

抄 録

1) 製 鐵 原 料

$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ の加熱試験 (R. D. Williams & J. Thewlis: Trans. Faraday Soc., Dec. 1931, 767-71) 近年の多くの研究者は Fe_2O_3 に強磁性體のものがあるを肯定してゐる。このものは最初 Robbins (Chem. News, 1) に依つて暗示され、Malaguti, Liversidge, Welo, Posnjak 其の他多數の人が存在を認めて居る。強磁性 Fe_2O_3 を得る方法は (1) Fe_3O_4 を酸化する方法と (2) γ -含水物を脱水する 2 方法がある。著者は (2) の方法に依つた。通常の Fe_2O_3 はその結晶構造が Rhombohedral であるが、強磁性 Fe_2O_3 は Cubic である。即ち稀鹽化第一鐵溶液に $\text{C}_6(\text{OH})_2$ を加へて水酸化鐵を沈澱し、數回傾瀉洗滌し、濾別した後 30°C にて 40 時間空氣中で酸化せしめた。このものは遊離水分 2.06% を含む $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ である。これを 200°C で 2 時間乾燥して標準試料とした。加熱試験は $200 \sim 1,000^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$, 化學分析及び粉末法 X 線分析で組成を明らかとし、Moll 式自記ホトメーターで粒子を測定した。即ち上記方法で製造し、空氣中で酸化せしめた含水酸化鐵は、構造上 Lepidocrocite ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) と全く同じである。これを加熱すれば先づ Cubic の Fe_2O_3 となり、次に Rhombohedral の通常の Fe_2O_3 となる。是等の轉移點は明瞭でない。併し大體に於て $\text{L} \rightarrow \text{C}$ $250 \sim 300^\circ\text{C}$, $\text{C} \rightarrow \text{R}$ $500 \sim 600^\circ\text{C}$ である。但し $\text{L} = \text{Lepidocrocite}$, $\text{C} = \text{Cubic } \text{Fe}_2\text{O}_3$, $\text{R} = \text{Rhombohedral } \text{Fe}_2\text{O}_3$ (前 田)

3) 銑鐵及鐵合金の製造

Cr_2O_3 の還元並に C を含有せざる Cr-Fe 合金の製造 (H. H. Meyer, Mitteil. K. W. I. Eisenforschung, Bd. XIII, L. 17, 1931) 是は Fe の存在中に於る Cr_2O_3 の還元、 Fe-Cr 合金の製造、耐蝕性、硬度等に關する實驗結果を報告せるものである。 Cr_2O_3 單獨にては $1,600^\circ\text{C}$ 以下に於て H で還元することは不可能であるが、 Fe 存在の下ではもつと低温度で還元することが出来る。電解鐵粉と Cr_2O_3 を混合して H により還元を行つた結果 $1,150^\circ\text{C}$ に於て既に金屬状態に還元せられて Cr が鐵中に滲入した。混合試料中の Cr_2O_3 量、還元温度、時間等を變へて實驗した結果は第 1 表の如く、還元

温度の上昇、還元時間の長くなるに従つて Cr の還元せられて Fe 中に入る量は増加した。原試料中の Fe と Cr_2O_3 の割合が還元どんな影響を及ぼすかは此の實驗では確かに分らない。No. 7, 8 の比較により明らかなる如く純度高き H 瓦斯を用ふると還元率は良好となり、又 No. 11, 12 の比較により混合試料を壓縮せしものは然らざるものより還元率の悪いことも確かである。 Cr_2O_3 20%、 $1,350^\circ\text{C}$ 11 時間還元のものでは 95.2% の還元率に達し Fe-Cr 合金中の Cr は 13% となつた。又 Cr_2O_3 35% のものでは Fe-Cr 合金中の Cr は 19.1% を示した。

第 1 表

試料 番號	還元 温度 ($^\circ\text{C}$)	還元 時間 (時)	試料中の Cr_2O_3 (%)	Fe 中に入 つた Cr (%)	還元率 (%)	備 考
1	1,150	2	10	1.92	28.1	
2	1,200~1,250	1	30	1.7	8.0	
3	1,250	4	"	6.9	33.7	
4	"	"	50	5.9	17.2	
5	1,300	5	"	4.0	11.7	黒色の酸化クロ ームを作る。
6	"	12	25	7.82	45.7	
7	"	15	"	8.82	51.5	
8	1,300~1,350	6	"	4.8	28.1	ボンベ中の H を 洗滌して使用。 同上洗滌せざる H を使用。
9	"	6	"	2.0	11.7	
10	1,350	1	30	5.3	25.8	
11	"	2	20	5.47	40.0	壓縮せるもの。 壓縮しないもの
12	"	"	"	7.93	58.2	
13	"	2.5	30	6.9	33.7	
14	"	4	35	13.5	56.4	
15	"	11	20	13.03	95.2	
16	"	11.5	35	19.1	79.8	
17	"	13	25	14.8	86.5	
18	"	13	30	7.9	38.5	
19	1,400	0.5	20	2.54	18.5	
20	"	1.5	30	7.5	36.7	
21	"	2	50	9.8	28.6	黒色の酸化クロ ームを作る。

次に $4 \times 4 \times 20 \text{mm}$ の電解鐵片を Cr_2O_3 で包みて H による還元を行つた。その時 Cr が鐵片に滲入した厚さは、 $1,300^\circ\text{C}$ で 8 時間處理せるものは 0.4mm で Cr の滲入部と Fe 部との境は明確である。 $1,400^\circ\text{C}$ で 3 時間處理せるものは Cr が 0.7mm まで滲入した。

腐蝕、硬度に關する實驗を行つた結果は次の如し。

電解鐵に上記の方法で Cr を滲入せしめたものは 1% HCl に對して耐蝕性は一般に略 25% を増加した。次に C を含有する Fe について Cr_2O_3 25% を混合、同様の實驗を行つた所 Fe 中の C は H の爲めに除去せられ結局 0.04~0.05% のものとなつた。又クルップ製軟鋼 $\text{C} =$

0.06% を 1,350°C で 12 時間同方法で Cr 添加を行へるものでは Cr の滲入層薄く 1% HCl で、粒子界面に沿ひて腐蝕せられ、0.77% 鋼を 1,250°C で 3 時間 Cr 添加を行へるものも略同様の結果を示した。然るに 1,350°C で 12 時間同様の処理を施せるものは Cr の滲入 1mm に達し 1% HCl では僅かに腐蝕せらるゝに過ぎなかつた。Cr の添加を 3~4 時間づゝ 1,350°C で 4 回繰返し行つて得たものは腐蝕に對して更に良好なる成績を示した。しかし徐冷せるものは全部 1% HCl により粒子界面に沿つて少し腐蝕せられたが 1,300°C で 4 時間づゝ 5 回 Cr 滲透を行ひ次に 1,100~1,150°C で半時間保持し水中焼入せるものは 1% HCl には殆んど腐蝕を受けなかつた。焼入を施せるものは C の有無に關係なく耐蝕性を増加すると共に硬度も高くなつた。硬度について云へばヘルバートの振子式硬度は電解鐵は 20 ± 1 であつたが Cr 滲透を行つたものは 30.6 ± 1.5 を示し、C 0.06% 軟鋼の如きは Cr の滲透により同硬度 60 を示すものもあつた。0.77% C 鋼の Cr 滲透せるものは 29.5~72.4 の硬度を示した。(垣内)

5) 鑄造作業

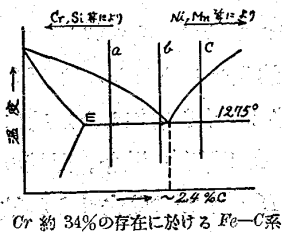
耐蝕耐熱のクロム鑄鐵 (E. Houdremont u. R. Wasmuht, Kruppsche Monatshefte, Dec. 1931) 第 1 表に示す成分の Cr 鑄鐵につき其の組織、腐蝕、溫度と物理的性質の關係を實驗研究した。

第 1 表

試料	C %	Si %	Mn %	Cr %
a	1.1	1.3	0.42	33.6
b	2.3	1.4	0.40	34.2
c	3.1	1.2	0.38	34.9

組織は a 試料は固溶體 (E) と少量の共晶より、b 試料は少量の固溶體 (E) と多量の共晶より、c 試料は複炭化物 (Cr-Fe)₇C₃ の初晶と共晶より成る。此の組織より察すれば、第 1 圖に示す如き状態圖が考へられる。b 試料は共晶成分に近きものである。即ち若し Fe-C 系ならば共晶點は C=4.2% の點なるも Cr 約 34% を添加せられたため C 約 2.5% の點が共晶點となつたのである。

第 1 圖



第 1 圖は Fe-Cr-C 系に於て Cr=34% の線で切断せる面を示したもので、圖中の各線は Cr, Si 等の添加によつて左方に、又 Ni, Mn 等の添加によつて右方に移行する。

次に a, b 2 種の試片に

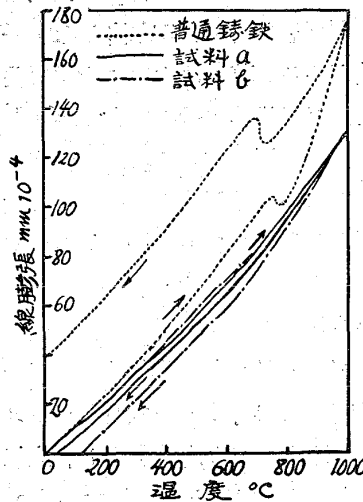
就て腐蝕試験を行つて見たが耐蝕性の一般に良好なるを認むることが出來た。此の場合使用せる腐蝕劑は HNO₃, H₂SO₄+HNO₃, SO₂, H₃PO₄, C₂H₂O₂, C₆H₆O₃, NaOH, NH₄NO₃, (NH₄)₂SO₄, Ca(HSO₃)₂, Ca(OCl)₂, FeCl₃, KNO₃, Na₂S, ZnCl₂ の諸種%の水溶液である。

a, b, c 3 試料の機械的性質は第 2 表の如く可成良好なる成績を擧げてゐる。b 試料につき 1,000°C まで各種の

第 2 表

試料	抗折力 kg/mm ²	撓量 mm	破壊抗力 kg/mm ²	硬度 Br. E	比重
a	51.3	5.1	39.2	250	7.42
b	54.4	5.9	43.3	300	7.34
c	52.6	5.8	45.5	350	—

第 2 圖



溫度で破壊抗力を測定した結果 500°C に於ては 20°C に於けるよりも稍良い成績を示し、それより溫度の上昇と共に抗力を減少した。又 a, b 2 試料につき熱膨脹係數を測定した結果第 2 圖に示す如く普通鑄鐵に比し著しく膨脹率は小さい。上記の Cr 鑄鐵は "Nirostaguss" (垣内)

