は、微粒で剪斷力による破断面を示す。この試験によつて、珪素、アルミニウムによる鎮靜鋼の優良性が、決定的に確認せられたのである。疲労試験は、壓延狀態、燒鈍狀態のものに就き行ひ、更に穿孔、熔接1,050°への過熱及びガス切斷等を行つたものに就きその影響を調べた。その結果、鎮靜鋼の疲れ限度は、繰返し引張り、壓力引張り繰返し、繰返し曲げ、何れの場合もSt 52構造用平爐鋼と比較し少しも劣つて居らぬことが判つた。

鎮靜鋼と非鎮靜鋼の種々なる状態に於ける繰返し曲げ試験の結果は、第3表の如くである。(單位は $kg/mm^2$ )

第 3 表

	壓延狀態	燒鈍1,050°に過熱せる状態	ガス切斷のまま	ガス切斷後燒鈍せる状態
鎮靜鋼	24.5	24.2	20.7	16.0
非鎮靜鋼	23.5	22.2	18.5	13.7

即ち非鎮靜鋼は過熱に依り、壓延狀態の値より21%の減少となり、ガス切斷により42%の低下を示す。鎮靜鋼はこれに對し過熱により15%、ガス切斷により25%の減少で、遙かにその低下率が僅少である。ガス切斷後燒鈍せるものに就ては、兩者とも18~19%の減少を示す。熔接せる鎮靜鋼の機械的性質は第4表の如し。

第 4 表

試験片の厚さ (mm)	$\sigma_B(kg/mm^2)$	曲げ試験に依る角度	有溝衝撃値 ( $kg/cm^2$ )
15	54.3~57.8	53~117	8.9~10.9
25	51.2~55.6	48~180	10.3~11.6

上記の如く、珪素、アルミニウムで鎮靜せる鋼は、種々なる適性試験の結果總て良好であつた。依つて著者は従來のSt 52及びSt 37に代るべき構造用トーマス鋼St 47として、次の如き規格を提案して居る。

組成:  $C < 0.25\%$ ,  $Si < 0.4\%$ ,  $Mn < 1.0\%$ ,  $P < 0.08\%$ ,  $S < 0.05\%$   
 $P+S < 0.12\%$

機械的性質:  $\sigma_S > 30 kg/mm^2$ ,  $\sigma_B = 48 \sim 58 kg/mm^2$ ,  $\delta(L=5d) > 24\%$   
 DIN 1605に依る曲げ試験角度180°(棒の直径は板厚の2倍なること)。

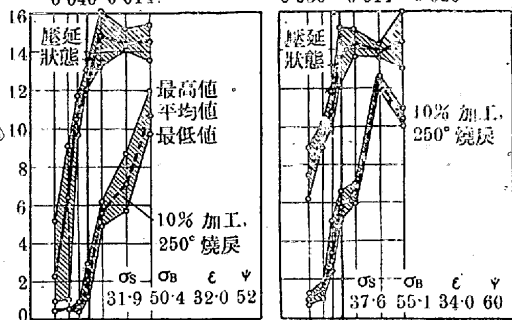
板の厚さは30mmとし、これ以上の場合は更に適性試験をなすこと。熔接を行ふものに就てはV熔接強度48 $kg/mm^2$ 以上なること。(田中)

不鎮靜鋼

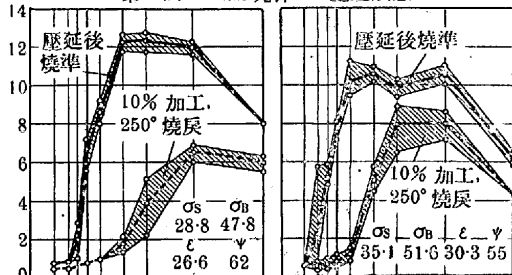
C Si Mn P  
 0.20 痕跡 0.50 0.068  
 S N<sub>2</sub> Al  
 0.040 0.014 %

鎮靜鋼

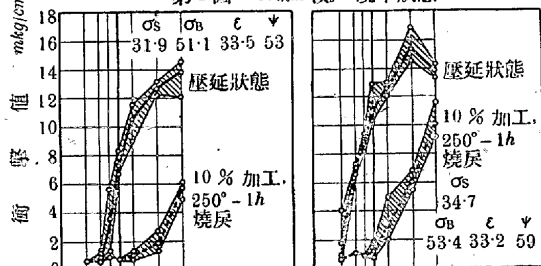
C Si Mn P  
 0.24 0.07 0.60 0.047  
 S N<sub>2</sub> Al  
 0.030 0.014 0.020 %



