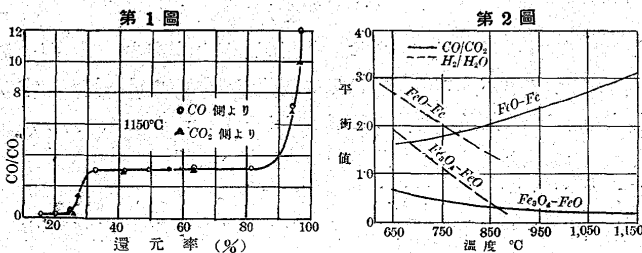


抄 録

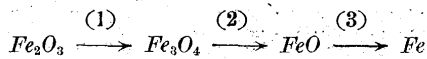
1) 製 鐵 原 料

鐵鑛還元における平衡と還元速度 (W. A. Bone, H. L. Saunders, J. E. Rushbrooke, Iron & Coal Tr. Rev. June 1, 1934) 實驗は (1) $Fe_xO_y + CO \rightleftharpoons Fe_{x-1}O_{y-1} + CO_2$ の 1,150°C に於ける平衡、(2) $Fe_xO_y + H_2 \rightleftharpoons Fe_{x-1}O_{y-1} + H_2O$ の 450~850°C 間に於ける平衡、(3) $Fe_xO_y + CO \rightleftharpoons Fe_{x-1}O_{y-1} + CO_2$ の 65°C~1,000°C 間に於ける比還元速度の 3 部門に就いて行つた。

(1) 實驗に使用せる鑛石は Fe_2O_3 75.41, SiO_2 8.58, Al_2O_3 1.32, CaO 痕跡なる成分のもので 1150°C に於ける還元の結果は第 1 圖の如し。 $Fe_3O_4 + CO \rightleftharpoons 3FeO + CO_2$ 平衡の CO/CO_2 は 0.2 となり、以前行つた 975° の場合より低く、 $FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$ の CO/CO_2 は 3.15 となり 975°C の場合より高くなつて居る。これは Fe_3O_4 の還元は吸熱反應なるに反し FeO の還元は發熱反應なるが爲めである。750~1,150°C 間の各階段に於ける CO/CO_2 の平衡値は第 1 表の如くで、1921 年に松原氏の行つた實驗と良く一致



して居る。此の實驗より考ふれば鐵鑛の CO 還元の際には次式の段階を連続的に通過することは確かである。



温 度 °C	750	850	975	1150
$Fe_3O_4 \rightarrow FeO$ の CO/CO_2 平衡値	0.45	0.35	0.25	0.2
$FeO \rightarrow Fe$ "	1.78	2.1	2.42	3.15

(2) 高爐瓦斯中には H_2 及び H_2O を含有して居るから、是等の瓦斯が還元如何なる影響を興へるか、殊に H_2 が鑛石の還元末期に興へる影響及び H_2O が $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$ に如何なる程度の影響を興へるか充分調べる必要がある。それで 450°C, 650°C, 850°C で $Fe_xO_y + H_2 \rightleftharpoons Fe_{x-1}O_{y-1} + H_2O$ の平衡状態を研究した。此の場合にも $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeO \rightarrow Fe$ の段階を通過する様で、 $3Fe_2O_3 + H_2 = 2Fe_3O_4 + H_2O$ は殆んど非可逆反應と見做し得べく、 $Fe_3O_4 \rightleftharpoons FeO$ 及 $FeO \rightleftharpoons Fe$ は可逆反應である。 H_2/H_2O の値はある一定温度では恒数であるが $Fe_3O_4 \rightleftharpoons FeO$, $FeO \rightleftharpoons Fe$ 兩式間の轉移點は CO 還元の場合程明瞭に現れない。450° では反應速度が餘り遅きため H_2/H_2O 値を實驗的に求めることは殆ど不可能である。650°C 及び 850°C の實驗に於ては $Fe_3O_4 \rightleftharpoons FeO$, $FeO \rightleftharpoons Fe$ の轉移點が認められ、 $Fe_3O_4 \rightarrow Fe$ 間に 2 段階の存することが明らかである。 H_2/H_2O の各温度に於ける平衡値を示せば第 2 圖の如く、比較のために記入せる CO/CO_2 平衡値を参照せば 800~850°C 以下では CO より H_2 還元の方が有効で、この温度以上になれば逆になることが解る。 $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$ に及ぼす H_2O の影響は追つて報告する。

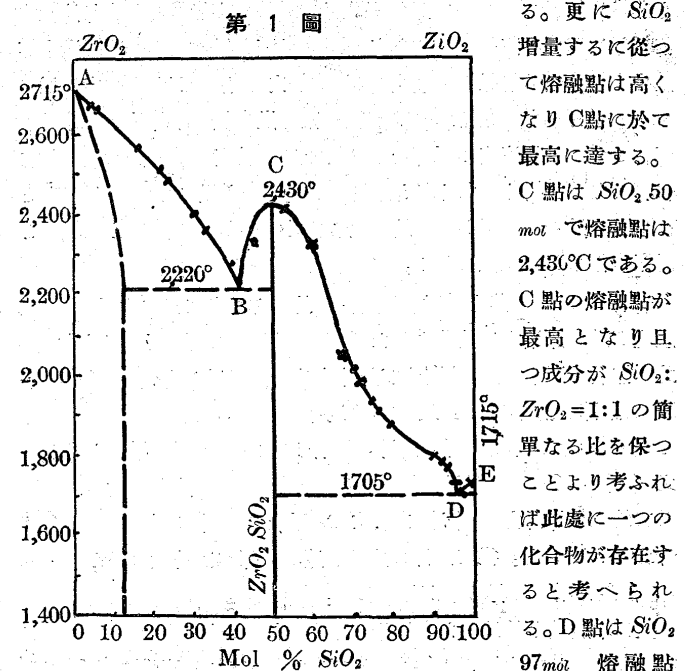
(3) 英國高爐の瓦斯通過速度は 15~50^{ft}/sec であるから斯様な瓦斯速度でどの位鑛石を還元するかと云ふことに就いて實驗を行つた。即ち瓦斯速度を 4, 16, 48^{ft}/sec とし還元温度を 450, 650, 750, 850 及び 1,000°C に選んだ。瓦斯速度を 4^{ft}/sec から 16^{ft}/sec にすると、どの温度に於ても鑛石表面の比還元速度は増加したが、48^{ft}/sec の瓦斯速度に於ては 650°C で比還元速度は下り、850°C に於ては著しき還元速度の増加を示した。750°C に於ては 48^{ft}/sec にしても大なる影響は認められなかつた。650°C に於ける比還元速度の低下の原因としては、斯様な高速度瓦斯が爐内に於て C 沈積を起す所の温度範圍を擴大する爲であらう。之と 850°C に於ける高速度瓦斯の著明なる効果は今後研究する必要がある。

(垣 内)

ZrO₂-SiO₂ 系 (Nina Zirnowa, Z. anorg. u. allgem. Chem. Bd. 218, Heft 2, 1934, S. 193) 化學的に精製せる ZrO_2 と SiO_2 をよく混合して三角錐を作り、之を酸素アセチレンバーナーによつて熱し、其の熔融點を Holborn u. Kurlbaum 高温計で測定した。熔融點は同成分試料 10~20 個の平均値を探り第 1 圖の如き熔融曲線を得た。