と稱せられて居る。

耐熱鑄鐵 (Foundry Trade Journal, Dec. 24, 1931)

鑄鐵は比較的熔融點高き(約 1,150°C) 地金でありそして赤熱狀態に於て相當に強度を有す。赤熱強度は硅素含有量を増加すれば共に向上す。併し鑄鐵は高溫度で用ふると所謂成長の現象を呈す。そして成長の現象は硅素と共に激しくなる。成長の現象は黒鉛に沿ふて酸化作用が内部に浸潤し即ち内部酸化に起因す。硅素が成長を助成する原因は簡單ではないが硅素は材質を脆くするから黒鉛に沿ふて出來たる酸化物が冷却時に收縮に抗して及す楔打作用に耐えかねて容易にひび割れを生ず。このひび割れは次の加熱の際に新しき間隙として酸化の進行を助長しかくの如く繰返し進行す。成長現象の起因する所黒鉛に在るを以て黒鉛が細い事及び少い事は成長酸化をなくする事に有效なり。上述硅素は成長に對して有害なる作用を來せ共他面又之と正反對の効果を有す。即ち硅素量を増す時はシリコフェライト夫自身の酸化抵抗を非常に増大す。

硅素量大にして黒鉛量少く且く微細なる鑄鐵は地質が

酸化しない事と成長の進行の道程たる黒鉛がなき事と兩々相俟つて酸化しない、成長しない鑄鐵を得らる。珪素4~10%、黒鉛細少なる鑄鐵をシラルと命名し特許鑄鐵なり。多量の鋼屑を熔銑爐で熔解し珪素5~6%を含有せしめそして鋼屑が黒鉛成生核を有せざるを利用して過冷却黒鉛を結晶せしめ即ち極めて微細なる黒鉛を有する鑄鐵とす。

シラルは酸化せず900°C位の温度で殆ど成長現象を起さない。加熱状態が激しくて熔融するが如きでない火床又は篩炭機金物等に用ひて有效なり。このものゝ缺點は珪素高き爲め脆き事で依つて急熱急冷する部分用には不適當なり。併し赤熱温度に至ればこのものは柔軟性を招來しひび割れを生ずる事なし。赤熱温度以下で脆いため造塊金型には用ひられない。同様にして重油燭等で急熱するアルミニウム又は亜鉛溶解鍋にも不適當なり。但し電熱緩加熱鍋ならばよろし。又軟化函にも用ひて好結果なり。

シラルの脆性を除去するために之に適量のニッケル及びクロムを加へてオーステナイト鑄鐵として靱性を來したり。このものはニクロシラルと稱し珪素7%にして靱性に富みシラル同様耐熱性なり。

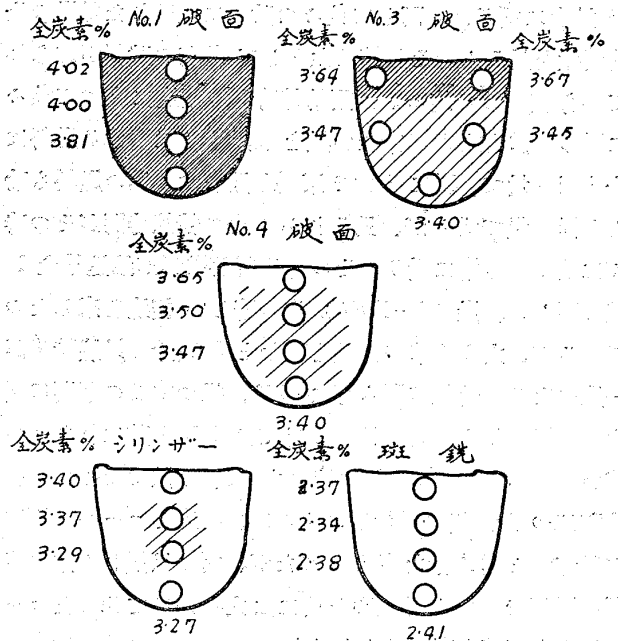
ニクロシラルは造塊金型、熔融鍋及び軟化函に用ひて非常に好成績なり。このものは切削、鑄造共容易なり。ただこのものはニッケルを18%も含むから高價なる缺點を有す。高價なれ共ある目的には經濟的に用ひらる。例へば完全無疵なる表皮を要求する造塊金型の如き然りとす。又このものゝ長壽はやがて安値に値ひす。

このものを安價にするためにオーステナイト組織を得るに必要な最小限度のニッケル量の決定と、ニッケルの一部分を滿俺を以て置換する研究が進められておる。やがて安價なニクロシラルが出現するであらう。(S. K.)

鑄鐵中に於ける黒鉛の浮遊 (Foundry Trade Journal Sep. 24, 1931. p. 198. by A. L. Norbury, D. Sc. and C. Rowley.) 鑄鐵中の全炭素量の相違:一銑鐵でも高炭素で共晶成分以上のものは、取鍋の中で黒鉛が所謂キッシュとして熔銑の表面に浮上る事は、一般に知られてゐるが、シリンダー鑄物の様に全炭素量3.3%、珪素量1.5%の様な共晶成分以下の低炭素のものにも、この現象のある事は未だ餘り良く知られてゐない。所が、鼠銑鐵の破面の各所から、試料を鑽で採つて、その全炭素量を分析すると、凝固時その中の黒鉛が上昇浮遊した事實が認められるので、次の試料 No. 1 の場合には、その上部は下部より0.27%全炭素量の多い事が知られ、この差は破面の緻密なものに少なく、又白味がかつて幾分でも斑銑

化したものには全く認められない。鼠銑鐵の破面を以て例として、第1圖は其等の實例で、斜線を施したのは破面の粗く黒い事を表はし、緻密なものや斑銑には之を施さない事にしたが、之等は何れも小鑄鐵爐で作られたもので、その珪素量は No. 1 1.50%、No. 3 2.40%、No. 4 1.66%、シリンダー 1.70%、斑銑 1.50%で、何れもその滿俺量は2.0%、硫黄量 0.06%、燐量 0.7% 内外である。そしてこの結果は鼠銑中の初晶黒鉛が、直接熔液から出るか、又

第1圖 銑鐵中の成分の變化



は一度固化白銑化した後に、之が二次的に分解して出るか、と言ふ目下斯界に於ける二つの學說に對し、前者の説を支持するものと思はれる。(K. T.)

鑄物工場に於ける微粉炭の應用 (Foundry Trade Journal November 5, 1931. p. 289.) チルドロール用反射爐に使用する事:一チルドロール熔解爐に微粉炭を利用する事は、最近著しい進歩を見せて來た。今日未だ一般にロールを作る方法は、餘程遅れて居り、從來やり來りの方法を中々變へない様であるが、之れは餘りに型に捕はれ過ぎ、進歩した現代のやり方に添はない様に思はれる。

著者が12 噸容量の古い型の反射爐で微粉炭を用ひ、6ヶ月間試験した處次の様な面白い結果を得た。

從來この反射爐でチルドロールを熔解する時は、普通地金1 噸に對し上等の石炭1 噸を要し、その石炭代は24 シリング6 ペンス(約12 圓)かゝつたが、微粉炭を使用し始めてから最初の1 週間は、12 cwt. の粉炭を要したのみで、その値は15 シリング6 ペンス(約7 圓60 錢)に降つた。又操業時間も段々短縮され、澤山の試験の結果次の様になつた。

加熱時間——即ち爐の冷たい時から原料装入に到る迄の時間—80分、この間粉炭は1分間 33 封度の割合で送られ、原料装入中は更にその量を下げ、装入時間は平均45分かつた。

装入物は屑鐵と銑鐵及び破片ロールの大片で、熔解時間は装入地金1匁に就き 23 分と定め、その間、燃料としては1分間 43 封度の粉炭を送る事にした。

斯くして熔解が一通り済み、最初の試料が取られると、それから後出銑迄平均約 50 分間は粉炭の供給を1分間 25 封度に減じた。而して色々の試験に現はれた粉炭の全消費量を見ると、それ等は主として最初の試料が取られてから出銑する迄の、所謂精鍊時間の相違に依つて色々に變る事が知られ、冷たい爐を加熱するに要する燃料は全く同一量で、更に進んで原料を熔解する爲の燃料も殆んど同一量であるが、只それから先の精鍊時間がその時々依つて非常に變り、その爲全所要燃料が鑄込地金1匁に對し、粉炭 12~17cwt. 迄の著しい相違を來したのであるが、之も次第に経験を積むと諸成分の燃焼状態が一定になり、精鍊時間も段々減じ、従つてこの期間に要する粉炭の量も減じ、結局今日では地金1匁に就きこの安い粉炭を用ひ而も僅か 10cwt. で了む様になつた。勿論初めの中は微粉炭使用のものは、出來たロールの性質が稍劣ると言ふ様な事もあつたが、之は只慣れる迄の時間の問題で、6ヶ月経つた後には之を用ひて作つたロールに就き何等非難を聞かなくなつた。(K. T.)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

亞鉛鍍金に生ずる白錆の防止 (W. Imhoff, Iron. Age, Jan. 21 1932, p. 232) 亞鉛鍍金の表面が腐蝕すると謂所白錆を生成する。

此物の化學成分は亞鉛の酸化物、水酸化物及び炭酸化物であつて海水が作用したのものには鹽化物もまた存在する。之等の量は腐蝕状態に依り異り例へば(イ)水分が多くも空氣、酸素、二酸化炭素等の瓦斯體が極く少量の場合には白錆は主として亞鉛の水酸化物より成り他に少量の酸化物、炭酸化物及び其他の化合物を混ざるが(ロ)瓦斯體が多くて水分が極く少い場合に於ける白錆は主として炭酸化物、酸化物及び鹽基性の酸化物、水酸化物である。

此の白色物は亞鉛の腐蝕に依る生成物であつて、丁度鐵鋼の腐蝕に依て生じた赤錆びに相當するものである。而して誘蝕の原因は(1)鍍金亞鉛自身の物理的及び化學的性質(2)材質以外の誘蝕物の作用に大別される。其の中前者は亞鉛中に含まれたる鐵、アルミニウム、錫、カド

ミウム、アンチモン等に依るもので、錫を多量に混ざれば白錆を生じ易くまた酸化物其他の不純物も之を速進する。後者は空氣、水分、酸化炭素、硫黄瓦斯、其他化學溶液の作用である。