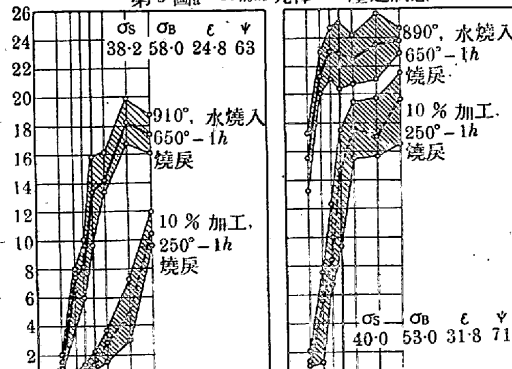
第1圖 15mm丸棒 壓延狀態



第2圖 15mm板 燒鈍狀態



第3圖a 40mm丸棒 壓延狀態



第3圖b 40mm丸棒 調質狀態

第1圖~第3圖 衝擊値-温度の關係曲線

試験温度は各左より右へ-50, -20, ±0, +20, +50, +100, +150(+250°, +400°)Cである。猶試験片はl=5d認められるが、鎮靜鋼は非鎮靜鋼に比し衝撃値高く、特に調質せるものは明瞭である。この圖には、加工率10%のものを250°に1h

易削性不銹鋼 (Watkins, S. P.: Metal Progress, 39 (1941) Apr. 452~458, 500) 炭素鋼に P, S 等を或る程度含有せしめれば易削性を附與し得ることは早くより知られてゐたが、同様に不銹鋼に對しては尙著量の添加を必要とすることが明かとされてゐる。例へば 14% Cr 不銹鋼には 0.30% の S の添加が必要である。現在易削性不銹鋼としては次の 6 種が作られてゐる。

種別	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Se
12% Cr FM	0.10	0.40	0.40	0.020	0.30	12.75	0.25	0.35	—
12% Cr FHC	0.35	0.40	0.40	0.020	0.25	13.00	0.25	—	—
17% Cr FM	0.10	0.40	0.40	0.020	0.30	16.25	0.70	0.35	—
17% Cr FHC	1.00	0.40	0.60	0.020	0.25	17.00	0.25	—	—
18/8 S-FM	0.08	0.40	0.60	0.020	0.30	18.50	8.50	0.35	—
18/8 Se-FM	0.08	0.50	0.60	0.120	0.020	18.50	8.50	—	0.30

この内には S と Mo, P と Se とを併用したのものがある。一般に Mo, S 等は造塊上何等の困難なく、偏析も著しく少い。S, Se 等は非金屬介在物として存在するが、その分布は一様で軟かく、加工すれば何れも加工方向に延伸せられるが、熱処理には安定である。S は CrS·FeS·MnS とし、Se はセレン化物であると思はれる。これ等は硫黄、硫化鐵又はフェロセレンとして添加され、その歩留は S が 80%, Se 45% である。

主なる機械的性質は次表の如くであるが、衝撃値の外は何れも大差がない。但し加工方向に依る性質の差は、非金屬介在物の大なる爲め著しい點は注意を要する。

種別	状態	結局強度	降伏點 (0.2%變形)	保證強度	伸縮 (2in)	絞	アイソット	ブリネル	疲勞限
12% Cr	焼鈍	78,000	52,500	50,000	32.5	67.0	110.0	152	45,500
12% Cr-FM	焼鈍	106,000	86,250	70,000	23.0	63.0	85.0	217	55,250
	調質	75,000	45,500	40,500	30.0	61.5	85.0	152	43,125
17% Cr	調質	105,000	82,500	68,500	20.0	57.0	70.0	217	55,575
	焼鈍	69,250	42,500	37,500	35.0	65.0	25.0	141	37,750
17% Cr-FM	冷間引拔	92,000	75,000	65,000	25.0	60.0	20.0	212	49,000
	焼鈍	68,000	41,000	36,750	34.0	62.0	35.0	149	38,500
18/8	冷間引拔	95,000	75,000	65,500	16.0	60.0	25.0	217	48,000
	焼鈍	85,500	33,500	29,500	60.0	70.0	115.0	156	36,500
18/8 S-FM	冷間引拔	95,750	62,500	39,000	48.0	67.0	110.0	192	43,500
	焼鈍	85,000	32,500	29,000	55.0	60.0	73.0	150	35,000
18/8 Se-FM	冷間引拔	100,750	65,500	40,000	45.0	58.0	70.0	192	48,000
	焼鈍	87,200	34,500	29,000	60.0	65.0	100.0	140	34,500
18/8 Se-FM	冷間引拔	106,250	68,500	42,500	44.0	57.0	90.0	223	51,000
	焼鈍	87,200	34,500	29,000	60.0	65.0	100.0	140	34,500

冷間加工は非金屬介在物の關係上餘り極度に行ふ時は龜裂を生ずる缺點がある。殊に据込は 18/8, 18/8 Se-FM の外は不適當である。加工率も 40% を超へるのは良くない。

熱間加工は抗折力が小であるから更に注意を要する。併し S と Se を添加すれば熱間脆性は減退する。鍛造温度は 2,050~2,200°F 仕上温度は 1,650°F とする。注意すれば通常の不銹鋼同様な成品の製造は容易である。