ZrO_2 の熔融點は 2,715°C で SiO_2 の増量に従つて熔融點は下り B 點に於て最後となる。B 點は 43 mol SiO_2 で 2,220°C で熔融する。更に SiO_2 増量するに従つて熔融點は高くなり C 點に於て最高に達する。C 點は SiO_2 50 mol で熔融點は 2,430°C である。C 點の熔融點が最高となり且つ成分が $SiO_2 : ZrO_2 = 1:1$ の簡單なる比を保つことより考ふれば此處に一つの化合物が存在すると考へられる。D 點は SiO_2 97 mol 熔融點 1,705°C である。2,220°C 及び 1,705°C は共晶温度と考へられ又 SiO_2 5 mol 以下の熔融冷却物を檢鏡せしに均質であるから ZrO_2 側に固溶體の出來ることが認められる。固溶體存在の間接的證明としては SiO_2 10 mol 位までは SiO_2 が殆んど逃げないことである。そこで SiO_2 10 mol までを固溶體を作るものと考へ圖に記入したのである。

(垣 内)



3) 鉄鐵及鐵合金の製造

チルドロールに木炭鉄が何故良いか (O. Kerl, Ar...

chiv für das Eisenhüttenwesen, Vol. 7, 1933-34 No. 10) 著者は其の理由を泥状珪酸鹽に求めてゐる。黒鉛化に對して黒鉛核の他に酸化物、不溶解瓦斯、珪酸鹽、硫化物等が影響することは既に知られてゐるが、著者に依れば凝固作用を鐵黒鉛系に起きせるものは總て非金屬物では無くして特に泥状珪酸鹽として存在する次微粒子状態の珪酸鐵である。此の次微粒子状態の珪酸鹽を化學分析で測定することは今日の處不可能であるが、他の生成物例へば FeO 或は SiO_2 等の發生を防ぐ事に依て間接に検出することが出来る。即ち Si を含有せぬ鑄鐵を Si を含まない坩堝で鑄解した上、 $Al-Mn$ 又は $Al-Mg$ 合金で脱酸して珪素鐵を添加すれば鑄湯中には脱酸剤に依る酸化物が有るのみで珪酸鐵は少しも存在しない、而して之が凝固に際して鐵セメントの不安定系を辿り、セメントは後に地鐵と粒状黒鉛に分解する。然るに鑄湯に珪素鐵を添加する前に空氣を通じ乍ら過熱し多量の酸化鐵を生成せしむれば鐵黒鉛の安定系に沿て凝固し、低炭素の場合でも粗大な針状黒鉛を析出する。普通の鑄鐵には何れにせよ泥状珪酸鹽が相當に多い。其の一部は鉄鐵から來る。又鉄鐵を鑄多き屑金と共に鑄解すれば酸化鐵を生し其の結果珪素鐵の添加に際して泥状珪酸鹽の生成を助長する。泥状珪酸鹽を除去するには Mg や Ca の如き強力な脱酸剤を使用するか或は鑄湯を過熱する事に依り之を鑄滓中に吸収せしめねばならない。

鑄鐵に用ふる大低の合金元素は凝固過程を安定系に従はしめる處の臨界炭素量を低下せしめる。又黒鉛化作用は炭化鐵の解離が増進するに從て大と成る。之に對する合金元素の影響は泥状珪酸鹽に依て次の如く異なる。即ち $Fe-C-Ni$, $Fe-C-Si-Mn$, $Fe-C-Si-Ni$ の如き非常に解離せる鑄湯は泥状珪酸鹽の或る一定量に於て冷却速度に無關係に同一の臨界炭素量を有し、珪酸鹽の増加に従ひ臨界炭素が減少する。即ち解離と珪酸鹽は同一方向の作用がある。之に反し $Fe-Si-C$ 系の如き解離の少い鑄湯の臨界炭素量は冷却速度に非常に影響され、冷却速度 $25^\circ C/min$ 以上では珪酸鹽は最早臨界炭素量に影響しない。斯くの如く Si 系鑄鐵が其の趣を異にするのは Si と他の合金元素の作用が根本的に異なる爲と考へられる。 P も又 Si と同様の作用がある様である。

著者は $75 ton$ 能力の電氣爐に依り鑄鐵を鑄解せしに鑄湯中の珪酸鹽が鑄解操業中に捕收された Si 量に比例して増加するを知つた。此の捕收 Si 量は鑄解時間及び鑄滓成分に依て異り (イ) $CaO-SiO_2-FeCa$ 鑄滓の場合には装入物の Si 量 0.1% の時、 0.25% Si 増加と成り (ロ) Al_2O_3 95% 鑄滓の場合には 0.1% Si 増加と成り、又 (ハ) $CaO-FeCa$ 鑄滓の場合には 0.05% Si の減少と成つた。而して鑄鐵の抗折力は (イ) に於て $25.5 lb/in^2$ (ハ) に於て $32-37.5 lb/in^2$ であつた。從て鑄滓の成分を適當に擇べば鑄鐵の強さを $6-12 lb/in^2$ は増加し得る事が知られる。

次に木炭銼を鑄造した處周縁が非常に細かい結晶粒と成り且 C が中心部に比して約 0.25% 増加してゐた。其處で數回鑄解を繰返して試験したのに同様の結果を得た。之をチル鑄型に注入した處普通の鑄湯に比して冷硬の深さが大と成つた。更に又成分を同一にし泥状珪酸鹽を種々に含有する色々の鑄湯を鑄造せるに珪酸鹽の少いもの程冷硬の深さを増し且白銼組織より灰銼組織への境界が一層滑かに成る事を認めた。即ち之等の結果より著者は珪酸鹽の多寡が鑄鐵の性質に密接なる關係を有すると云ふ結論を得たのである。此の事實は硬度の高い冷硬部を一定の深さに必要とするチルドロール實地製作上の極めて重要な事である、一般に C を増せば冷硬部の硬度が高く成るが其の反面に冷硬の深さが減少する缺點がある。此の場

合泥状珪酸鹽を除去すれば冷硬の深さを減少する事無くして C を増加し得られ從て硬度を増す事が出来る。泥状珪酸鹽の少い木炭銼がチルドロールに有利なる理由が茲に在る。

而して鑄湯に空氣を通じ或はミルスケールを蔽ふて酸化帯にしたのみでは泥状珪酸鹽は増加しない。即ち斯くの如くして生成された珪酸鹽は粗大なる粒状と成るから黒鉛化の核として作用しないのである。又温度を上ぐれば泥状珪酸鹽は鑄湯から分離される。併し鑄湯に屑金を添加すれば泥状珪酸鹽を増し、從て微細黒鉛の亞共晶銼に對して黒鉛を粗大にする。之に反し粗大黒鉛の過共晶銼に於ては屑金は黒鉛の鑄解を容易ならしめて精練の作用を爲す。尙 $45-55\%$ CaO 鑄滓では $1400^\circ C$ に $10 min$ 加熱すれば黒鉛が非常に良く精練される事が解つた。

迅速に可鍛鑄鐵を作る法 (A. E. White: metal Progress, June, 1934) 1931 年米國に於ける可鍛鑄鐵の機械的性質の平均は次表の様で之等は成分と熱處理の改善に依り抗張力 $70,000 lb/in^2$

抗張力	$54,000 lb/in^2$	伸 $18-20\%$ 迄は上げ得る。製造
降伏點	$36,000 lb/in^2$	は熔解、鑄造及燒鈍の 3 工程に分
伸 (2')	最小 15% 平均 18%	れ燒鈍のみにて通常 $5-7$ 日を要
硬度	115	す。此燒鈍時間を短縮せんとして
アイゾット値	$9.3 Jt. W$	種々工夫された。黒鉛化の機構は
耐力限界	$25,000 J/in^2$	省略するが要するに $Fe_3C \rightarrow 3Fe +$