白錆生成の機構は二段の腐蝕作用にも行はれる様である、即ち先づ水酸化物を生じ後に之が酸化物及び炭酸化物に變化するのである。一般に水は小限度までイオン化するが酸素及び二酸化炭素が共存すれば加水分解に依り正荷の水素イオン及び負荷の水酸イオンを發生する。従て先づ水分が極度のイオン化に依り水素イオン及び水酸イオンと成り水素イオンの電荷を亞鉛に與へ、亞鉛は溶解してイオン化し此の電荷を受ける。そして電荷を受けるや否や溶液より2個の水酸イオンをとり、電荷を與へた水素は瓦斯と成つて逸散する。かくて水素イオン及び水酸イオンは常に溶液中より除去せられ、遂に亞鉛が消失するか或は水分が乾燥されるに至つて止む。處で水分が乾燥した後は酸化物及び炭酸化物を生成する様に成り酸素及び二酸化炭素の作用が大なるに連れて之等の酸化物は増加し、水酸化物が減少する。

實際問題として白錆を防止するには2様の方法がある。第1は白錆を生成せしめる原因を可及的除去する方法で、第2は表面に被覆を施して空氣及び濕氣と絶縁する方法である。第1法では鍍金槽を乾燥するは勿論、鍍金品を山積する場合には充分乾燥して後行ふ。また熔劑が表面に残らぬ様にしないと熔劑中の鹽化亞鉛や酸類は水分に會ひて白錆を最も生じ易い。鍍金品を貯藏するにも水氣の侵入を避け空氣の流通を良好にし日光を當る事が肝要である。第2法には脂やニス等が被覆材に用ひられてゐる。(南波)

鋼の焼入理論と實行法 (F. Wever, Arch. Eisenhüttenwes. Jan. 1932, p. 367/76) 獨逸鐵冶金協會 1931 年秋季大會發表、オーステナイト變態は3種の互に相異なる溫度段階に於て起る、此溫度段階たるや、比較的安定なる範圍に依りて互に區別されて居る、此觀察の結果、新しき熱處理法が出來た、其方法は、鋼をパーライト段階を超え、オーステナイトの安定状態の所迄冷却し、段階的軟化、段階的調質、段階的焼入、各場合に應じて、其後再び加熱するか、或は、尙其以上冷却するのである、其條件としては、或る定まりたる冷却速度を考へねばならぬ、其爲に使用する種々の冷却劑の冷却性に就き研究し、其冷却劑へ投入したる試料の溫度経過を調査した。以上は本文の概要である。以下は具體的記事の一部分である。

カイゼルウイールヘルム協會鐵研究所の鋼焼入研究なる

ものは、焼入は、准安定或は不安定なる平衡の下に論述され得るといふ見地から出發して居る、其故に、1930年先づ冷却速度を増すと、Fe-C系の變態點は如何に變化するかを明かにし、各種冷却速度に於ける状態圖を綜合したる、立體坐標を有する模型を作つた、 A_1 點は冷却速度を増すに従ひ低下する、 A_1 は冷却速度の増加に従ひ、初めは甚だしく、後には徐々に低下するが、其後更に冷却速度を増すと、或る角度をなして折れる、マルテンサイト變態點は含炭量が増すに従ひ、初めは、一層甚だしく低下し、0.9% C 附近より徐々に低下して居る。

Cr を約 1% 以下含ませると A_1 變態點を抑壓したる場合、440~400°C なる温度區域に於て、一つの新しい變態點が現はれる、其強度は冷却速度が増すに従ひ、弱くなつて行く、尙 260°~100°C に於て第 3 の變態點が表はれる、其強度は、冷却速度が大となると増す。

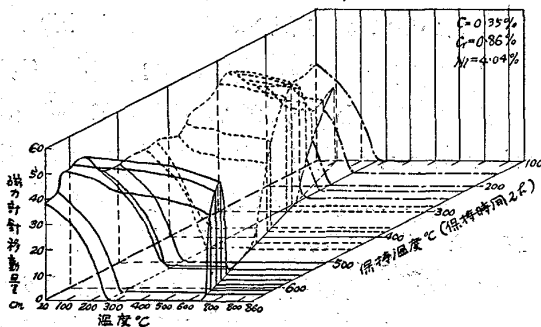
磁力計内で棒狀試料を 860°C に加熱し、電流を斷ちて出来るだけ迅速に實驗温度迄冷却し、然る後、其温度で電流を通じて 2^h 保持、其間に於ける磁性變化を調査した、第 1 圖は之を綜合したる一例である、之は C=0.35

%, Cr=0.86%, Ni=4.04% なる材料で行つたものである、650°~500°C なる段階に於ては、變態は 650°C では尙極めて徐々に起り、590°C で初めて一層速がとなり、其後温度低下に伴ひ次第に消失する、而して、530°C に於ては、長時間保持しても最早目につく程度の變態が生じない、此段階に於ける變態は、其段階内の或る温度に保持して變態の進行を研究すると凡て初めは甚だしく緩慢で、其後比較的急に進行し、時間を充分與へるならば、次第に或る一定の値に近づかんとする傾向がある。第 2 の段階に於ける變態では、比較的急速に進行し、次第に或る限界値に近づかんとする、例へば 450°C では、保持時間 30 分で實際に於て變態は終りとなる、磁力計の針の移動量は其後 2^h 迄保持して居ても 8mm に過ぎぬ、全體磁化の場合 500mm に達すべき試料であるが温度に依り不完全にしか表はれぬ。330°C 以上では停止時間 2^h では變態は未だ完了しないが、330°C 以下では 2^h で略完了する、230°C では變態最大である。第 3 段階は第 1 圖では、270°C で初まつて居る、此變態の初まりは、際立ちたる折目を表はして居る、此變態は冷却速度を増しても抑壓不能である。

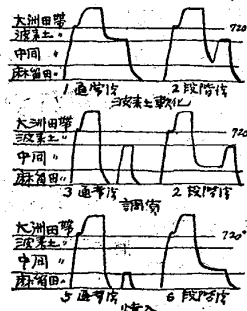
鋼に必要な實際の熱処理法では、少しの例外を除き、冷却速度は、其鋼が既に第 1 次的變態段階に於て、パーライトに轉移する程小なる速度で行ふか、或は、パーライト變態と同時に第 2 次的變態段階をも抑壓し、オーステナイトをして先づ最初マルテンサイト變態をさせる様な高速度で冷却して居る、しかしオーステナイト組織が變態段階の中間に於て比較的安定なるが爲に、先づ臨界冷却速度以上の冷却速度を以て、パーライト變態段階を超えて冷却し、其後種々新しい熱処理方法を行ふ事が可能となる、例へば、段階的軟化に於ては、第 2 次的變態段階迄冷却後、第 1 次的變態段階迄加熱して其所でパーライトに轉移させる、段階的調質にありては、第 2 次的變態段階に於て變態させる、段階的焼入にありては、多少一層長時間第 2 次的變態段階に保持後尙其マルテンサイト段階迄冷却するのである、第 2 圖は其線圖的説明である、上記方法の實行性に就きては、Engel 氏が最近研究して居る。

實用冷却劑としては、パーライト變態範圍では、冷却は只變態を全く抑壓するに充

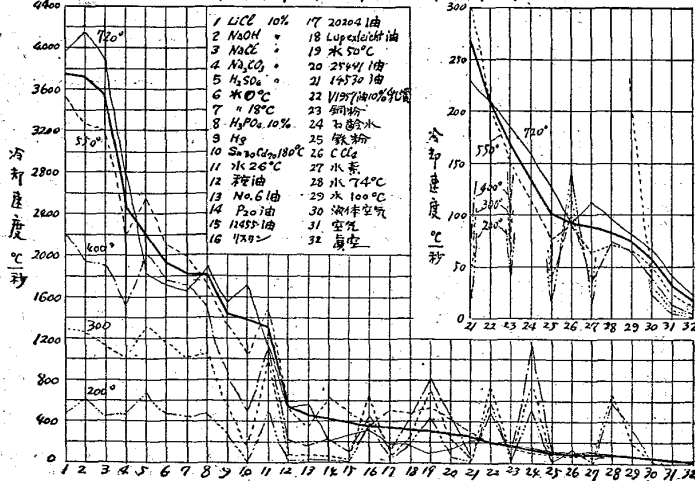
第 1 圖 温度と磁性の關係



第 2 圖 段階熱處理説明圖



第 3 圖 各種冷却劑冷却速度の比較



分なる程度でよく、且つ其以上にする事は益はない、マルテンサイト變態の範圍に於ての冷却速度は今日主として使用する冷却剤が與へるよりも、一層小であつて差支ない。

各種冷却剤 32 種に就き、4mm 徑の Cr-Ni 球で冷却試験を行ひたる結果を、パーライト變態區域通過の冷却速度に依り配列したるものを第 3 圖に示す、金屬槽爐及び瓦斯にありては、冷却性は、品物の溫度と共に、指數函数的に低下する、含水冷却剤にありては、其れに反して、溫度が低下すると反對に著しく冷却性が増す、水蒸汽の附着が後で除かれるからである、種油、或は高沸騰點を有する礦油は高溫試料冷却には好都合である。冷却時の外側と内部との溫度の變化の有様を調査する爲、50mm 徑の球 3 種使用した、3 種の材質は、純鐵、共析鋼、銅である、純鐵球では、表面は既に 2 秒後に於ては約 180°C に冷却され、高溫部は 3.7mm 内部へ後退して居る、純鐵で内外溫度の差 700°C もあるが、銅球は最大 300°C である例がある。 (下井)

偏光試験に依る鋼鉄銲接部の強さの研究 (佐々木、福島、高以良、銲接協會誌第 2 卷第 3 號 Feb. 20, 1932) 銲接された鋼鉄の強さを論ずるに作業條件を一定と假定した場合、銲接様式に依る強さの差違を從來 Joint efficiency と稱してゐる。此の Joint efficiency なる Factor は Single butt joint の様式に比較しての強さの割合を意味するもので銲接しない鋼鉄に對するものでない。著者等は偏光試験に依つて銲接部分附近に起る應力分布を明にし Joint efficiency に意見を發表してゐる。

先づ基礎的假定として (1) Deposit metal と Base metal とは彈性的に全く同一材料と見做した。(2) Deposit metal は直角二等邊三角形と考へた。(3) 直角の頂點圖 S に起る狀況の變化は著しく強さに影響するが、代表的形狀を定めることが困難であるから、S 點まで 1mm の溝を切込み、先端は多少形を變へて試験した。

試験片は 3 種の場合を選んだ。(A) 外力が兩板の境面に沿ひて働く場合。(B) 外力が斜に働く場合。(C) 外力の一方が板の中心線に沿ひて働く場合。尙材料は各種類共夫々 Celluloid 及び Bakelite の 2 通りで行つた。