12% Cr 易削鋼では 0.31% の S は明かに二段變態を阻止するが、Ac には影響を與へない。18/8 鋼は 1,850~2,000°F より水冷すれば、耐蝕性、靱性共に大となる。900~1,650°F に稍長時間加熱すれば、炭化物を析出し、耐酸性が害せられる。

熔接には一般に不適當である。ガス又は電氣熔接には 18/8 鋼を盛金するが宜い。電氣抵抗熔接は可能である。

機械加工には工具刃先の角度に注意を要する。適當な工具材は 18-4-1 高速度鋼である。工具壽命 5h として普通並に易削性不銹鋼の切削速度を示せば次表の如くである。但し切込 0.25in 送り

種別	焼鈍材	冷間引拔材	種別	焼鈍材	冷間引拔材
17% Cr	100	105	18/3	86	90
17% Cr-FM	137	139	18/8 S-FM	98	105
12% Cr	105	114	18/8 Se-FM	80	85
12% Cr-FM	116	123			

0.0075in 工具は高速度鋼で砲塔旋盤に依る成績である。(前田)

鋼及び鑄鐵中の水素 (I 及び II) (Zapffe, C. A. & C. E. Sims: Metals & Alloys. April p. 444 May p. 584, 1941) 鐵鋼中に吸收された H<sub>2</sub> は表面被覆後に放散されて缺陷の原因となることが明かにされた。今 H<sub>2</sub> 吸收及び放散状態の高温度に於ける場合に就き考察して見る。熔解中に吸收される H<sub>2</sub> は屑鐵使用量の増加雨天の際の熔解及び濕潤せる鑄型等に依り著しく増加し従てこの材料を使用した珪瑯引き製品は焼付中に吸收水素を放出して珪瑯を破り泡跡を残すから、珪瑯製品の素材はその製鋼法に依つて大なる影響を受けることが知れる。吸收 H<sub>2</sub> の影響を次の成分の鑄鐵に就き實驗した。即ち C 3.60%, Si 2.35%, Mn 0.70%, P 0.65% を種々 H<sub>2</sub> を吸收する状況の下にて誘導電氣爐にて熔解して、(1) 金型、(2) 生砂型、(3) 珪石煉瓦製鑄型に鑄造した。最初の際は水素氣中で熔解第二回は乾燥せる窒素を通じて水素の殘留せるものを除去した。その結果は水素を除去した試料には珪瑯を焼付けても泡跡は發生しないが、水素氣中で熔解した材料は極めて多數の泡跡を生じた。この實驗に依て従來泡跡は主として一酸化炭素に依ると云はれて居たがそうでなく H<sub>2</sub> に依ることが明かとなつた。尙試料には何れも表面

白銹化した層があつた。在來は表面の白銹部が分解してその結果 C と O<sub>2</sub> とが作用してガスを發生し之が泡跡の原因と考へて居た。

次に矢張誘導電氣爐を用ひ乾燥した日に普通の操業法に依る熔解を行つた。この材料を用ひた結果は泡跡の發生を見るのと見ないのとがある。考へられる原因は使用した銹鐵が錆びて居て熔解爐よりその儘合んで來た H<sub>2</sub> のある上に H<sub>2</sub> を吸收せしめた結果と思はれる。水分は少量と云へども分解して H<sub>2</sub> となる時は莫大となる。従て裝入材料には極力

水分の除去された物を用ひる必要がある譯である。屑鐵はそれ自身濕氣を多く含み且發錆作用で多量の H<sub>2</sub> を含むものであるから屑鐵を多量使用せる製法ではその製品に H<sub>2</sub> を多量に含むのは當然で珪瑯製品となる場合は泡跡 (Blister) を生じる。20% の屑鐵を使用しても泡跡は多く發生する事を認めた。尙 H<sub>2</sub> は熔解中以外でも鑄型等よりも吸收する。その實驗として窒素にて水素を除去した熔湯を生砂型に鑄造し之に珪瑯引きせるに多くの泡跡を發生した。乾燥型に鑄造した材料には泡跡を生じなかつた。即ち鑄型からも H<sub>2</sub> を多く吸收する事が明かである。この外に加熱爐中のガスより H<sub>2</sub> を吸收することは一般に考へられて居るよりも著しいものである。爐内ガスが酸化性であると濕氣の存在する心配があり還元性の場合には H<sub>2</sub> を含む場合の多いことが考へられる。尙煉瓦等の中に配合せられてある粘土分は水分を含み中々除去し難いものでこれが焼付作業中に鐵と作用して H<sub>2</sub> を發生し鐵中に吸收せられることもある。これは原因不明の泡跡と見られ易いものである。以上 H<sub>2</sub> 吸收の場合を述べたが H<sub>2</sub> を高温で放出することに就て考へて見る。H<sub>2</sub> が鐵鋼