C , $2FeSi + Fe \rightarrow Fe_3Si_2$ の 2 つの作用が行はれ含有する Si が重要な役目をする事が分る。鑄物は先炭化物が分解し黒鉛の核が出来る迄變態點以上の加熱した後徐々に下げてオーステナイト中に溶けた炭化物の黒鉛化を行はせる。此場合 Si が多いと變態點以上で黒鉛化する C が多く且變態點以下で固體中に留る C も少くなる。實際には燒鈍温度を上げれば黒鉛化は増大するが成品の物理的性質が害されるので好ましくない。

次に黒鉛化の促進であるが第一に熔解の際の過熱である。過熱度が高ければ高い程黒鉛化は早い。之の爲めに一旦キッポウで熔したものを再び電氣爐で過熱する操作が行はれる。第二に鑄込んだ後の冷却度であるが早ければ早い程良い。此點で金型鑄物の黒鉛化が最も早い。第三には含有する Si の量である。 C , 鑄込温度、過熱度を同じとして Si の量を増すと黒鉛化は非常に時間を短縮する。炭素量は問題でないが餘り少くと流動性が悪くなり収縮や氣孔などの危険がある。要するに Si は上げて C は一次黒鉛を作らぬ程度に下げるのを良いとされて居る。 P 及 S も重要でないが P が餘り多いと偏析を來す。殊に Si の高いもの程 P は高くするを得ない。少くとも 0.18% 迄である。

例を挙げると $C 1.4\%$, $Si 1.7\%$ のものが過熱 $1,730^\circ C$ で黒鉛化の時間は $6 hr$ であつた。機械的性質は抗張力 $65,000 lb/in^2$ 降伏點 $45,000 lb/in^2$ 伸 $15-18\%$ 。之は極端な例であるが過熱を行はないもので $15-18 hr$ を要する。故に Si を上げ過熱度を上げる事に依る良好性は認められる。實際に $C 1.9\%$, $Si 1.65-1.9\%$ のもので多量に作られて居る。然し前述の様に過熱に電氣爐を使用する事は夫丈け費用が増加する事となる。

最後に燒鈍用の爐としてはトンネル型がよい。 $C 2.75\%$, $Si 1.15\%$ のもので $51 hr$ で終る。Batch 型の爐では $90-110 hr$ を要す。

熔融曹達灰に依る脱硫 (G. S. Evans, Foundry May, 1934, p. 26) 灰銼鑄物に對し次の三方面に於て熔融曹達灰を使用する事が發達して來た。其は熔銼爐よりの出湯へ直かに添加する方法

装入物と共に添加する方法及び二重式熔解法に於て熔銑爐と精製爐の間で添加する方法である。之等に用る曹達灰は昨今米國では purite の商名で販賣されてゐる。従來は主として安價に脱硫、精鍊する目的に曹達灰を使用して來たが其後之に依て鑄物の組織、切削性及材質が改善される事が知られた。本文は此の熔融曹達灰の作用に就て述べたものである。

(イ) 銑湯 1t に對して曹達灰 1lb は下表に示す脱硫効果が有る。

銑湯の S%	0.07	0.10	0.15	0.20
3lb 使用に依り	0.06	0.08	0.12	0.16
5 " "	0.05	0.07	0.10	0.13
7 " "	0.045	0.06	0.09	0.11
10 " "	0.04	0.055	0.08	0.10

熔解を上手に行へば普通、薄物で 25~35%、厚物で 50~60% の脱硫が得られる。併し之以上の脱硫は何等かの方法で銑湯を過熱しなければ先づ不可能である。

(ロ) 曹達灰に依り脱硫が進むに従ひ鑄物の硬度が増加し而も切削性が良く成る。併し曹達灰を餘り多量に用ふれば硫黄は減少するが切削性が悪く成る。

(ハ) 曹達灰が脱硫、脱酸及不純物除去に效力有るのは次の二種の反應に基く。

先づ $Na_2CO_3 + FeS \rightarrow Na_2S + FeO + CO_2$ 及び $CO_2 + Fe \rightarrow FeO + CO$ の反應に依て酸化物及び瓦斯を生じ之等が銑湯中に擴散するために激烈なる沸騰が起り新しい銑湯を絶えず曹達熔滓と接觸せしめる。

次で $Na_2S + 2FeO + FeO, SiO_2 \rightarrow Na_2SiO_3 + SO_2 + 3Fe$ 及び $Na_2O + 2FeO + FeSi \rightarrow Na_2SiO_3 + 3Fe$ の反應に依り酸化物が還元され珪酸質の熔滓は曹達熔滓に成る。此の滓は可動性が大きく其の中の瓦斯を發出せしめる。従て之等の作用が充分完了するを俟つて注湯しなければ鑄物に鑄巢や滓入を多くする危険が有る。普通此の完了時間は 3~20 分と見てよい。

(ニ) 銑銑爐へ石灰石の一部を曹達灰で代用すれば燃焼を良くし温度が上昇され熔滓の作用を助ける。曹達灰が燃焼を助ける理由は之が CO_2 の還元速度を大にする爲に還元作用が羽口附近の極く狭い範囲で行はれ而も此の還元は吸熱反應であるから發熱反應たる酸化帶の熱を急速に吸収する譯で其の結果高熱帶が羽口近くに制限されるに基く。此の場合普通 10lb の石灰石に對して 1lb の曹達灰を併用すれば 0.10~0.085% の硫黄を低下し得られる。

(南波)

重油キッポラ (W. Schneider, Die Giesserei, March, 2, 1934) 本文は骸炭キッポラに重油を併用せるものの實績に就て述べたものである。

キッポラは直径 31" を有し、黒心可鍛鑄鐵及び白心可鍛鑄鐵の製造に出いたもので、使用骸炭は 2.5~3.6% の S を含有し、著者は骸炭比及び銑洗の S を減少せしめる目的で補助的に重油加熱を試みた。

燃油装置を施さぬ前は毎日の地金装入量 325 kg、骸炭装入量 78 kg、熔解速度 3,500 kg/ton であつたのが、重油を併用してから地金装入量が 450 kg に増加し、骸炭装入量は 67.5 kg に減少し又熔解速度が 5,500 kg/ton に増加した。銑湯 100 kg に對する重油の消費量は 0.8~1.0 kg である。即ち骸炭 1 ton の値段を 30 R.M. とし又重油 1 ton を 60 R.M. とすれば骸炭のみを使用せる場合は相當銑銑の燃料費が 0.861 R.M. であつたのか、重油を併用せる結果 0.651 R.M. に減少した。斯くの如き燃料費の經濟を得たのみならず之に依て銑湯の硫黄が

0.28% より 0.19~0.20% に低下した。ゆゑに白銑の燒鈍時間も亦 208 hr より 136 hr に短縮する事が出來たと云ふ。(N. N.)

キッポラ羽口の大さ (G. Itam, Revue de Fou. Moderne, Sept. 10, 1933) づつと以前から著者は銑銑爐の羽口は非常に大きく作るべきで有ると信じてゐたが羽口を大きくした 5 箇の銑銑爐に就て却て失敗に歸した結果羽口は成る可く小さいのが良いといふ結論を得た。其の内第一の場合は折角大きく改造した羽口を變更せねばならぬ成り、而も急を要したので、4" 鐵管を用ひて元の羽口面積に變更した結果良好な成績を得た。他の 4 つの場合は羽口を最初から小さくして置いたが其の結果は良好であつた。

銑銑爐に於て瓦斯は熔解帶に於ける箇々の骸炭の間の空隙を通過し得るのみであつて、爐内の壓力が高く成るに従て此の瓦斯の速度も大と成る。従て瓦斯の上昇を大にする目的で羽口を大きくすれば却て棚吊を起り易くするのである。即ち羽口を大にすれば通風の速度が減少する爲に通風は爐内中心部に達しない益々爐壁部に沿て上昇し此部分を冷却せしめるからである。

更にまた著者は次の如く言つて居る。骸炭の使用量及び其の品質を節約して餘りに經濟的操業を得んと力める事は間違つてゐる。骸炭に相當の費用をかくれば結局に經濟的操業で最も良い方法と成るのである。(N. N.)