一般に Celluloid 試験片を偏光場内で觀測すると、應力の増加と共に漸次色彩が變化するが、紅色から紫色を経て青藍色となる迄の變化は極めて急激に起り應力の僅かな變化も正確に認めることが出来る。Celluloid 試験法では丁度青藍色の表れ始めが 55.3 kg/cm^2 であることを確めた。最大應力: σ_{\max} , F : load, T : 板の厚さ、 K : 試片

の形狀に關する常數とすれば $\sigma_{\max} = K \frac{F}{T}$ $K = \frac{55.3}{F/T}$ となり、青藍色に相當する K を求めた。

應力線圖の一例を示すと圖の如くで a は同傾曲線 b は主要應力の方向で太線は大なる方、細線は小なる方の方向を示す。(圖省略)

著者等の實驗結果より考察するに 500/K が諸文献による Joint efficiency に多くの場合一致してゐる。然し實際には荷重の懸り方を無視して單に銲接様式のみを以て Joint efficiency を論ずることは甚だ不充分である。

一體銲接された鉄の強さを原鉄の強さの % で表したものが眞に吾人の必要とするところである。今これを Actual joint efficiency とすれば Actual joint efficiency = $\alpha \times \beta$ とすべきである。(こゝに α 銲接様式のみに關するもの β は銲接結果の良否、即ち銲接部そのもの、強さに關するもの) 従つて普通用ひられてゐる Joint efficiency は α に相當するものであるが、 α は Single butt joint の時 100% にしてその他の場合は 100 以上になることが出来ない。然るに普通の Joint efficiency は往々 100 以上になるのであつて甚だ不明瞭である。故に $\alpha \beta$ を以つて Actual Joint Efficiency とすることは何人も異論のない所であると思ふ。 (岡田)

電弧銲接に及ぼす瓦斯の影響 (井口、岡田、銲接協會誌第 2 卷第 3 號 Feb. 20, 1932.) 金屬電弧銲接法に於いて大氣中の酸素、窒素等が銲接地金中に含まれ酸化物、窒化物を形成し銲接地金を脆弱ならしむる事は既に知られてゐるところである。

著者等は中空の電解鐵銲接棒を用ひ其の保持端より酸素、窒素、水素、炭酸瓦斯等を一定の速度で供給しつゝ銲接を行ひ瓦斯の影響を見たのである。

被銲接材としては炭素 0.21% の軟鋼板を用ひ瓦斯供給量は水素を除き 1 分間 400~500 cm^3 水素の場合は電壓上昇の爲に 200~300 cm^3 を供給した。

斯くして得た試験片に對し窒素分析、硬度試験、抗張力試験、アイゾット衝撃試験、時效硬化試験及び顯微鏡試験を行つた。其の結果は次表の如くであり、水素を通じ

電極並に通過瓦斯	窒素 %	ブリネル硬度	ロックウエル硬度 Bスケール	抗張力 kg/mm^2	アイゾット衝撃値 m-kg
裸棒	瓦斯通ず	89	70	42.8	0.4
被覆棒	酸素	80	69	40.1	0.4
同	窒素	77	69	40.6	0.3
同	水素	70	67	40.7	3.3
同	炭酸	80	68	41.5	0.3

たものは窒素量甚だ少く、アイゾット衝撃試験値は格段の好成績を示してゐる。時效硬化は大體窒素量の函數と

考へられるのであつて、裸棒の場合最高値を示し、水素を通したものが最低値を示した。

顕微鏡組織は裸棒の場合及び被覆棒で窒素を通じた時は窒化物の針状組織を表はすが、酸素及び炭酸瓦斯を通じた場合は粒状の酸化物が多量に存在するのである。水素を通じた時は酸化物及び窒化物が甚だ少量である。

(岡田)

7) 鐵及び鋼の性質

Mn 含量多き鋼の機械的性質 (P. Bardenheuer u. G. Schitzkowski, Mitteil. K. W. I. Eisenforsch. Bd. XIII 1931, Lief. 20) Mn 1~3% で炭素含有量中位の鋼に就き機械的性質、熱處理の影響及び鍛冶鋼、鑄鋼の -20°~+100°C 間に於ける機械的性質と温度の關係等に関する實驗を行つた。試験片の成分は第1表の如きものである。

第 1 表

鍛 鍊 せ る も の			鑄 造 せ る も の				
番 號	C%	Si%	Mn%	番 號	C%	Si%	Mn%
1	0.18	0.16	0.92	I	0.13	0.17	0.90
2	0.19	0.13	1.85	II	0.18	0.19	1.83
3	0.18	0.13	2.58	III	0.18	0.20	2.52
4	0.31	0.17	1.01	IV	0.25	0.27	1.08
5	0.34	0.23	1.95	V	0.26	0.18	1.72
6	0.27	0.24	2.61	VI	0.26	0.14	2.62
7	0.42	0.16	1.08	VII	0.39	0.19	0.95
8	0.44	0.15	1.75	VIII	0.37	0.17	1.85
9	0.37	0.21	2.83	IX	0.39	0.18	2.53
				K ₁	0.24	0.35	0.70
				K ₂	0.22	0.23	1.71

熱處理は次の方法を採用した。

(A) 900°C で5時間熱して空冷し、次に 680~710°C で8時間熱した後爐内で徐冷。(B) 900°C で5時間熱して水に焼入し再び 680~710°C で8時間熱した後爐内冷却。(C) 900°C で5時間熱したる後 A_{r1} より少し高き温度にて熱入した。實驗結果は次の如し。

鍛鍊せるもの:—(A) 及び (B) の熱處理を施せるものは (C) の熱處理を施せるものより一般に機械的性質は良好なる成績を示した。常温に於ては Mn 2% 以下の鋼は一般に弾性限、降伏點、抗張力、断面收縮率、伸長率、衝擊抗力は相等大である。更に Mn 多き鋼は抗張力、降伏點は一層高きも断面收縮率、伸長率、衝擊抗力が低下する。硬度は Mn 2% 以上のものは Mn 2% 以下のものより著しく高い。一般的に最も良好なる機械的性質を示せるは試料 2, 5, 8 である。次に A の熱處理を施せるものに就き -20°C, 0°C 及び 100°C に於て試験を行ひ、常温試験 (20°C) の結果と合せて温度の影響を比較した。降伏點、抗張力は温度の上昇と共に幾分低下し、伸長率は

此の温度範囲では殆んど影響を受けない。断面收縮率は温度により多少變化し、多くのものは常温に於て最高値を示した。尚衝擊抗力は温度の高い程大となつた。

鑄造せるもの:—鑄放しの場合は Mn 1% 以上の鋼は伸長率、断面收縮率、衝擊抗力は非常に小さい値を示したが試料 II, V, VIII は熱處理 (A) によつて良い成績を得ることが出来た。硬度は鑄放しのものも熱處理を爲せるものも共に Mn 2% 以上のものは高い値を示した。次に熱處理 (A) を施せる試料に就き、-20°, 0°, 100°C に於ける機械的性質の試験を行ひ常温試験 (20°C) の結果と合せて温度の影響を見た。抗張力、降伏點は温度の上昇と共に低下し、伸長率、衝擊抗力は少しく上る。一般的に云ふと Mn 1.83%, 1.72% の鋼は Mn 0.9%, 1.08% の鋼に比し機械的性質は良好である。

是等の實驗結果より見るに、熱處理は A の方法が最も良く又成分から云ふと C 0.15~0.3%, Mn 1.7~1.9% の構造用鋼が最も良好なる機械的性質を有してゐる。

(垣内)

高炭素鋼のマルテンサイト組織 (H. Hanemann & H. J. Wiester, Arch. Eisenhüttenwes. Jan. 1932 p. 377/82) ベルリン工業大學承認學位論文拔萃、同大學金相工學會發表、低融點の金屬槽爐中で急冷すると高炭素鋼に均質オステナイト及び針状マルテンサイトを認める事が出来る、秩序立ちたる焼戻に依りて、0.8~1.7% C の鋼のマルテンサイト結晶の初まり及び進行經過を組織學上から研究し、磁氣測定を補つて結果の確實なるを證明した。高炭素鋼では、オステナイトは 200°C 以下では、マルテンサイト生成の初め迄は著しく安定である、温度が高くなるとマルテンサイトに變らずに直接、地鐵と炭化鐵とに分解する、マルテンサイト結晶の初まる温度は、含炭量に依り相違するが、一定の値を持つて居る、其後の進行状態は、各温度に於て、オステナイトとマルテンサイトとが平衡を保持して居る、而して此 γ から η へ變化するのは冷却速度に無關係である、斯くして、マルテンサイト生成はマルテンサイトが地鐵と炭化鐵とに變化するのと事實と趣を異にし、別な特有の法則に従ふ現象である。之だけが此論文の概要である、以下は具體的敘述の一部である。

マルテンサイト生成研究を變態點圖示に依りて高炭素鋼の区域内に於て行ふのは次の理由に依り困難とされて居る、即ち低温でしかも冷却曲線の著しく彎曲せる部分で研究せねばならぬ爲である、其故に 1929 年 Gebhard, Hanemann, Schrader の 3 氏の發表せるマルテンサイト状態圖に於ける γ 相のマルテンサイトが η 相なるマル

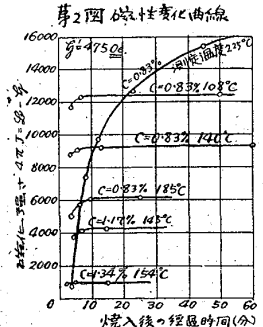
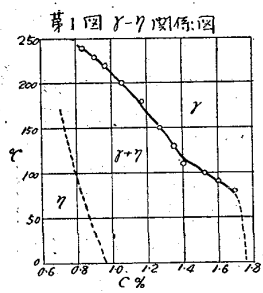
テンサイトに対しての飽和曲線は推定で畫きたるものである、本論文では之を新方法に依りてマルテンサイトの起り初め及び進行経過を正しく組織學上から研究した。