中に存在する状態は次の四通りと考へられる。即ち(1)固溶体内部に(2)空洞又は不連続部に分子として含むもの(3)分子状  $H_2$  又は水素化合物となつて介在物となつて鋼中に存在するもの(4)化学的に不純物に含まれるもの等である。鋼を酸洗すれば多量の水素を吸収する。 $H_2$  は固溶体内に原子状として存在するが滑面等では分子状として存在すると考へられるがこれを適當に焼鈍する時は  $H_2$  を放出せしめることが出来る。従て酸洗して  $H_2$  を吸収せしめた場合表面に珪朧を焼付ける時は  $H_2$  を放出して泡跡の原因となる。今回の研究では酸洗に依る  $H_2$  は充分に除去されず焼付は作業中に漸次放散して缺陷の原因となることを知つた。長時間放置するか又は低温焼鈍すれば  $H_2$  は除去されるものと従來考へられて居たがこれには考慮の餘地がある。即ち空洞部に分子状として存在する水素の除去に就ては次の實驗を行つた。板の上部に3箇所穴を明け次いで之に栓をして酸洗すると穴には水素が存在するやうになる。この板を加熱すれば鐵格子中に存在する  $H_2$  は放出出来るもその一部は穴に析出して存在することは明かである。珪朧を焼付するとこの種の包藏された水素は再熔解して素地を害するに至ることが認められた。次に介在物中に存在する水素を考へて見る。介在物とか結晶粒間とかは分子状  $H_2$  を含む空洞の作用をしたり介在物と作用して發生機  $H$  が水素化合物を作つたりするものと考へられる。但常温では考へられない事であるが高温では起ることは事實である。前述の如く板を3個の穴を明けその一つには酸化鐵の粉末、次の穴には黒鉛を詰め最後の穴は何も詰めず何れも栓をする。この板を酸洗せずして普通の珪朧焼付の操作をすると空虚な穴の部は完全に焼付き  $H_2$  の痕跡をも認めなかつたがその側面にはこの穴より擴散して逃出した  $H_2$  の爲めに少數の泡跡を示した黒鉛を詰めた中心の穴は可成りよく焼付いたがこれは少し泡跡が發生した。併し  $C$  が水素の擴散を幾分妨ぐけれど泡跡の原因ではないことを示して居る。即ち炭化水素は焼付温度である  $870^\circ\text{C}$  では完全に分解することを示す。酸化鐵粉末を詰めた穴は明かに泡跡を多く發生したが側面への擴散は最少であつた。即ち加熱中に  $H_2$  が酸化鐵と作用して  $H_2O$  を生じそれが鐵壁と作用して分解し  $H_2$  を生ずると云ふ作用は分子状  $H_2$  の分解又はスケールの生成よりも遅い爲めに  $H_2$  の再溶解作用が防がれたものと思はれる。この種の第三穴の泡跡は素材を低温で加熱するか、又は珪朧を水素を通し易い材質のものに選べば防ぐことが出来る。 $C$  と  $H_2$  との關係を考へるに溶解  $H_2$  に最も影響を與へるのは  $C$  である。Boylis に従へば  $H_2$  は鐵中の  $C$  を  $Fe_3C$  の形として安定化すると云ふが本研究では  $H_2$  を含む鐵は含まない鑄鐵に比してチルの深さは極めて深いことを認めた。鑄鐵中の酸素の壓力が低ければ  $H_2$  の吸収は容易である。Schwartz は白點の現出した鋼中の  $H_2$  量より白點中の  $H_2$  量が多いことを認めた。鑄鋼中の炭素が増加するに従ひ鑄鋼品中に殘留する  $H_2$  の量も増加して来る。1 atm の水素氣中で 0.6%  $C$  の鑄鋼を熔解すれば熔解點に於ける純鐵の吸収する  $H_2$  量と同じ量の  $H_2$  を含ませることが出来た。低炭素鋼では冷却中に大部分の  $H_2$  を放出する。本研究に依て珪朧焼付中の沸騰作用は  $C$  と酸素との作用の結果でなくて  $Fe_3C$  又は  $C$  に結ばれたる  $H_2$  の作用であることを明かにした。高炭素材は低炭素材に比して  $H_2$  の擴散が甚だしく不良であつたことを知つた。即ち炭素鋼を滲炭して 0.03 in の深さまでした。次にこの面を研磨器で一部分滲炭層を削り去りこれを酸洗して  $H_2$  を飽和させて珪朧引きすると滲炭層面、即ち高炭素面は極めて泡跡多く研磨した低炭面は良好であつた。泡跡の發生する時は小さい火花を出したがこれは多分