鑄物用に使用する電氣爐 (L. Schmid, Zeits. für die gesamte Giessereipraxis, Vol. 54, Nov. 12, 1933, p. 463~465, Nov. 26, 1933, p. 489~490; Dec. 10, 1933, p. 507~509; Dec. 24, 1933, p. 525~528.)

現在鑄物工場に使用せられて居る電氣爐を大別すると 2 つの型式になる。即ち Heroult 型の電氣弧光爐と Northrup 型の高周波誘導電氣爐である。電氣弧光爐に屬するものに Stassano 爐があるが之は電極の配列が不適當で電極の位置も殆ど水平の位置にあるので不利な點が多い。然し Heroult の爐では此の如き不都合がない。原理は同じであつて細部の構造を異にするものに Nathsius 弧光爐がある。但し之は湯を出す際に爐を傾斜せしむるのに電極を上げてやらねばならぬ不便がある。冶金學的に見る時は弧光爐はすべて頗る高温度に熱せられ迅速に熔融金屬と滓が強い反應を起し脱酸、脱硫の目的を充分達し得られるのである。之が最も多く使用せられ且重要視せられて居るのは高級パーライト鑄鐵の如き普通のキッポラでは作り得ない様なものを熔融するにある。鐵屑をあまり多く入れずに使用する場合であれば電力費の極端に高價ならざる限りはキッポラと經濟的にあまり變りはない。弧光爐は又合金鐵の製造に使用して頗る便利である。即ちフェロシリコンを入れて珪素鑄鐵を製造する場合等に便利である。(普通はキッポラで作つた鑄鐵に Si を加へるのに弧光爐に移しフェロシリコンを加へて、過熱して作つて居る。)又耐酸性の高珪素鑄鐵を作るに有利である。小型の薄い鑄物を作つたりする場合 Heroult の爐は最も好都合であり然も他の何れの爐と比較して見ても經濟的である。

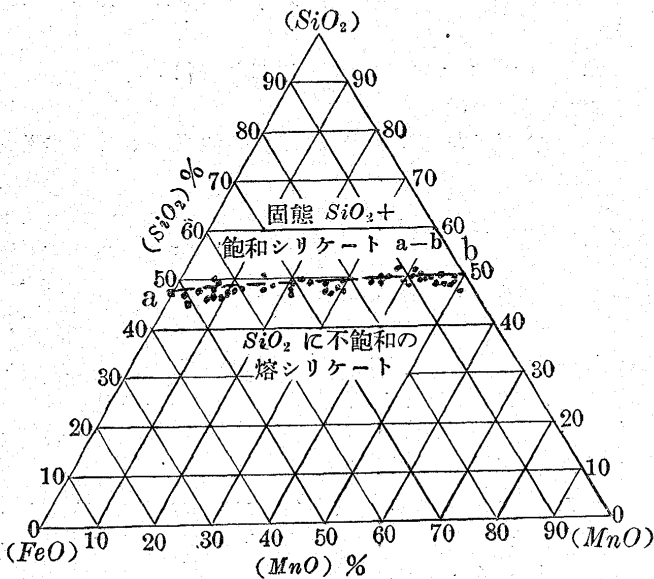
誘導電氣爐には Röchling-Rodenhauser, Frick, Ajax-Wyatt 及び Northrup 等がある。之等の爐の長所、短所を述べれば最初に擧げたものは、鐵鋼用には用ひられない。Ajax-Wyatt のものは眞鍮熔融用として適當である。高周波誘導電氣爐は特殊の取扱を要するものでは、最高級の合金鋼を作るに用ひられる。之は又、眞鍮、青銅類の熔融に好適のもので、他の種の爐を使用するよりも良い結果が得られる。(岸本)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

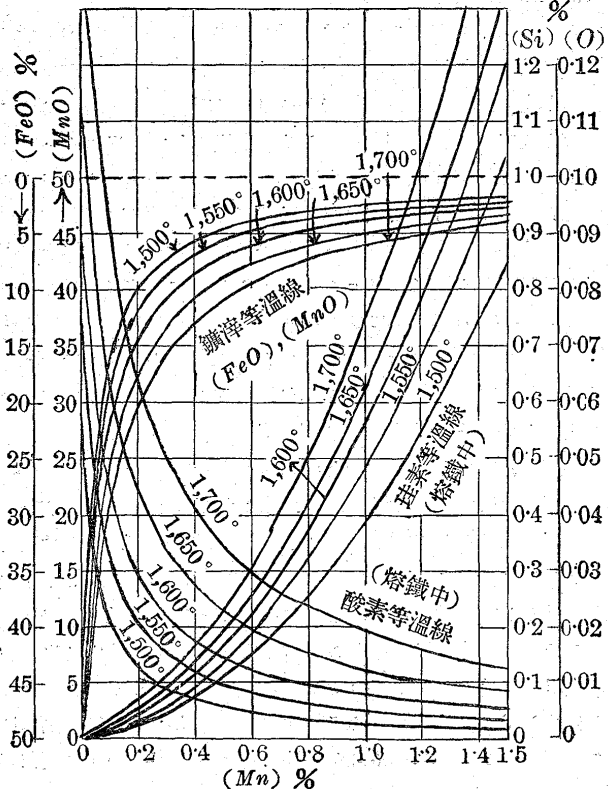
製鋼中の *Mn*, *Si*, *C* の状態 (Friedrich Körber in Düsseldorf, St. u. Si. 1934, S. 535) 製鋼精鍊中の *Fe*, *Mn*, *Si* と其の酸化物との平衡及び *C* が此等の平衡に及ぼす影響を實驗室的に研究し且つ實地適用につき考察した。

1. 熔鐵と、熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) と、固態 SiO_2 との間の平衡。
Mn, 及び *Si* を含む熔鐵と、平衡を保ち得る最簡單なスラグは ($FeO-MnO-SiO_2$) である。1600°C 附近の溫度に於て (第1圖) 此

第1圖 熔鐵の存在に於て固態 SiO_2 の ($FeO-MnO-SiO_2$) への溶解度 (1,600°C 前後)



第2圖 熔鐵と SiO_2 に飽和せる (FeO, MnO, SiO_2) との間の種々の溫度に於ける平衡關係



のスラグは、境界線 a-b 以下の域、即ち SiO_2 50% 以下の場合には、流動性熔滓シリケートから成立ち、50% 以上の SiO_2 含有の場合は、熔滓シリケートと固態 SiO_2 との不揃いな混合物として存在する。即ち ($FeO-MnO-SiO_2$) 中に溶解出来る SiO_2 の量には制限がある。之は酸性製鋼法に於て、爐底を砂でライニングするのが可能なるを示すものである。

a-b 線以下の不飽和スラグに對する平衡の實驗室的な研究は、坩堝材がシリケート、又は熔鐵によつて侵蝕されるから困難である。しかし製鋼に重要な熔鐵と、a-b 線上の SiO_2 に飽和せるシリケートとの間の平衡は、砂製坩堝の使用によつて、研究出来る。