新方法といふのは試料を低融金屬の槽爐中に投じて行ふもので次の根據から導き來れるものである、即ち α 鐵と炭化鐵とに γ 固溶體が變化する温度は冷却速度を増すに従ひ、其れに應じて約 550°C 迄低下させる事が出来る、然る時は終にパーライトは非常に微細なる粒子となりトルスタイト組織を現はすに至る、此限界を越ゆる時は、パーライト結晶は一般に抑壓されて、オーステナイトは著しく低温度に至つてマルテンサイトに變化する、其限界以上に於ては、最も烈しき急冷を行ふ迄の範圍に亘つて凡てマルテンサイトが現はれる、斯くして他の合金成分を含まぬ炭素鋼にありても室内温度迄冷却してオーステナイト組織を分解させないで保つ事は不可能でない、即ち約 550°C から以下でオーステナイト組織の生成の初まる迄の範圍の温度では、オーステナイト組織が大層安全なる區域を有する事は想像出来る、此温度區域を明かにする爲に次の如き條件の冷却剤を使用する、即ち其冷却剤に於ては、變態點附近の冷却速度を充分大ならしめると同時に、マルテンサイト析出に至る迄の温度に於て、冷却を停止して其儘に保持し得る如きものでなくてはならぬ、之には低温熔融點を有する鉛合金、例へば、ウッド合金の如きものが適當である、之は熱傳導率が大でしかも凝固點が低い、斯かる槽爐に投入するとパーライトの生成は全く抑壓され、しかも試料は槽爐温度に保持されるからマルテンサイトが出来ない儘である、此方法は1929年既にLewis氏は $0.8\% \text{C}$ の鋼に應用して居るが本實驗では尙高配合の炭素鋼に適用し、秩序正しく研究した。

$\text{C}=1.6\%$ の試料に就き變化の様を記述すると次の如くである、先づ $1,150^{\circ}\text{C}$ から水中冷却を行ふと、オーステナイトの地に鮮明なるマルテンサイトが介在する不均質組織となるが、後 100°C で焼戻して行ふと鮮明なる針状は黑色となる、 100°C に長く保持すると η 相から ξ 相に變化する、 250°C 迄は大體斯かる現象を呈するが、 250°C となるとオーステナイトは初めて α 鐵と炭化鐵とに分解する、尙 300°C では ξ 相も亦 α 鐵と炭化鐵とに分解する、若しも此試料を水中に冷却せずに 160°C の槽爐へ投入し、5分間保持後迅速に室内温度の水中で冷却すると、直接高温から水中へ投入して出來たるマルテンサイト組織と同じ組織を表はす、此事は 160°C に於て、オーステナイトは尙全く不變状態にあることを證明するものである、 η 針状析出は室内温度迄冷却する時初めて生ずるも

のである、黑色の ξ 針状の出現を以てマルテンサイト析出の初めと考へる事が出来る、 $1.6\% \text{C}$ の鋼にありては、此温度は 90°C である、試料を 90°C で24^h保持して黑色針状が漸く少量表はれるに至つた、其以下の温度では、鮮明なる針状が混じり来る、黑色のものと恰も異なりたる物質の如く現はれる、此析出初めの温度は $1.69\% \text{C}$ では 89°C 、 $0.83\% \text{C}$ では 240°C なる結果を得て居る、故に $1.69\% \text{C}$ のもので研究して組織の経過を一層明瞭ならしめ得た、 100°C で、75^h置いてもオーステナイトは少しも分解しなかつた、 η 相析出は全断面一様に行かぬから、 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ の程度の差異は免れぬが、第1圖の如き状態圖を得た、約 $1.4\% \text{C}$ の所では 100°C 附近で曲線方向が變化する。

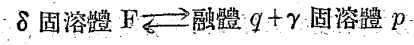
$1.52\% \text{C}$ の試料を 130°C の槽爐に投じ、10分間保持後水中冷却のものはロックウェル硬度C目盛で49.6、空中冷却で48.7、珪藻土中冷却で49.4、事實上同様と云ひ得る、オーステナイトが α 鐵と炭化鐵とに分解すると硬度が高くなる事次の如くである、 $1.52\% \text{C}$ の試料を $1,150^{\circ}\text{C}$ から水中冷却を行ひたるまゝの硬度は、ロックウェルC硬度48.7、之を 200°C で10分間保持すると51.6となり、又 250°C で1.5^h保ちたるものは60.5となつた、炭化鐵が著しく微細となるからであらう。



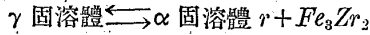
上記顯微鏡試驗補足として磁氣測定を行つた、試料は、 $\text{C}=0.83, 1.17, 1.34\%$ 、徑 5.5mm 、長さ 100mm 、之を電爐、窒素氣中で A_3 以上に加熱、槽爐中へ投入した、槽爐は測定温度よりも $10\sim 15^{\circ}\text{C}$ 高きものである、磁力變化線圖は其2圖に示す、外側磁場の強さはエルスタッド單行で行つた。

(下井)

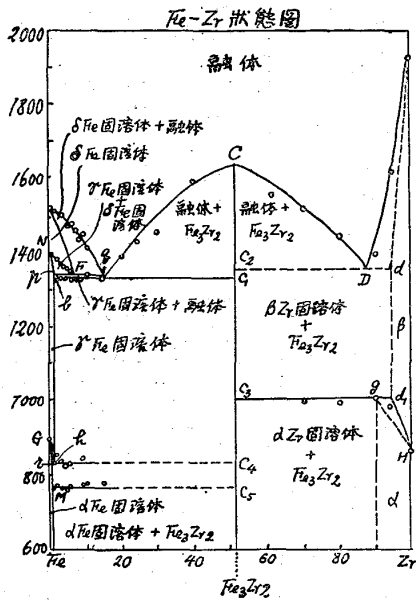
Fe-Zr 系状態圖 (R. Vogel u. W. Tonn, Archiv. Eisenhüttenw. Jan. 1932) Fe-Zr 系の平衡に關し冷却曲線、組織等より圖の如き平衡状態を知ることが出來た。Fe-Zr 系中には Fe_3Zr_2 なる化合物と2つの共晶點あり、 Fe_3Zr_2 の熔融點は $1,640^{\circ}\text{C}$ である。共晶點は $\text{Zr}=16\%$ 、 $1,300^{\circ}\text{C}$ の點と $\text{Zr}=88\%$ 、 $1,356^{\circ}\text{C}$ の2點である。b點は $\text{Zr} 0.7\%$ 、F點は $\text{Zr} 7\%$ でF點の温度は $1,335^{\circ}\text{C}$ 。即ち δ 固溶體Fは $1,335^{\circ}\text{C}$ で次の如き變化を起す。



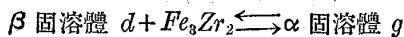
次に Fe の 900°C に於ける變態は Zr の添加によりて
 降下し、Zr 0.3% に於て既に 835°C まで降下す。然れ
 共 780°C に於ける Fe の磁氣的變化は Zr の添加によりて
 影響を受けない。rC₄ の溫度に於ては γ 固溶體は Zr 含
 量の小なる α 固溶體と Fe₃Zr₂ に分解す。即ち次の如し。



Zr の變態點は 862°C であるが、Fe の添加により變態
 溫度は昇り Fe 5% に於て 1,000°C に達す。β Zr は Fe



を 5% まで、α Zr は 10% まで固溶體として含有する
 ことが出来る。Zr 52%~95% 間では 1,000°C に於て次
 の如き變化をなす。



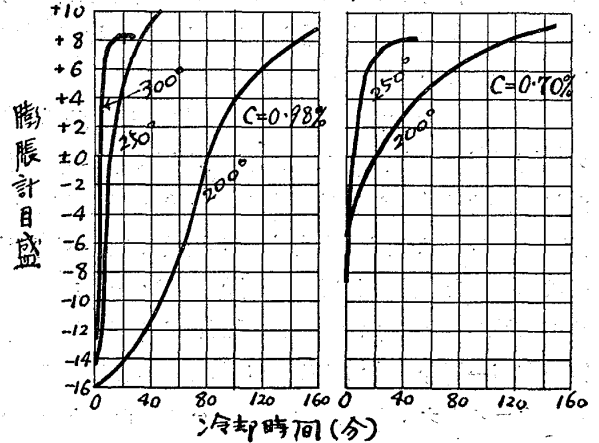
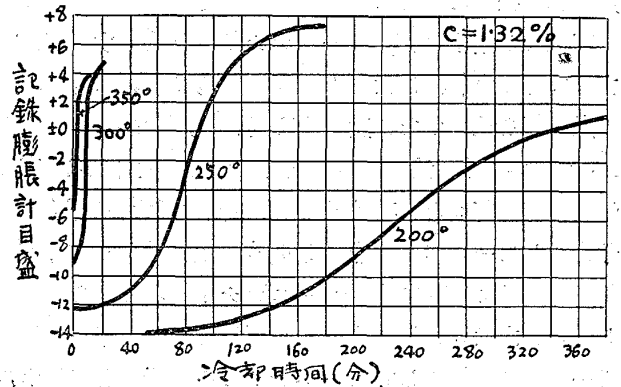
(垣内)

**オーステナイト・マルテンサイト變態と鋼冷却
 硬化理論** (S. Steinberg, Arch. Eisenhüttenwes. Jan.
 1932 p. 383/5) ウラル金屬協會發表、1923 年松下氏及び
 1929 年 Lewis 氏の研究に依ると、炭素鋼中の過冷オス
 テナイト組織は、300~200°C で一時的安定狀態を保持
 する、之よりしてオーステナイト變態現象は、一定の溫
 度 に於て、或は徐冷中に於て 觀測及び研究が出来る、本
 研究に於ては、一定の溫度に於ける、並に徐冷漸降溫度の
 際のオーステナイト變化の進行狀態を明かにした、之に
 は、含炭量、溫度、冷却速度を變じて研究した C=0.7,
 0.98, 1.32% のものを使用した。尙之に伴つて時効を研究
 したが之は既に 1931 年の St. u. E. p. 911/3 に發表して
 ある。

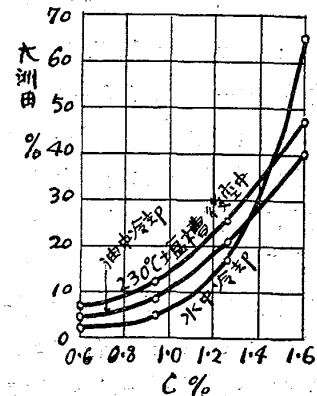
先づ膨脹計で研究した、試料は徑 5mm, 長さ 45mm, 之
 を A₃ 以上から、350, 300, 250, 200°C なる鹽槽中へ投
 じ迅速に膨脹計を使用し變態經過を自動的に記録した、

鹽槽溫度から後の冷却は、空中或は高溫油槽中に行つた、
 前者では、200°C から 100°C 迄の冷却に約 2 分を要し、
 後者は約 30 分要する、第 1 圖は其記録の一部である、
 上記鹽槽に入れたまゝであると、其溫度で 2~3 時間は
 オーステナイト組織を保持するが、其後徐々に變化する、
 圖にある如く變態は初めは徐々に、後急速度で變化し、
 後次第に變化が小となつて消える、變態の速度は、鹽槽
 溫度の上昇と共に増す、含炭量増加に従ひ減少する、此
 現象は冷却の遲速に依りて止める事は出来ぬ、又オス
 テナイトが變態を初める溫度は冷却速度に無關係で、含
 炭量に關係する、即ち 1.3% C では約 130°C から、0.98
 % C では約 230°C から、0.7% C では約 280°C から初ま