$CH_4$ ,  $CO$  又は  $H_2$  の燃焼に依るものと考へられる。尙その他の實驗に依てもこの事實が確められた。次に板の壓延方向に依る  $H_2$  の擴散作用を考へると壓延材は不純物と比較的純なる鐵とが交互に重なつて延ばされて居るから不純物の多い部分には  $H_2$  の擴散は不良で純な部分は良好である爲めに壓延方向とこれに直角な方向とで  $H_2$  の擴散は當然異なるものと考へられる。珪朧引きを行つて見ると側面には泡跡は出來易いことを認める。1.5 in  $\times$  5 in の板を  $870^\circ\text{C}$  で珪朧を焼付けると側面即ち壓延方向の面には極めて著しき泡跡を發生したが平面部は僅かであつた。この實驗は實際の場合の例と極めて良く一致する。硝子質珪朧引き作業中に“再沸騰”を見ることがあるが水素が空洞に存在すること、關聯して注意を引くものである。一般に何回にも珪朧を焼付けるが最初の焼付の時は沸騰は生ずることも生ぜぬこともあるが回を重ねるに従て沸騰して來るやうになる。本研究の結果ではこれは水素に起因するものであることを明かにした。即ち最初より  $H_2$  が存在すれば最初の沸騰を甚しくさせる。焼付中に滑面に水分が含有されて居たり又は爐内ガスに水分があれば鐵と作用してこれが分解し  $H_2$ ,  $FeO$ ,  $CO$  等を生ずる。この分解した  $H_2$  は大部分鐵中に溶解するので又沸騰することとなる。再沸騰現象は次のやうに説明する。鋼が加熱されると  $H_2$  の擴散率は増加するので  $H_2$  は表面に直ちに出る。これが分子状となり放散されると泡跡となるが、この時温度は鐵の  $H_2$  の溶解量の多い値にまでなつて居るので再び  $H_2$  を吸収する。従て發泡は減じ沸騰は鎮靜して來る。この状態になると外氣と平衡を保つ程度に  $H_2$  が平均に飽和される。これを冷却すると  $H_2$  を過飽和の状態に置くこととなり次の焼付作業で再び沸騰するに至る。然し漸次  $H_2$  は失はれて行くので回を重ねるに従て鎮靜して來るわけで 20 回位で再沸騰は起らなくなる。(續く) (中村)

鑄鐵及び鐵鋼中の不純物の組織學 (Morrough, H: Foundry Trade J. 1941, No. 1274, 37~39, No. 1275, 55~58) 不純物に関する研究は非常に多い。文献及び顯微鏡寫眞の結果から鑄鐵及び鐵鋼中の不純物の組織に關し總括的な報告をなす。

鐵鋼及び鐵鋼中の不純物をその色、成分、形狀を考慮して次の如くに分類する。

第 I 群  $MnS$ ,  $FeS$  及び兩者の混合せるもの

第 II 群 石竹色介在物

(a) 赤一石竹色及び自形晶 (b) 青一石竹色及び非自形晶

(c) 青一石竹色及び自形晶

第 III 群 白色又は淡灰色介在物

(a) 自形晶 (b) 非自形晶

第 IV 群 ジルコニウムと合金して生じた介在物

第 V 群 アルミニウムと合金して生じた介在物

第 I 群のものに關して、文献からその介在過程及び各部分系即ち  $FeS$ - $MnS$  系,  $Fe$ - $FeS$ - $MnS$ - $Mn$  系,  $Fe$ - $S$ - $C$  系,  $Fe$ - $S$ - $P$  系等を検討し  $Mn$  に依る脱硫に關する既知の事項を共に考慮してこれ等の不純物の組織に就て述べる。

$MnS$  は立方體でこれは直交ニルを通して見た時には載物臺を如何なる位置に於ても暗黒である。而してこの際綠色の液狀線及び點が存在するが、これは  $MnS$  の透過性に依り表面とその底面からの反射の干涉に依るものである。尙鑄鐵中の  $MnS$  の形態は脱硫作用の諸事實と良く一致するものである。

$MnS$  に対する鑄込温度の影響は温度が低いと自形晶になり、 $1400^\circ\text{C}$  以上では  $S$  の多い時樹枝状で、 $S$  の少ない時には錠形とな



る。尚鑄鐵の一次品の析出に關すると同様な影響があるが異なる點は  $MnS$  が浮上する事である。 $MnS$  中に介在するものとして金屬の巻込まれたものは  $MnS$  の成長に依るものである。又極めて小なる黒點は偏光々線に依る觀察から  $Mn$  oxide と考へられる。

可鍛鑄鐵中白鐵の場合  $Mn/S$  の割合が低い時には  $FeS$  は獨立して或は  $MnS$  と共存する。 $FeS$  は  $MnS$  中にウイドマンステッテンの形で介在してゐる。白鐵可鍛鑄鐵用の白鐵を  $950\sim 1,000^\circ C$  から焼入したものには  $FeS$  は無くなり  $900^\circ C$  以下では  $FeS$  は痕跡である。 $750^\circ C$  のものは鑄造時の場合と同じ組織である。この事は可鍛性に關し重要な事柄である。