著者は a-b 上のシリケートと、*Mn*, *Si* を含む熔鐵との間の平衡を調べたものが、第2圖であつて、熔鐵の *Mn* % を基として、熔鐵 (酸素等溫線、珪素等溫線) とスラグ ($FeO-MnO$ 等溫線) の成分を表はした。

酸素等溫線の縦軸を見るに *Mn* 0% なる時熔鐵は SiO_2 飽和の熔滓 ($FeO-SiO_2$) から多量の FeO を取上げるが *Si* 含量は甚だ少い。此の熔鐵に *Mn* を加へると、スラグの MnO 含量は急に上昇し、スラグ中の FeO を追ひ出して行く。又 *Mn* の増加と共に、熔鐵の *Si* 含量も増して行く。熔鐵中の酸素は、スラグ中の FeO が MnO によつて置換されるに従つて、酸素は減つて行く。是に依て熔鐵中の酸素 % 即ち酸化物 % はスラグの FeO 量によつて決定される事が明瞭である。

第2圖は又溫度の高低に依る平衡を示す。熔鐵の *Mn* 量一定のとき溫度上昇すればスラグの FeO 及び、熔鐵中の酸素は増加する。

斯の如く或る定溫度に於て一成分の濃度一定せば他成分の濃度自ら定まる所以は、此の實驗が熔解金屬、熔解スラグ、固態 SiO_2 なる三相間の平衡であつて、然も溶解鐵及び熔解スラグが SiO_2 に飽和された場合なるに因る。

斯く3相平衡せるを以て *Si* 量が珪素等溫線以下にある熔鐵は、固態 SiO_2 に作用して *Si* を取上げ、熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) となる。之に反し、*Si* 量が珪素等溫線以上なる熔鐵では、*Mn* 及び *Fe* は固態 SiO_2 對して不活性である。換言すれば珪素等溫線以下の域の酸化に際しては、流れのよいシリケートが出来以上の域の酸化では、固態 SiO_2 が出来る。

2. *Mn*, *Si* に依り酸化物を含む鐵の脱酸

熔鐵中の *Mn*, *Si*, O_2 と熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) との平衡は第2圖に示される如くで、其の相互の量的關係も明である。即ち熔鐵の酸素量が酸素等溫線以上の場合に於ては酸化物の分離が起り、スラグ等溫線に示す飽和スラグの成分となる。而して溫度の低下と共に、*Mn*, *Si* の脱酸作用は強くなる。

熔鐵の *Mn* 及び *Si* 量が珪素等溫線以上にある場合には、固態 SiO_2 のみを分離するを以て珪素のみが脱酸劑となつて *Mn* は無効である。珪素等溫線以下の場合には流動性のよい熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) が分離されるのであつて *Si* と *Mn* とが互に補強して脱酸の作用を現はすことになる。

流動性のよい脱酸生成物を作らんとする操業に於て、假令少量のフェロシリコンを投入するも、行き互るまでに局部的に *Si* 濃度高く珪素等溫線以上に達することありて之が爲に固態 SiO_2 の分離を起すに至る。故に流れのよいシリケートの成生を確實にするには、*Si* と同時に相當量の *Mn* の共存することが必要であつて、之には *Mn* と *Si* の合金を脱酸劑として使用するのが適當である。

此の合金の適當なる組成は珪素等溫線以下の合金を撰べばよい。

第3圖は、1,600°Cにて高マンガンの場合の珪素等温線である。

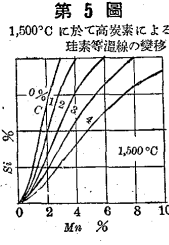
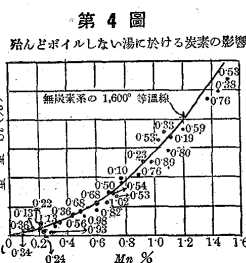
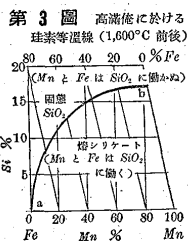
3. 熔鐵と、熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) と、固態 SiO_2 との間の平衡に及ぼす炭素の影響。

以上述べたるは炭素のない3相の平衡であつた。製鋼作業では、之に共存する炭素の影響を調べねばならぬ。

炭素の影響は二様ある。先づ炭素は Fe や Mn とカーバイドを作つて、熔鐵の性質を變化せしめ、従つて metal, slag 間の作用の平衡濃度を移動せしむる。次には強還元劑として、スラッグ中の酸化物や、爐のライニングに作用して、 Fe , Mn , Si と其の酸化物との間の平衡を保たせしめず、従つて化學作用を續行せしめる。

炭素の此の二作用は同時に起るものであるが、茲に次の二つの極端な場合を取扱ふ事にした。炭素が、スラッグ中の酸化物及び爐のライニングと、イ.) 極く僅か作用する場合と、ロ.) 激しく作用する場合。前者はカーバイド成生の平衡に及ぼす影響に、後者は還元劑としての炭素の影響に關するものである。

イ.) 炭素が僅かしか、ステッグ中の酸化物及び爐のライニングに作用しない場合。



第4圖には、サンド坩堝の中で熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) に蔽はれ殆んどボイルしなかつた、炭素1%以内の數多の熔鐵に就て、其の1,600°Cに於ける Mn 及び Si 量の關係を表した。黒點に書き添へた數字は炭素%を示し、曲線は炭素のない熔鐵に相當する。(第2圖の1,600°C等温線)。炭素が0.5%から1%までの間では Si %の僅かの變移が認められるに過ぎない。而して純系の平衡と略一致する。併し、炭素1%以上になると、 Si 變移が著しくなる。第5圖は、1,500°Cに於て珪素等温線が高炭素に依り受ける變移を示した。即ち高炭素の場合に Fe 及び Mn が、固態 SiO_2 及びシリケートから Si を還元する能力を、著しく失ふことになる。之はカーバイドの成生に依るもので重要な事柄である。

ロ.) 炭素がスラッグ中の酸化物及び爐のライニングと烈しく作用する場合。

上來各熔解の多くは炭素と湯の中の酸化物、スラッグ、爐底材とは不平衡であつた。にも拘らず炭素は極めて徐々に作用する。而して暫時の後突然ボイルし始める。

斯く激しく作用する炭素は先づ熔鐵に溶けて酸化物を減少せしめる。此の減少はスラッグ、坩堝、又は爐床の酸化物から補充され、従つてメタル、スラッグ間の平衡は破れて、スラッグと爐床から Fe , Mn , Si を還元する作用が進行する。此の化學變化の進行には、二つの場合がある。

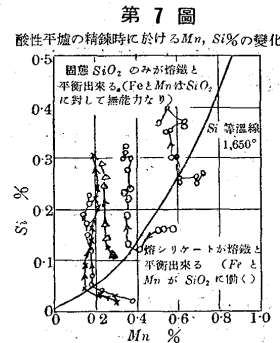
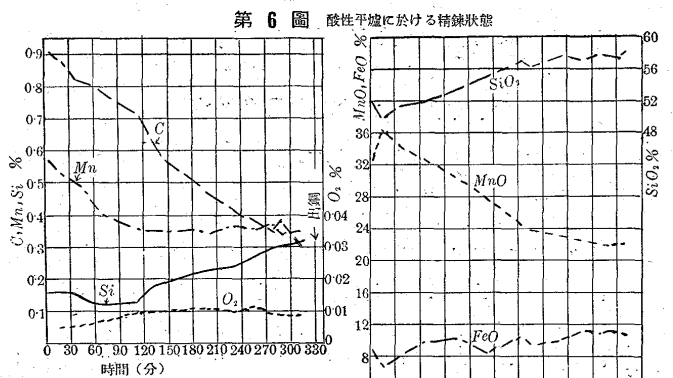
a. 滓の流動性が良く、成分が速かに平均される場合。此の場合には熔鐵が滓から酸化物を取り上げる事が、炭素の還元による湯中の酸化物の減少を理合せる。熔鐵の中の Mn 及び Si %は、炭素に依る滓の還元が進行するにつれて、珪素等温線の上を一緒に昇つて行く。此の際、 FeO 10%以上の普通の製鋼法の滓では、 Si , Mn の還元で使用される炭素は極く僅かで、大部分は Fe の還元で使用