第 1 圖 變態經過曲線記録



第 2 圖 殘留大洲田



る、之は 1930 年 Wever & Engel 兩氏の發表と一致して居る、兩氏の使用したる冷却速度は、100~3,000°C/秒で、著者が本研究で使用したるものは 0.5~0.01°C/秒である。而して 1.32% C のものでは、0°C 以下 30~40°C 迄達しないと變態が完了せぬが、0.98% C のものでは、40~50°C で全く終つて居る。

次に金屬組織學的研究を行つた、冷却の仕方は略前記同様である、それによりて 2 種の組織が出来る、一つは一定の温度で冷却したる結果生じ、他は漸降温度に依る結果のものである、兩者同質のものであるが、前者は大なる槍形の美しき黒き針となつて現はれ、後者は通常のマルテンサイトである、前者は 200~300°C の一定温度に保持したる爲に出来たるマルテンサイトが其際伴ふ焼戻影響を受けたことになる。

硬化せる鋼中の殘留オーステナイトを決定する事は磁力計で行つた、之には、C=0.62, 0.96, 1.22, 1.30, 1.60% の炭素鋼を使用した、試験片は徑 3mm, 長さ 60mm, 之を A₃ 以上から水、油、230°C の鹽槽へ投入後空中或は高温油中冷却を行つた、其結果は、第 2 圖に示す、1.6% C は例外として一般には急冷により變態を促進させる、C=1.6% の鋼は急冷に依りオーステナイトの過冷を大ならしめる、之は 1929 年 Mauer & Schroeter 兩氏の發表と一致する、斯くしてオーステナイトの變態を促進する爲には、低炭素鋼では急冷し、約 1.4% 以上の高炭素鋼では徐冷がよい。

1929 年 Hanemann 氏の發表に依れば、此變態を相の平衡關係から證明して居るが、過冷範圍に一定の温度が無く、結晶現象と過冷現象との整然たる説明が此場合困難である、H. つ固体擴散現象が氣體よりも一層迅速に行はれる事を假定せねばならぬ點等から考へて、1926 年及び 1928 年 Tammann & Scheil 兩氏の發表せる内力説の方が一層合理的である事が本研究からして認められる、オーステナイトの熱膨張はオーステナイトのよりも 1.5 倍大である。

(下井)

Ni-Cr, Fe-Cr, Ni-Cr-Fe 耐熱合金の熱膨脹
(P. Hidnert: Bur. Stand, J. Res. Dec., 1931, 1,031-1066) 供試料は 0-77% Ni, 5-27% Cr, 0-83% Fe の成分で約 35 種、測定範圍は 20°-1,000°C, 温度、化學成分、熱處理等が膨脹係數に及ぼす影響を明らかとする。測定装置は同標準局 Sci. Paper No. 524 記載のものと同様である。

ある温度範圍内では Ni-Cr 合金 (C-20% Cr) の膨脹係數は大體近似する。Fe-Cr 合金では Cr, C 量、温度等の影響が甚だしい。Ni-Cr-Fe 合金では、組織と密接な

關係がある。殊に相の變態が影響する。700°-800°C では炭化物の析出に依つて一般に膨脹率は減少する。平均線膨脹係數は次の如くである。(前田)

		合 金		
		Ni-Cr	Fe-Cr	Ni-Cr-Fe
成 分	Ni	76.8-77.0	—	1.3-70.1
	Cr	19.3-20.4	17.0-24.6	4.9-26.7
	Fe	—	74.0-81.7	6.6-74.7
膨脹係數 (×10 ⁻⁶)	20°-60°C	13.1-13.8	9.7-10.5	8.8-18.5
	20°-100°C	13.0-13.6	10.0-10.6	8.7-18.4
	20°-200°C	13.3-14.0	10.3-10.8	9.1-18.4
	20°-300°C	13.3-14.3	10.6-11.1	10.7-18.6
	20°-400°C	13.9-14.5	10.9-11.4	11.0-18.8
	20°-500°C	14.7-15.1	11.2-11.7	11.3-18.9
	20°-600°C	15.3-15.7	11.3-11.9	11.5-19.1
	20°-700°C	15.8-16.2	11.6-12.1	11.8-19.2
	20°-800°C	16.2-16.7	12.0-12.5	12.2-19.5
	20°-900°C	16.7-17.2	12.5-13.1	12.7-19.9
20°-1,000°C	17.2-17.8	—	13.1-20.6	

平面偏光々線に依る金屬及び鑛石の檢鏡法 (F. Osborne: Can. Min. Met. Bull., Jan. 1932, 1-13)
多くの金屬及び鑛石は不透明なる故、造岩鑛物に一般に適用される透過光線に依る光學的檢鏡法は役立たない。反射光線に依つて金屬及び鑛石の研磨面を檢鏡する方法は 19 世紀初期より發達し、Brewster, Airy, McCullagh, Jamin, Sénarmont 氏等の研究がある。1900 年以後 Königsberger 氏は 5 回に亘つて偏光々線に依る檢鏡方法を發表し Endell 及び Hanemann 兩氏も異方性鑛物の檢鏡装置を考案し、特に Hanemann 氏 (Stahl u. Eisen, 1914, 1797; Z. anorg. Chem., 88, 1914, 265) は鋼中の數相の光學的性質を測定してゐる。F. E. Wright 氏は異方性檢出法の詳論 (Proc. Am. Phil. Soc. 58, 1919, 401) をなし、Schneiderhöhn 教授は多數の金屬鑛物に適用し、Glaser 氏は偏光に線下の色の比較を、Sachs 氏 (Z. Metallk. 17, 1925, 299) は金屬への適用法を述べてゐる。最近の報告は Sampson 氏 (Econ. Geol., 24, 1929, 412) Orcl 氏 (Compt. Rend. 187, 1923, 1055) Berek 氏 (Z. Krist., 76, 1931, 396) 等である。直角の投射方向で、屈折率の差に依る異方性の影響は等軸晶系に屬さない不透明物質の適當な研磨面を檢鏡すれば觀察出来る。一般に透明鑛物に對すると同様に考へ得るが、多くの金屬鑛物は、種々の色の光線に對する屈折率が判明してゐない缺點がある。赤鐵鑛に就ては次の如くである。(Forsterling: Neues. Jahrb. Min. B. B 25, 1908, 359)

	赤	黄	綠	青
ω	3.05	3.11	3.17	2.97
ε	2.87	2.88	2.92	2.84
ε-ω	0.18	0.23	0.25	0.13

觀察の方法の次の 2 方法があるが、I 法は特別の装置を要し餘り實際的でない。

I. ニコル 1 個に依る法。

- a) Königsberger 法 (Savart 板を要す)
- b) Wright 法 (König-Martens Photometer を要す)
- c) Orzel 法 (Photo-electric Cell を要す)
- d) Berek-Schneiderhöhn 法 (Photometer-Ocular を要す)

II. ニコル 2 個に依る法。

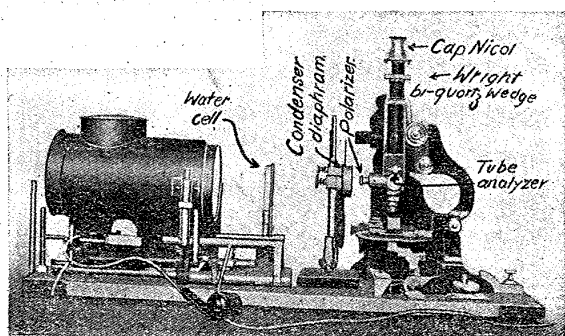
- a) 直交ニコル法
- b) 補整法
 - (i) キャップニコル廻轉法
 - (ii) 硝子板廻轉法

異方性検出には II 法が便で就中、a) は最も簡単である。直交ニコルの状態とせる時、試片を廻轉しても光度の變化は少ない。併しニコルを直交より幾分廻轉した状態に置けば變化は明瞭である。偏光面の廻轉の角度を定量的に測定するのは重要であるが現在特殊なものにしか適用出来ない。この爲めには、Biot-Soleil 板、Wright biquartz-wedge 板、又は Bertrand 對物鏡等を用ふる。

(ii) 法に就て著者の用ひた方法は $n=1.520$ の硝子板を鑽石顯微鏡のアナライザー部に代入し、これを廻轉する方法である。硝子板が鏡筒の軸に対する傾斜角を増加すれば、ある範囲内で偏光面の極大廻轉角が得られる。即ち ω を偏光面の廻轉量とし、 i を投射角 r を屈折角とすれば $\cot \omega = \cos^2(i-r) \cot A$ 、 A は硝子板とニコルの振動方向との角である。著者の装置では $i=45^\circ$ 、 $r=27.43'$ 、 $\sin i/1.520 = \sin r$ 、従つて $\omega=0.912 \cot A$ となる。 A が 90° 又は 0° の時は偏光面の廻轉が起生しない。即ち硝子板装置に依つてアナライザーを移動することなく廻轉角の検出が可能である。

使用される顯微鏡はライツ・MOP 型が便であるが、プリズム式バーチカルイルミネーターを使用せる爲め若干の缺點がある。圖は著者の装置である。

異方性の検出は腐蝕、色其他に於て相似な相を検定するに便である。例へば黄鐵鍍と白鐵鍍の如き、又輝銅鍍



の變態の如きである。金屬の結晶方向、双晶等の検定にも役立つ。例へばアンチモニー、錫等の固化する際はその冷却面の直角の方向に六方晶が併立するを知る如きである。等方性金屬結晶のあるものは歪を受けて弱異方性を呈する場合があるがこの検定も容易である。

(前田)

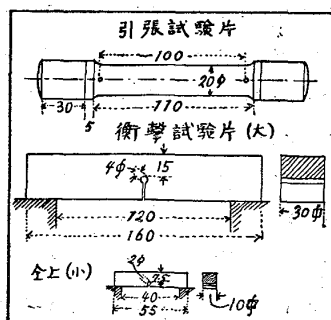
低合金鑄鋼の高温に於る機械的性質 (F. Körber, u. A. Pomp, Mitteil. K. W. I. Eisenforschung Bd. XIII. Lief. 20, 1931) 第 1 表に示す成分の試料に就き次の如き熱處理を施した後、抗張試験及び衝擊試験を行つた。熱處理の順序は (1) 950°C で 3~4 時間加熱 (2) 550°C 迄急冷 (3) 温度を 650°C に上昇して 3 時間この温度に保ちたる後爐中冷却を行ふ。