$FeS$  は六方晶系で從て直交=コルでは載物臺を回轉すると4回明るくなるから  $MnS$  と  $FeS$  の區別は簡單である。焼鈍の影響は不純物を球狀にする。兩者を含有する場合には特に著しい。

一般に軟化炭素粒には二種の形がある。即ち白鐵可鍛鑄鐵では spherulitic であり黒鐵可鍛鑄鐵では小黑鉛片の集合したものである。 $FeS$  を介在する可鍛鑄鐵の顯微鏡組織に於て軟化炭素中  $FeS$  を核としてゐるものがある。この事柄から連続した軟化炭素の帯を説明する事が出来る。然しながら  $FeS$  焼鈍温度に於ける固溶限度等を考へると、この機構は非常に複雑なものである。 $MnS$  の周囲の黒鉛の集合状態は  $FeS$  の場合に似てゐるが、spherulitic ではない。直交=コルで見ると各結晶粒間の境界が明瞭である。又焼鈍した場合の組織及び  $MnS$  が無くともセメントイトが黒鉛化してゐる事を考へると  $MnS$  の場合は  $FeS$  の場合より一層複雑である。黒鉛化が不純物のみに依るものではないが可成りの程度まで影響するものとすれば、上記の事から考へて  $FeS$  を含む白鐵又は  $FeS$ ,  $MnS$  の混合したものをもつ可鍛鑄鐵は  $MnS$  のみを持つてゐるものと軟化炭素の形が異なるものと考へて差支へない。

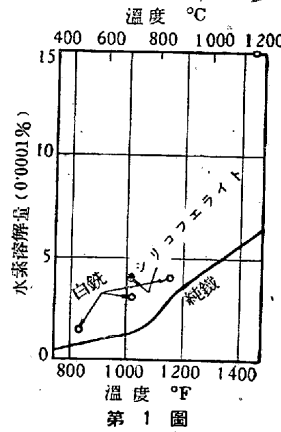
鉄鐵中に  $FeS$  が介在するとパーライトに特有な組織を生ずる。細いパーライト共に荒い層狀パーライトが生じしばしば網目狀をなしてゐる。これは  $FeS$  の直接の作用か又は過共析セメントイトの  $FeS$  の安定作用に依るものかは明白でない。然しこの組織から  $FeS$  の介在或は sulphur chill を豫知する事が出来る。(續)(田邊)

**可鍛鑄鐵に關する冶金學上の水素の意義** (Schwartz, H. A., G. M. Guiler and M. K. Barnett: Foundry Trade J, Feb. 27, and Mar. 6, 1941). 本論文の目的は白鐵の黒鉛化率、可鍛鑄鐵の機械的性質等に關する水素の影響に就て述べんとしたもので、これに伴ひ各種の状態に於ける白鐵の水素含有量に就て論じてある。本文は最初に純鐵に對する水素溶解度及び鐵中に溶解せる水素の蒸氣壓に關する既知の資料を擧げ、次いで著者等の實驗に就て多數の數表及び圖表を掲げて述べられて居る。

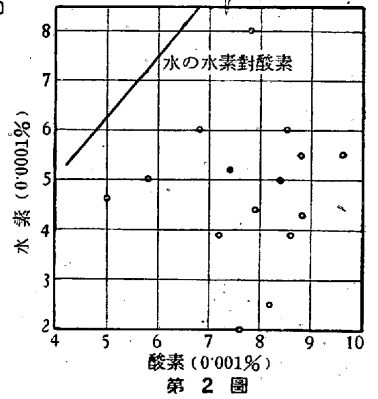
**白鐵に對する水素の溶解度** 2.5% C, 1.0% Si の白鐵を水素氣流中に熱し各温度に於て平衡に達した後測定した水素溶解量は第1圖の如く、Sivert 氏の研究による純鐵の水素溶解量の約2倍になる。又珪素は水素溶解量を増し、マンガンはこれを減少する模様である。

**白鐵の普通水素含有量** 普通に製造される白鐵は 0.0002~0.0010% (重量) 或はそれ以上の水素を含有する。この水素は爐裝入物の銹、大氣中の水分及び燃料等の原因に由來する。從て湿度の高い日に製造された白鐵、或は銹の多い屑鐵から製造された白鐵は水素含有量が多い。又熔融せる白鐵に合金用の金屬片例へば Mo, V, Mn, Ni, Cu 等を添加する場合は水素含有量を甚だ減少せしめる。

**白鐵の酸素含有量と水素含有量の關係** 熔解時の酸化作用は水素含有量を減少する。又鉄鐵中の酸素は常に水素の8倍以上存在し、



第1圖



第2圖

兩者の間に確かな關係こそ無いが、酸素含有量の多い程水素含有量も多くなる。(第2圖参照)