される。

b. 滓の流動性が悪くて、成分の平均に長時間を要する場合。此の場合には湯面に觸れた滓の下面のみが炭素による還元を受けて、還元容易な FeO , MnO が段々少なくなるので、 SiO_2 が多くなるこれは固態 SiO_2 に移つて行つて、暫くのうちに湯の全表面が純 SiO_2 で覆はれる様になる。炭素の還元が更に進むと、 SiO_2 から Si が還元される爲に、熔鐵の Si %は著しく高くなつて来る。斯くの如き状態では、滓と熔鐵とは薄い SiO_2 の層によつて隔てられるので滓と熔鐵との間の平衡は全然考へられなくなる。熔滓 ($FeO-MnO-SiO_2$) の下面で炭素を含む熔解の進行するとき、炭素が激しく作用すれば、必ず a. の場合から b. の場合に移つて行く。何となれば滓の流動性の良いときに恵まれた FeO 及び MnO の還元は滓の SiO_2 %を越えず増大せしめ、従つて滓の流動性を悪くするからである。

4. 實驗室的研究の結果に依り酸性製鋼法の考察。

第6圖は酸性平爐に依る P. Bardenheuer 氏の例である。0.12% / h の速度で一様に行つて行く炭素は、約2時間の後には、時間の



推移と共にメタル、スラッグ間の作用を其の平衡から益々離して行つた。2時間の後、溶鐵の Si %は、其の時の Mn %に相當する珪素等温線上の Si %よりも高くなつて、溶鐵は最早溶滓と平衡する事は出来ない。 Mn %が殆んど變らないのに Si %のみが時間と共に増加して行く事は平衡から益々離れて行く事を示す。滓の FeO %も、湯の Si %に相當する値よりも遙かに高すぎる。時間と共に滓の SiO_2 %の増大は湯の Si %の増大に直接な關係を持つては居ない。滓の高 SiO_2 は滓の流動性を悪くするから、従つて炭素が自身の影響を露出し始めたに過ぎない。

第7圖は酸性平爐に於て精鍊中の湯の Si %と Mn %との關係を調べたものである。最初 Si %が珪素等温線以下にある間は、 Mn %は著しく減少する。此の部分では湯が滓と激しく作用し、 Mn は異常な活動力を持つて居る。しかし Mn 及び Si %が珪素等温線に到達するや否や、 Mn %は殆んど變化しなくなる。而して Si %は著しく増して来る。珪素等温線以上の湯は、最早溶滓と平衡にある事は出来ない。湯は固態 SiO_2 とのみ化學變化を起し得る。珪素等温線以下では溶滓が働き、其以上では爐床及び滓の最下層の固態 SiO_2 が働く。故に實驗室的研究に依つて決定された珪素等

温線は平爐の實際作業に適用し重要な事が解つた。

以上の推定を更に確かめる爲に、精錬時に置ける鋼から多数のメタル及び其に相當する滓の試料を採つて、これを實驗室に於て、溶解して見た。其の際、流動性の悪い滓を激しく攪拌する事によつて絶えず其の新しい部分が溶鐵と接觸する様にした所が、Si% が珪素等温線以上にあるものでは、何れの場合にも、滓の成分が殆んど變化する事無しに、Si% が珪素等温線まで下つた。(深堀)

冶金滓の粘着性 (Fritz Hartmann. St. u. Ei. 1934. S. 564.)

1.) 測定装置 各種の冶金滓の粘着性を測定するのに、M. Margules 氏の方法を改良して用ひた。此の装置の原理は、溶滓を入れた坩堝を一樣な速度で廻轉させ、その中に棒を突つ込んで、其の棒のフレによつて粘着性を決めるのである。

2.) 溶鐵爐滓 溶鐵爐滓は、1,250°C 内外に於て、著しく粘着性を失ふが、其の失ひ方は割合に平滑に進んで居る。滓の鹽基性が強くなると CaO を分離する傾向あるを以て、CaO の代りに多少の MgO を装入する事によつて防ぐ事は周知であるが、マグネシヤを入れると滓の粘着性を増して來るといふ。此の粘着性を實際に測定して見た。結果は豫想を裏切つて、(第1圖) マグネシヤを装入した方が粘着性が少なくなつて居る。尤も同量の CaO 追加が MgO 追加よりも滓の對して、より多くの流動性も與へて居る。尙、滓の流動性を左右する要素は多種多様であるから、此の結果を直ちに一般化する事はできない。

3.) 平爐滓 平爐滓の粘着性は、流動剤を入れぬ場合、螢石を入れた場合、ボークサイトを入れた場合、に就て測定した。結果は第2圖の通りである。

4.) 種々の冶金滓の粘着性の比較 第3圖に種々の冶金滓の粘着性を温度によつて並べて見た。最流動性のよいのはミックサーの滓である。次に熔鐵爐滓、平爐滓、最後にトーマス滓である。

5.) 耐火材に對する結果 冶金滓は、其の流動性がよい程、耐火材を蝕す事が大であると云はれる。これは滓の動きが早い事と、従つて耐火材の空隙に滲入する能力も大である事に依つて、顔かれる。此の事實を確かめる爲に滓の種々の流動性に於て、珪石煉瓦が滓化される重量を測定した。流動性は、粘着係数の逆數を取つた。

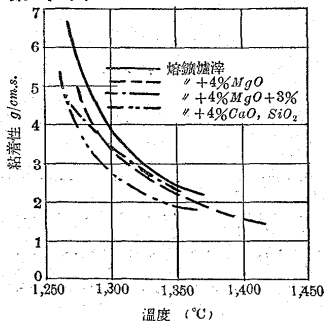
第4圖で、此の二つの曲線が同じ形をし居る事は、以上の推定を證據立てるものである。(深堀)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

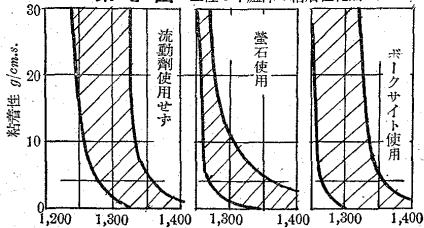
水中に於ける電弧銲接 (K. Hrenoff & Livshitz: A. W. E. 4, 1934, 15.)