第 1 表

試料記號	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	V %	W %
A	1.15	—	—	—	—	—
B	1.80	—	—	—	—	—
C	0.49	—	—	—	—	0.93
D	0.56	—	—	—	—	0.87
E	0.40	—	—	—	0.28	—
F	0.32	—	—	—	0.27	—
G	0.62	—	—	0.51	—	—
H	0.46	—	—	0.50	—	—
I	1.03	—	—	0.57	—	—
K	0.87	—	—	0.48	—	—
L	0.43	0.52	1.50	—	—	—
M	0.45	0.56	1.06	—	—	—
N	0.46	1.06	—	0.51	—	—
O	0.50	—	2.52	0.40	—	—
P	0.51	0.66	1.86	0.36	—	—

全試料を通じ $C=0.17\sim 0.4\%$ 、 $S_i=0.32\sim 0.62\%$

試験温度は抗張試験にありては 20, 300, 350, 400, 450



500 $^\circ\text{C}$ 、衝擊試験にありては 0, 20, 100, 200, 300, 400, 500 $^\circ\text{C}$ にして試験片の寸法は第 1 圖の如し。尙衝擊大試験片には 75 mkg 、小試験片には 15 mkg のシャープ試験機を使用し

た。是等の試験結果は次の如し。

(a) 抗張試験 弾性限 (但し残留伸長 0.2%) は温度の上昇と共に低下し、一般に常温より 300 $^\circ\text{C}$ までの低下度は 300~500 $^\circ\text{C}$ 間の夫れよりも大である。併し試料 O 及び P は 300 $^\circ\text{C}$ までの弾性限低下は僅少である。常温に於ける弾性限の高さは試料 A (38.7 kg/mm^2)、O (37.9 kg/mm^2) 及び P (42.5 kg/mm^2) 等で、500 $^\circ\text{C}$ に於ては一般に 14.3~20.1 kg/mm^2 なるにも拘らず試料 O、P は約 30 kg/mm^2 の値を示した。抗張力は常温より 300 $^\circ\text{C}$ までは其の低下度

第 2 表

試料	A	B	C	D	E	F	G	H	I	K	L	M	N	O	P
弾性限 (500°)	0.30	0.37	0.30	0.30	0.28	0.28	0.33	0.34	0.36	0.36	0.31	0.29	0.35	0.42	0.39
抗張力 (20°)															
順位	10/11/12	3	10/11/12		14/15		8	7	4/5		9	13	6	1	2

少なく 300~500°C 間に於て急に低下す。常温に於ける試料 O, P の抗張力は夫々 71.1kg/mm^2 , 81.1kg/mm^2 , 500°C に於ては夫々 44.3kg/mm^2 , 50.9kg/mm^2 を示した。他の試料は常温では $50\sim 60\text{kg/mm}^2$, 500°C では $27.1\sim 42.1\text{kg/mm}^2$ の間の値を示した。伸張率は 2, 3 の例外を除き 300°C に於ては常温の場合よりも短く、300°C 以上に於ては高くなる。次に弾性率は常温では $20,590\sim 21,420\text{kg/mm}^2$ で温度の上昇するに従つて其の値を低下する。

(b) 衝撃試験 0°C から 100~300°C までは温度の上昇に従つて衝撃抗力を急激に増し、それ以上の温度になると再び低下する。常温に於ける衝撃抗力は、大試験片は $2\sim 9\text{kg/cm}^2$, 小試験片は $1.7\sim 9\text{kg/cm}^2$ にして、試料 A, L, N は高き値を示し、H が最低値を採り、500°C では A, L, N が高き値を示した。

(c) 評價 (500°C に於ける弾性限 (残留伸長 0.2%) / (20°C に於ける抗張力) の値を基礎として上記の諸合金鑄鋼を評價すると第 2 表の結果が得られる。

(垣内)

8) 非鐵金屬及合金

M. V. "C" Al-Si 合金 (L. E. Benson, Metallurgia, Jan. 1932) 此の合金は Metropolitan-Vickers Electric Co. の特許品で數年來同社の自家用に使用せられてゐたが最近市場に出る様になつた。従來の Al 輕合金と性質の比較をすれば次の如し。

合金	抗張力 t/in^2	伸長率 %	比重	電氣 傳導度	熱膨脹 $\times 10^4/^\circ\text{C}$	熱傳導度 $cal/cm/sec$
M. V. "C"	10.0	10	2.68	45	0.217	0.45
2L5 (13% Zn, 3% Cu)	10.5	4	3.1	35	0.255	0.32
2L8 (12% Cu)	9.0	1	2.9	40	0.264	0.38
3LII (8% Cu)	7.0	2	2.8	40	0.246	0.39

上記の値は砂型鑄造の試験材に關するものである。尙特殊な熱處理を要するものは費用の點より比較から除外したのである。M. V. "C" の抗張力 10t/in^2 は最大値を採つたものでなく、更に高い値を示すこともある。尙この合金は充分の延性及び靱性を具備し、比重は他のものに比して最も小さく、電氣的或は熱的性質も優良である。アルミニウムを主成分とせる輕合金は澤山のピンホールを生ずる所の缺點を持つてゐるが、M. V. "C" は全く

之を生ぜず、完全なる鑄物を作ることが出来る。且優良なる耐蝕性を具へてゐる。(垣内)

9) 化學分析

ベリリウム鑄石中のベリリウムの定量法 (F. G. Hills; Ind. Eng. Chem. Analyt. Ed. Jan. 15, 1932, 31) 次の 3 方法があるが、(2) 及び (3) を併用せるが良好である。

(1) Beryllium Developing Corp. 法

炭酸曹達にて熔融し、水にて抽出、更に殘渣を同様に繰返す事 3 回にて最後の殘渣を重硫酸加里にて熔融し、水に溶解して清澄溶液とする。是にアムモニアを加へ Fe, Be を沈澱せしめ濾別し、沈澱は鹽酸に溶かし再びアムモニアで沈澱せしめる。沈澱は濾別、乾燥、灼熱し、Fe 及び Be の酸化物の含量として秤量せる後、更に鹽酸に溶かして Fe を定量し、兩者の差を Be 量とする。原鑄が著明量の Mn を含む時はアムモニアを加へて得た沈澱は稀硝酸に溶解し、小容量に蒸發し、濃鹽酸 10cc を加へ、鹽酸加里にて沈澱せしめる。この濾液に就て上法の如く行ふ。Mn 量少なる時は比色に依る。但しアムモニアにて水酸化物を沈澱せしむる際メチールレッドの 0.02% アルコール溶液の數滴を加へ、次にアムモニアを滴下し、黄色に變じた時止め、2 分間煮沸し濾別すれば Mn は殆んど沈澱中に混入しない。この理由は溶液の pH 値が最も理想的に近い爲めである。

(2) Parsons 法

前法の水酸化物の沈澱は稀鹽酸に溶かし、稀アムモニアを注意して加へ中性に近からしめ、 10gr の重曹を加へ水にて 100cc に稀釋し、急熱して 30 秒

煮沸し濾別する。沈澱は 10% の温重曹液で洗滌し、温稀鹽酸に溶解する。この操作を 2 回繰返し、 $5\sim 10\text{cc}$ 無色の硫化アムモンを加へ攪拌し、静置し Fe の沈澱を濾別する。濾液は鹽酸にて弱酸性とし煮沸して CO_2 を驅逐し、アムモニアにて弱アルカリ性とし煮沸後ベリリウム水酸化物を濾別する。沈澱は 2% 硝酸アムモンにて洗滌し、燒きて灰化し BeO として秤量する。混在せる微量の Mn は比色法で檢定する。

(3) 8-Hydroxyquinoline 法

酢酸で弱酸性とした溶液に 8-ハイドロキシキノリン液を加へ、Be を溶液に、Al を沈澱せしめ、濾液にアムモニアを加へ、Be を沈澱せしめ濾別し焼いて BeO として秤量する。この方法には (2) 法を結合し、Fe の分離後 (3) 法の如く操作するが良好である。

定量例は次の如くである。 (前田)

試料	(1) 法		(2)+(3)法	(3) 法
	Mn 分離後	Mn 分離せず		
7.8% B.O	7.7%	8.3%	7.83%	8.00%
0.77% BeO	—	—	0.081 0.077 0.075	0.07
緑柱石	12.6	—	12.6	—

真鍮、青銅中の硫黄の迅速定量法 (J. O. Cooney;

Ind. Eng. Chem. Analyt. Edi. Jan. 15, 1932, 33) 鹽化銅アムモニア液 ($CuCl_2 \cdot 2NH_4Cl + 2H_2O$ の 1 に水 3 を加へ鹽酸 5% を加へたるもの、使用量は金属の 1gr に就き試薬 12gr を含む割合とする) を 5gr の試料に加へ徐熱し、硫化物 C, Sb, Bi の外を悉く溶解したる後、石錦上にて急速に濾別し、5% HCl 及び水で洗滌する。残渣はアスベストと共にピーカーに採り、2 倍量の濃硝酸と、飽和臭素水 10cc を加へ煮沸して Br を驅逐し、更に水を加へて 2 倍量に稀釋しアスベスト上にて急速に濾過する。濾液には 0.5gr の重曹を加へて蒸發乾固し、硝酸を驅逐し、次に鹽酸 5cc、水 25cc を加へ煮沸して硅酸を濾別し、濾液に 10% の鹽化バリウムを加へ、硫酸バリウムを沈澱せしめる。試料中に Pb, Sb 等を含む時は硅酸の濾別前に粒状亞鉛を加へ、重金属を悉く沈澱せしめる。全操作は 1 時間以内で、成績は良好である。

(前田)

ニッケル鑄鐵中のニッケルの定量 (H. W. Keeble;

Iron & Steel Ind., 4, 1931, 389/90) 鹽酸性又は硫酸性溶液に過剰の青化加里を加へ、ニッケルを可溶性複青化物とし、過剰の青化加里を標準硝酸銀にて滴定する方法である。此の際滴定に費された硝酸銀は同様に複鹽となる故、豫め沃度加里を加へ沃化水銀の生成するを見て終點とする。反應は次の如し。

- $NiCl_2 + 2KCN = Ni(CN)_2 + 2KCl$
- $Ni(CN)_2 + 2KCN = Ni(CN)_4 \cdot 2KCN$
- $AgNO_3 + KCN = AgCN + KNO_3$
- $AgCN + KCN = AgCN \cdot KCN$

1gr の試料を 1l のピーカーに採り濃 HCl 10%, HNO₃ (比重 1.2) 10cc 及び水 20cc を加へ徐熱分解し、更に煮沸して赤煙を放出せしめる。冷後水を加へて 2 倍に稀釋

し濾別する。濾液は 500cc のメスフラスコに受けアムモニア (比重 0.88) の 5cc を加へ大體中和し、冷後 N/20 KCN 液を加へる。(1% Ni の試料に對し 16cc) 次にアムモニア 25cc を加へ、鐵を沈澱せしめる。更に水を加へ 500cc とする。これを 1l のピーカーに移し、鐵の沈澱が沈定せる後、上澄液 250cc を採り、10% 硫酸アムモニア及び 4% 沃度加里液各 10cc を加へ、混合後 N/20 硝酸銀で滴定するのである。操作は極めて簡單で迅速なる定量法として甚だ便である。 (前田)

5 磷酸鹽岩石並に含磷滓中の弗素の定量法 (D. S.