**焼鈍せる白鐵の水素含有量** 7日間の連続實驗の結果、焼鈍前後の白鐵の平均

水素含有量は次の如くなつた。即ち焼鈍前の白鐵は 0.00059%, 焼鈍後即ち可鍛鑄鐵は 0.00013%。此際最初の水素含有量に關係なく水素含有量が甚だ減少するのは注目すべきである。

**黒鉛化率に對する水素の影響** 水素含有量のみ異り、炭素、珪素等の成分は殆ど同様の試験片 15本を、正確に同じ條件の下に  $900^\circ C$  で4h加熱して生成した黒鉛を測定した。その結果、水素 0.00020~0.00046% では黒鉛生成量平均 0.49%, 水素 0.00050~0.00060% の時は平均 0.21%, 水素 0.00064~0.00110% の時は平均 0.12% 弱であつた。即ち明かに水素含有量が増すと黒鉛化率は減少する。次に周囲のガス體の黒鉛化率に對する影響に就ても二三の實驗が行はれたが、其結果水素に富むガス中に於ける場合は常に黒鉛化率が減少した。

**黒鉛粒數に對する水素の影響** 水素含有量及び黒鉛化率既知の材料につき黒鉛粒の數を測定した。その結果、黒鉛粒の數は水素含有量と密接な關係はないが、併し黒鉛粒1個當りの黒鉛生成量は水素の増加に從つて急激に減少する。(第3圖)

**可鍛鑄鐵の機械的性質に對する水素の影響** 白鐵の水素含有量はそれから製造された可鍛鑄鐵の性質に對し相當密接な關係を有するやうである。反射爐による可鍛鑄鐵に於ける實驗によると水素は明かに可鍛鑄鐵の性質を悪くする。併しこの影響については尙今後の研究を必要とする。(K. T.)

## 8) 非鐵金屬及び合金

**永久鑄型と其の非鐵合金に對する應用** (Hudson, F.: Foundry Trade J., March 6, 1941) 非鐵合金鑄物に於ける永久鑄型使用の代表的な例は合金塊製造の際の鑄型及びダイキャストの場合である。前者は比較的大型であるが簡單な形であり、後者は比較的小型であるが複雑である。兩者共通常大量生産に用ひられる。普通一般の鑄物はこの中間を行くもので從來永久鑄型は比較的利用されなかつた。併しこの方面に於ける永久鑄型利用の餘地は充分にある。本論文はこの問題に關して述べられて居る。

永久鑄型に依る合金鑄物の製造に就て第一に考慮せねばならぬの

第 1 表

	金型鑄物		砂型鑄物		
	最大強度 t/in <sup>2</sup>	伸 %	最大強度 t/in <sup>2</sup>	伸 %	
磷青銅 (10.5% Sn, 1.0% P)	20.7	1.5	15.0	4.5	急冷が良, 徐冷は不可
齒車用青銅 (11.5 Sn, 1.5 Ni, 0.05 P)	14.0	1.5	24.6	19.8	
砲 金 (88 : 10 : 2)	15.0	6.5	19.0	25.0	急冷は不可
ニッケル青銅 (5 Ni, 5 Sn, 2 Zn) 熱處理	23.4	5.0	34.2	18.0	
同上熱處理後 (遠心鑄造)	31.6	17.0	—	—	砂型にて徐冷が良し.
黄 銅 (44 Zn, 1 Sn)	21.0	25.0	16.0	25.0	
アルミニウム青銅……………8 Al	26.2	48.0	24.9	48.5	冷却速度の影響少し.
9.3 Al	27.8	21.0	30.2	31.0	
マンガング銅……………普通	30.0	28.0	28.0	25.0	
強力	44.0	25.0	42.8	23.5	

は合金に対する鑄型の影響である。第1表は各種の合金鑄物に於て鑄型の機械的性質に対する影響を示したものである。鑄鐵製の鑄型を用ひて棒狀の鑄物を作る場合、流動性の少い合金は鑄型の冷却効果の爲棒の中心に多孔質の部分が出る。これに反し適當な流動性を有し凝固範圍の廣い或は液體收縮の少い合金では、冷却の速い鑄型程質の緻密な機械的性質の良い鑄物が出る。例へば 10% Sn, 0.5~1.0% P の磷青銅は廣い凝固範圍を有し多孔質部の全く無い棒鑄物が出来て急速に冷却する時は最良の機械的が得られる。又アルミニウム合金及びマンガング銅は液體收縮が少いので冷却速度の大小に餘り影響されない。(原文には各合金の液體及び固體收縮の比較表あり。)又鑄型の設計に依り即ち鑄型の厚さを加減し或は耐火物を使用したりして冷却効果を調節する事も出来る。