液體中で電弧が飛ぶと銲接棒金屬の蒸氣が周圍の水と接觸するために非常に小さい粉末となつて液上に浮び、金屬及びその酸化物の膠狀の液を生成する。一般に非金屬について Fe-Al の酸化物は電弧に依て膠狀の液を作り易い。従來水中で電弧銲接を行ふことは實驗室で行はれてゐる。實驗装置は鋼鐵製のタンクに淡水或は 2% の鹽分を含む水を下部より入れて上部より排水して常に水を循環せしめる。タンクの底部に鐵製の銲接臺を置き電纜の正極を接続した。銲接用電源は直流のとき 300ap 交流のとき 250ap の容量のものを使用した。銲接工は肘迄のゴム手袋を必要とするが電弧光線の放射は少く保護眼鏡を必要としない。先づ普通の銲接棒を使用して被銲接物と銲接棒の間に電弧を連續せしめ得る様になつたが、僅か數分間電弧を保つのみで完全銲接を行ひ得なかつた。銲接棒の被覆劑を改良する意味で酸化鐵を被覆劑に含有せしめたものを軟鋼棒に厚く塗布して多少良い結果を得た。此のために著者等は被覆劑の研究に向つて進んだ。C0.13~0.2% の成分の軟鋼を銲接棒に使用し二層の被覆を行ふ。即ち第一層は水硝子とチヨークの混合物を塗布し、第二層は酸化鐵の粉末と炭酸マグネシウムを水硝子で練つて塗布し、然る後に空氣中で自然に乾燥した。然ながら被覆銲接棒も海水中で不安定であるのを保護するために被覆が乾燥した後にシエラックワノスの酒精溶液を塗布した。前述の處理を施さぬものは海水中で電氣分解を起して使用不可能である。ワノスを施すことは海水のみでなく淡水中の作業にも望ましい。本實驗には直流を使用し銲接棒を負にする。銲接棒の徑は 3~7mm で實施したが 4mm 以下が適する様である。銲接電流は 150ap が最小で電壓は大氣中に於ける作業電壓よりも少くとも 10~15v は高い。第1表は作業狀況を示し、銲接工が熟練すれば、大氣中に於けると同様に電弧の安定を保持して銲接を進行し得る。

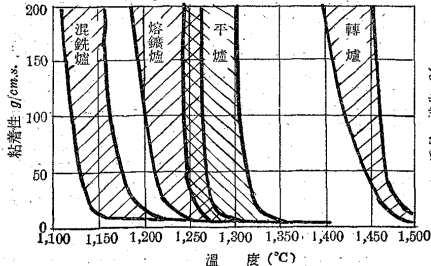
第1圖 添加物を加へた熔鐵爐滓の粘着性



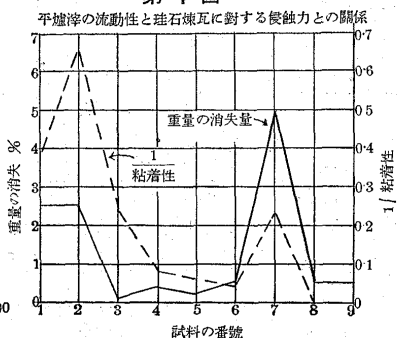
第2圖 三種の平爐滓の粘着性範圍



第3圖 冶金滓の粘着性範圍



第4圖



粘着係數 5gr/cm.s 以上に於て、即ち滓が未だ流動性の悪い時期に、螢石は甚だしく流動性を増して居るが、しかし流動性がよくなつて來ると、(5gr/cm.s 以下)、此の作用は僅かになつて來る。兎に角螢石は非常に利目のあるものである。併しボークサイトの場合には殆んど其の利目が認められない。これは實驗の作業の場合であるが、實驗的に坩堝で多量の物質を混合させる事によつて、非常に廣範圍に流動性を變へる事は容易である。此の場合、アルカリが滓に流動性を與へる事最も大で、螢石之に次いで居る。

かつた。銲接棒の被覆劑を改良する意味で酸化鐵を被覆劑に含有せしめたものを軟鋼棒に厚く塗布して多少良い結果を得た。此のために著者等は被覆劑の研究に向つて進んだ。C0.13~0.2% の成分の軟鋼を銲接棒に使用し二層の被覆を行ふ。即ち第一層は水硝子とチヨークの混合物を塗布し、第二層は酸化鐵の粉末と炭酸マグネシウムを水硝子で練つて塗布し、然る後に空氣中で自然に乾燥した。然ながら被覆銲接棒も海水中で不安定であるのを保護するために被覆が乾燥した後にシエラックワノスの酒精溶液を塗布した。前述の處理を施さぬものは海水中で電氣分解を起して使用不可能である。ワノスを施すことは海水のみでなく淡水中の作業にも望ましい。本實驗には直流を使用し銲接棒を負にする。銲接棒の徑は 3~7mm で實施したが 4mm 以下が適する様である。銲接電流は 150ap が最小で電壓は大氣中に於ける作業電壓よりも少くとも 10~15v は高い。第1表は作業狀況を示し、銲接工が熟練すれば、大氣中に於けると同様に電弧の安定を保持して銲接を進行し得る。

第1表

Table with 4 columns: 銲接棒の徑 mm, 銲接電流 ap, 電弧電壓 v, 無負荷電壓 v. It lists parameters for different electrode diameters (7, 5 mm).

電弧を繼續した後に銲接棒の末端を見るとき銲接棒の被覆劑より金屬の方が早く熔解し、被覆劑が縁に突出して帽子狀をなしてゐる。此は視野が不充分のときに便利なもので時々被覆劑の突出物で被銲接物の表面に接觸して電弧の長さを加減し得るものである。電弧の長さ、銲接速度が満足な條件であれば普通の銲接と同様である。

水中では銲接棒の熔け方と熔着鐵の成生が遅れるにもかゝらず母鐵の熔解が大氣中の場合に比して幾分迅速の様である。氣泡を發生し液が濁つて來るが漸次沈澱する。此際發生する瓦斯は H で、此が水面上で燃焼する。電弧のために生じた金屬微粉末が電弧の周圍を暗黒に濁して水中の銲接狀況の觀察が困難となる。觀察の困難なことが非常に不便で右手で銲接棒保持器を握つて、左手で銲接方向を知るとか或は銲接棒を導く指形を使ふのも一つの方法である。實驗に依ると銲合銲接よりも重ね銲接の方が樂に行ひ得る。即ち前者では上面の鐵縁に沿ふて銲接棒を運行すれば良いが、後者ではビードが銲接線からはずれることが多い。垂直銲接、上向き銲接も不可能なものではなく、垂直銲接は上方から下方へビードを進めたのが良い。實驗後の試験片の寫眞數葉を掲げて銲接狀況をも述べてゐる。硬度は母鐵 117 (ブリネル硬度)、熔着鐵 164 (ブリネル硬度) で銲接棒は軟鋼であつた。X 線で熔着鐵の密度を調べたが大氣中に行つたものよりも密度が大で石油浸潤試験結果も良好であつた。

兩面重合銲接に依る試験片の抗張力試験の結果を第 2 表に示す。

第 2 表

材料の厚さ mm	銲接距離 mm	喉厚さ mm	破壊強さ kg	最大抗張力 kg/mm ²
4	50	2	3550	17.5
6	50	4	6125	15.3
6	50	3.4	9400	27.6

第 2 表から見ると最大抗張力の値が相當變化してゐるのは、大氣中の銲接と相違して銲接工の作業に對する觀察が充分出來ないために由る。然しながら第 2 表に示す様な低い抗張力を得たが破損箇所の修理、割れ目塞ぎ、水中での作業、或は救助船舶作業には充分と考へる。又非常に抗張力を必要とする場所の銲接も充分な觀察が出来る様に進歩すれば可能であらう。水中で銲接したもの、顯微鏡試験に由ると氣孔、含有物等も少く熔浸も充分であつた。水中で切斷作業には金屬電弧が適當と考へて實施したが良好で、水中で鐵鐵の切斷は容易であると共に切斷された鐵の切口も美しい。炭素電弧の使用可能か否かも調べた。此實驗には非結晶の徑 12mm の炭素銲接棒を使用し、電流は 300ap 電弧電壓は 40~50v で行つたが安定な燃焼をなし水中で切斷或は填加材なしの銲接が可能なることが認められる。徑 12mm の炭素銲接棒での銲接は銲接電流 300ap 電弧電壓 45v の直流で正常極性を使つた。炭素銲接棒の場合に填加材を使うと、金屬銲接棒が邪魔になつて觀察が不充分となる。炭素電弧の場合はやゝ觀察が出来るから水中使用に適する銲接機があれば電弧中に填加材を入れても觀察が左程困難でなくなるであらう。本實驗を實際に應用するには相當考へなくてはならぬ。あまり深くない海水或は淡水中では水中用銲接機で難破船の修理、水中にある種々の構造物の建設及び修理が可能である。深度の大なる場合は潜水夫に由て以上の作業を行ふことになる。水中の銲接は熔着鐵に及ぼす酸素及び水素の影響が少いし、冷却速度が大で銲接部附近の熱の影響が僅少である。それ故に熱に由る残留内力が激しい變形を伴はない。