Reynolds & K. D. Jacob: Ind. Eng. Chem. Analyt. Edi. Oct. 15, 1931, 366-370) 磷酸物、石灰等に富むものは數回炭酸アルカリで熔融しても含有弗素の全部を水に可溶性なものとなし難い。例へば弗素 35.7mg を含む電氣爐滓 1gr を 5gr の Na₂CO₃ で熔融しても、弗素の 83.8% を可溶性に變じ得るに過ぎない。この原因は不溶性の弗化磷酸鹽を必然的に生成する故である。熔融後の残渣を硝酸で處理しても、90% 以上の回収は困難である。從來の發生法は一般に結果が低く、信頼し難い。著者の方法は次の如くで殊に含磷滓に適當してゐる。

100 メッシュ以下に粉砕せる試料 1gr を白金坩堝に採り 2gr の Na₂CO₃ 及び 0.5gr の SiO₂ を加へ、900~950°C で 1 時間熔融する。平爐滓、電氣爐滓の如く硅酸物の多い試料は、その 1gr に對し 5gr の Na₂CO₃ で熔融する。融塊は冷後、50~70°C の水と共に蒸氣浴上に一晝夜放置して浸出せしめる。次に上澄液を去り、残渣は硝子棒にて碎きつゝ 1~2% の Na₂CO₃ の 50cc を加へ、15 分間蒸氣浴上で攪拌し、400°C のピーカーに濾別し 5~6 回温水で洗滌する。濾液は上澄液と合し、50~75°C 迄蒸發する。これを A 液とする。弗素は大部分 A 液中に含まれる。一方残渣は温水でピーカーに吹き落し、全量を 50cc とし、濃硝酸 3cc を加へ、0.5~1 時間攪拌する。猶残渣あればこれを濾別し、Na₂CO₃ を加へ溶解し、水にて浸出しこれを A 液に加へる。

上記の硝酸性溶液には冷後 5% の蓚酸溶液 50cc を加へ、10% Na₂CO₃ を滴下し、メチルオレンジに依つて液を中性とし蓚酸石灰を沈澱せしめる。1 分間煮沸後濾別し、沈澱は冷水にて洗滌する。濾液には 4% の濃硝酸と 10% の飽和過滿俺酸加里溶液を加へ蒸氣浴上で加熱する。液の色が消失せば更に過滿俺酸加里を添加し、褐色沈澱を生ぜしめる。次に過剰の酸を Na₂CO₃ の小粒を投じつゝ中和し、更に 2gr を過剰に加へる。この際沈澱が僅か着色せる時は更に過滿俺酸加里を滴下し、暗褐色の沈澱とする。この液は煮沸し、攪拌し、直ちに濾過し、

沈澱は 4~5 回 1% Na_2CO_3 の温溶液で洗滌する。濾液は前記の A 液に加へ全量を 250^{cc} とする。

斯くして得た溶液は煮沸しつゝ酸性硝酸亜鉛溶液の 25^{cc} を注意して加へ、急速に濾別し、濾液が 400^{cc} に達する迄洗滌する。沈澱は廢棄する。濾液はメチールレッドを指示薬として硝酸にて中和し、中和點に至るに従ひ煮沸する。次にアムモニア性酸化亜鉛溶液の 25^{cc} を加へ、蒸發して全量を 50~75^{cc} とする。靜置後、沈澱を濾別し、冷水にて洗滌する。沈澱は廢棄する。濾液には 2 滴のプロモフェノールブリンを指示薬とし、稀硝酸にて弱酸性とし、次に稀苛性曹達を丁度アルカリ性となる迄加へ、次で 10% $NaCl$ を 3^{cc} 稀鹽酸 (1:1) 2^{cc} を加へ、更に硝酸鉛の小粒を 5_{gr} 加へ蒸氣浴上で加熱する。硝酸鉛が溶解した後醋酸曹達の小粒を 5_{gr} 加へ、0.5 時間攪拌し、蒸氣浴上で加温する。次に 4~24 時間室温にて放置し、濾別する。沈澱は初め冷水、次にクロール弗化鉛の飽和溶液にて 4~5 回、最後に冷水にて洗滌する。沈澱は濾紙と共にピーカーに入れ、100^{cc} の稀硝酸 (1:19) にて洗ひ落とし、沈澱が溶解し、濾紙がパルプ状となる迄加熱する。次に 0.1 規定の硝酸銀が僅かに過剰となる迄加へ、0.5 時間蒸氣浴上で加熱し、時折攪拌し、暗所に放冷し濾別する。冷水にてよく洗滌する。濾液には 5^{cc} の鐵明礬溶液を加へ、過剰の銀を 0.1 規定の硫青化加里液で滴定する。この銀量を初め硝酸銀として添加せる銀量より減ずればその差は弗素と結合せる量である。これより弗素を算出する。0.1 規定の $AgNO_3$ は 0.00190_{gr} の F に相當する。定量結果の一例は附表の如くで、發生法に比して良好である。

(前田)

試料 (1 ^{gr} とす)	本法 F. mg	發生法 F. mg
$Ca_3(PO_4)_2$ 0.7 _{gr} + CaF_2 0.0821 _{gr}	36.9	35.4
Florida 州産燐灰石	36.8	36.2
	35.7	11.6
酸性電氣爐滓 {	35.1	15.0
	35.7	18.7
鹽基性螢石滓 {	11.9	9.4
	10.9	9.2

30
電解法に依るコバルトの迅速定量法 (D. H. Brophy: Ind. Eng. Chem., Analyt. Edi., Oct. 15, 1931, 363) 磁石用鋼、タンクステンカーバイド工具等に適用し得べき迅速法で所要時間は約 30 分である。電解液は、 NH_4OH 50^{cc}, NH_4Cl 5_{gr}, $NaHSO_4$ 0.3~0.4_{gr} とし、これを全量 80~100^{cc} に稀釋せるものを用ふる。白金製の廻轉アノードと白金ロヂウムのカソードを用ひ、電流密度は 4~7 アンペア、アノードの廻轉數は毎分 800~1,000 廻轉とする。重硫酸曹達を含む電解液は電着物中に硫黃を混ざる事があるが、本法の如くその量少く且つ短時間の場合には無視する事が出来る。電解液は、コバルト量 100~160_{mg} 毎に、0.3_{gr} の重硫酸曹達を要すが實際は幾分多い方がよい。電解開始後 20 分で液が無色の場合は更に 50~20_{mg} の重硫酸曹達を加へる。80~15_{mg} のコバルト量の際は電解液に 0.1~0.5_{mg} のゼラチンを添加する。定量成績は附表の如くである。電解後電着物を

稀硝酸に溶解し、煮沸して過剰の酸を去り、鹽化バリウムで硫酸物を檢定したがその量は痕跡附近である。コバルトは Phenyl-Thiohydantoic Acid で沈澱し、濾過し、燒きて酸化物とし更に水素にて還元して金屬として秤量して比較した。工場に於ける迅速定量法としては容量法に比して所要時間短かく良好である。

ゼラチン 添加量 mg	コバルト 添加量 mg	コバルト 檢出量 mg	誤差
0.1	12.5	12.9	+ 0.4
0.5	31.3	31.5	+ 0.2
0	74.7	74.5	- 0.2
0	100.1	100.4	+ 0.3
0	161.7	162.0	+ 0.3

鐵の影響として硝酸鐵を加へた結果は別表の如く、殆んど無視し得る程度である。コバルトは Phenyl-Thiohydantoic Acid で沈澱せるものを硝酸+鹽酸、又は鹽酸にて溶解せるものを加へた。

(前田)

$Fe(NO_3)_3$ 添加量 mg	コバルト 添加量 mg	コバルト 檢出量 mg	誤差
50	22.0	22.1	+ 0.1
100	27.0	27.1	+ 0.1
1,000	22.5	22.5	0

過沃素酸曹達酸化法に依る滿俺の容量分析 (H.

H. Willard & J. J. Thompson: Ind. Eng. Chem. Analyt. Edi. Oct. 15, 1931, 399-401) 30_{mg} 迄の滿俺の燐酸又は硫酸性溶液を過沃素酸曹達 $NaIO_4$ で過滿俺酸物に酸化し、標準硫酸第一鐵溶液で滴定する方法である。燐酸を用ふれば Cr の少量は影響しないが、一般に Cr, Ce 鹽化物の存在しない場合に應用出来る。Cr 不含の鐵及び鋼に對してはその 1_{gr} を採り、4^{cc} の濃硫酸及び 25^{cc} の水に溶かし、1^{cc} の硝酸を加へ煮沸し、赤煙を驅逐する。これを 50~75^{cc} に稀釋して 85% 燐酸の 3^{cc} と 0.3_{gr} の $NaIO_4$ を加へ、15 分間徐々に煮沸して滿俺を酸化し、水を加へて 150^{cc} とし、冷後 $Hg(NO_3)_2 \cdot 2H_2O$ の 4~5_{gr} を少量の水に溶かせるを加へ、アスベストにて急速に濾別する。濾液は過剰の標準硫酸第一鐵溶液を盛れるピーカーに受け、直ちに標準過滿俺酸加里液を以て過剰の硫酸鐵を逆滴定する。Cr 0.1% 附近迄の試料の場合は燐酸は 15^{cc} を加へ、燐酸水銀の沈澱を防止する爲め少量の硫酸を加へる。

滿俺青銅に對してはその 1_{gr} を 3^{cc} の濃硝酸、10^{cc} の燐酸、7~8^{cc} の水に溶かし前同様に行ふ。液の色に依つて滴定に不便な時は電位差滴定法又は Alphazurine を指示薬として行ふ。(Z. anal. Chem., 77, 1929, 125 参照) 定量例は附表の如し。

(前田)

試料	使用酸	Cr 含量	Mn 含量	Mn 檢定量
B. S. Steel No. 10 ³	燐酸	0.01%	1.13%	1.136%
"	硫酸	0.01	1.13	1.138
B. S. Cast Iron No. 4 ²	燐酸	0.016	0.897	0.890
"	硫酸	0.016	0.897	0.898
B. S. Mn Bronze No. 62	燐酸	—	1.59	1.61