を示し、A は普通に用ひられるもの、B は大型鑄物に用ひられるもの、C は特殊鑄物即ち遠心鑄造機の鑄型である。又 Ni-Resist の如き耐熱耐蝕鑄鐵も鑄型に適してゐる。次に鑄型の表面に適當な塗料を塗る事は表面保護の一助となる。塗料には菜種油或はラード油から作られた練物、黒鉛の磨粉等が用ひられる。非鐵合金鑄物に対する鑄鐵製鑄型の壽命は、大きさ、設計、製品の種類等に依り可成り異なるが大體1萬回迄である。

耐火材料で永久鑄型を作る事も以前から試みられて居る。この際鑄型に用ひられる材料は、耐火粘土3、陶土2、コークス1、珪砂3、高級鑄物砂4、粘土水3の如き割合のものである。總て珪土を基とする永久鑄型用の材料は熱傳導率が小さく冷却効果が少い。併しこれは炭化珪素を混ぜる事に依り補ふ事が出来る。

第 2 表

成分%	T.C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
A	3.0~3.3	1.2~1.6*	0.8~1.2	0.30 max.	0.12 max.	—	—	—
B	3.5~3.7	1.2~1.6*	0.8~1.2	0.30 max.	0.12 max.	1.5~1.7	0.4~0.6	—
C	2.8~3.0	1.6~2.0*	0.8~1.2	0.20 max.	0.12 max.	2.5~3.0	0.5~0.7	0.6~0.8

\* 斷面の厚さに應じて増減す。

次に鑄型に対する合金の影響であるが、銅系統の合金は鑄鐵製鑄型の表面に皸割れを起し壽命に制限を興へる。又壽命は鑄型に用ひる鑄鐵の成分により大いに影響される。第2表は鑄鐵製鑄型の組成

最後に或鑄物が永久鑄型に適するか否かはその設計及び使用される合金の性質により決定される。設計に關しては簡単な對稱形の物が適して居る。事實左様な鑄物は甚だ多いが従來は幾らも永久鑄型を使用して居なかつた。只此處で最も面倒なのは收縮の問題で特に青銅及び砲金

の場合に於て是が甚だしい。之に對しては種々の對策が講ぜられて居る。

(K. T.)

### クロム・モリブデン・アルミニウム鋼の精鍊

(Iron Age, May 15, 1941-45) 自工場産屑鋼 (0.35~0.42 C, 1.4 Cr, 0.3~0.5 Mo, 1.0 Al) を用ひ鹽基性電氣爐による Cr, Mo, Al 鋼の精鍊方法を V. Goldman が Stal 誌 1940 No. 1 上に發表を原文とする。

先づ屑鐵を酸性電氣爐で熔かし之を鹽基性電氣爐中の装入物に混ずる方法は不成功に終つた。改善した方法では屑鐵を 30% の低炭素鋼即ち軟鋼と混じ、石灰を添加しないで鹽基性電氣爐で熔かした。装入物の成分の酸化と耐火性裏付けの侵蝕の爲に熔浴の 1.5~2.0% の熔滓が出来た。この熔滓は 10~35 CaO, 15~39 SiO<sub>2</sub>, 9~29 MgO, 25~42 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 1.5~7 FeO, 3~12 MnO, 2~7 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含む。熔融後の鋼の成分は 0.30~0.40 C, 0.20~0.35 Mn, 0.8~1.1 Cr, 0.25~0.40 Mo, 0.15~0.30 Al, 0.05~0.25 Si であつた。熔滓は覆となる一少部分を除いて之を除去した。脱酸にはコークスか更に良いのは木炭及び石炭に少量のフェロシリコンを混じたものを用ひる。仕上滓は 48~65 CaO, 12~26 SiO<sub>2</sub>, 10~30 MgO, 3~15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0.3~1.2 FeO, 0.12~0.42 MnO, 0~0.8 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含む。この Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を含むことが仕上滓の急速脱酸に効果がある。仕上期の始めに必要な量のフェロクロム及びフェロモリブデンを添加した。熔鋼は取鋼に取る際必要量のアルミニウムを加へた。製造した鋼材の顯微鏡組織及び機械的性質試験の結果は甚だよく一致して、多くの場合自工場鋼屑を使用した装入の場合がこれを使用しない場合よりも優秀で工業的規格を満足した。爾後の實驗に依つて自然産の熔滓(造滓剤を用ひることなくして生じた鋼滓)が精鍊及び脱酸の目的に用ひられ得ることを示した。二次の精鍊滓の形成の必要を除くことに依つて再溶解の時間が 1h 即ち 16% の短縮を來した。鑄造材及び壓延材の顯微鏡試験結果は第二鋼滓の下で精鍊した鋼の非金屬介在物の数は自産の鋼滓で精鍊した鋼のものと同等しいが、硫化物介在物は後者の方では主體をなしてゐる。壓延材に於て非金屬介在物の分布並に形狀がフェライトの網を作る作用は自産屑鐵を用ひた方の鋼に少い。