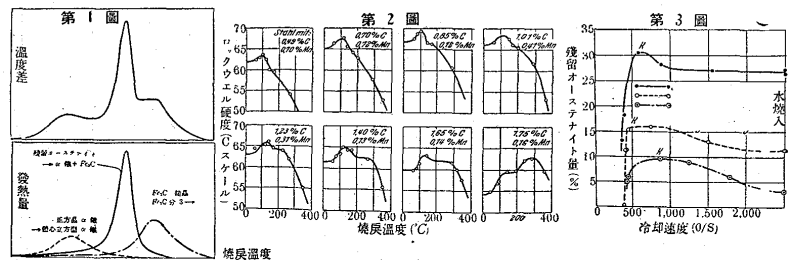
7) 鐵及鋼の性質

燒入鋼の燒戻に伴ふ諸現象 (H. Esser und H. Cornelius, Archiv f. Eisenhüt. Juni, 1934, S. 693) 0.3~1.7% C の各種炭素鋼に就て、燒入鋼を燒戻す際に生ずる變化を、示差熱分析及び硬度測定に依つて研究した。

示差熱分析の裝置は著者の 1 人が嘗て發表したもので (Stahl u. Eisen, 53, 1933, S. 885), 中性體としては試料と同材質の鋼をよく燒鈍したものを用ひ、加熱速度は毎分 6~7°C であつた。試料はすべて A₃ 或は Acm 線よりも 50~70°C 高い温度から窒素氣流中に燒入れ、その際の冷却速度は 750°C 附近に於て 1,600~1,800°/s であつた。燒戻の際の温度-温度差曲線を見るに、600°C までの間に三つの發熱が存在する。低炭素鋼の場合に、最初の變化は 150° に於て最高値に達し、第二變化の頂點は 280° で、それに引續いて微弱な第三變化が起つてゐる。此の第三變化の終は凡そ 340~360° である。第一及び第二變化の大きさは試料の炭素量と共に増加する。第三變化の大きさは F. Stäblein und H. Jäger によれば 0.9% C 以上では高炭素になるに従つて減少すると報告され、佐藤清吉博士は之と全く反對の結果を發表してゐる。著者等の場合には 1.3% C 及び 1.54% C 鋼の第二變化の曲線の頂點に近く夫々一つの屈曲點の存在するのを認めた。此の結果より見るに、高炭素鋼に於ては第二變化の量が著しく大となり、加熱速度が速い時は比較的高温度まで亘る爲め、第三變化と重り合ふことになるので、恰も一つの變化の如くに表れる。故に加熱速度を遅くすれば佐藤博士の如く第二變化と第三變化とを明瞭に區別する事が出来る。

以上の三變化のうち、第二變化は残留オーステナイトの分解に因ることは明かであるが、第一變化及び第三變化の原因に關しては種々の異説が有る。著者等はマルテンサイトを正方晶型 α 鐵とコロイダル Fe₃C との混合物であると考へてゐるので、120° に於ける第一變化は正方晶 α 鐵より體心立方型 α 鐵への變態に起因し、炭素量と共に此の發熱量が増加するのは、正方晶の軸比 c/a が高炭素になる程大であるので、體心立方型となる際多くの熱を發生するのであると述べてゐる。又第三變化セメンタイト分子がセメンタイトに特有な結晶格子を作るに因ると、本多博士と同様な説明を與へてゐる。佐藤博士の實驗では 450~600° に更に第四の變化が表れてゐるが、著者等の實驗に於ては之を見出すことが出來なかつた。要するに燒入鋼を燒戻す際には第 1 圖の下方に示す如き三段の發熱を生じ、此等の合成結果として第 1 圖上方に示す如き曲線を得るのである。

次に 15×10×10mm³ の各種炭素鋼を水中に燒入れた後 350°C までの各温度に夫々 10 分間づつ燒戻した後その硬度を測定したるに



第 2 圖の如き結果を得た。硬度は亞共析鋼では常溫より 120° 附近まで次第に増加し、それ以上の温度に於ては漸減するが、高炭素鋼の場合には 250~300° に於て再び増加を示す。之は上述の示差熱分析の第二變化に相當し、残留オーステナイトの分解に起因する。

燒入の際の冷却速度が残留オーステナイト量に及ぼす影響を確かめる爲に、1.3% C, 0.82% C 及び 0.41% C なる三種の炭素鋼を種々の冷却速度で燒入した後その残留オーステナイト量を測定したるに、第 3 圖の如き結果を得た。圖中 K と記したのは所謂臨界冷却速度で、Ar' 變態を完全に阻止することの出来る最低の冷却速度であ

る。即ち著者等が使用した試料に於ては臨界冷却速度で焼入れた時が残留オーステナイト量は最大で、それ以上の急冷になると却つて減少する。之は冷却速度があまり速くなると熱歪力の爲にオーステナイトからマルテンサイトへの變態が促進される故である。

(三上)

セメンタイトの分解に對する荷重の影響 (A. Bruechanow, Z. anorg. u. allgem. Chem. Bd. 218, Heft 2, 1932, S. 146)

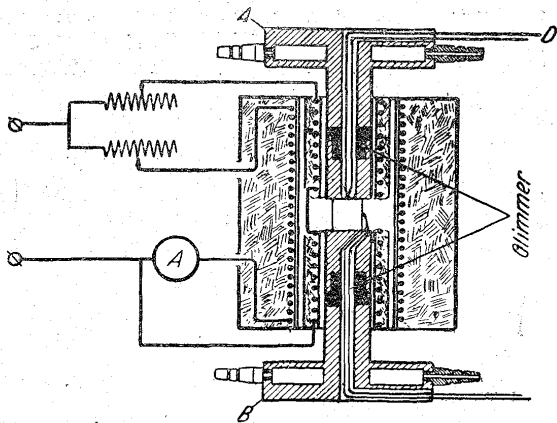
本多 Schwarz 兩氏の研究によれば純粹の Fe-C 系に於ては Fe₃C は非常に安定である。Schwarz 氏によれば 900°C で 2,000 時間熱する共 Fe₃C は分解しないとのことである。是に反し白銑中の Fe₃C は容易に分解する。そこで著者は試料として C=3.5%, Si=1%, Mn=0.4% の銑を選び、之を長さ 20cm 径 10mm の形に鑄造し、是より径 10mm 長さ 10mm の試片を採りて實驗に供した。試片の組織はパーライトとセメンタイトのみより成る。第 1 圖は實驗装置に試片

第 1 表

温度 °C	時間	荷重 kg/mm ²	Fe ₃ C 分解 量%
600	24h	0	18
		6.4	37
		19.1	58
700	3h	0	—
		0.4	20
		6.4	35
750	1h	0	13
		6.4	21
	3h	0	65
		6.4	71
	6h	0	76
		3.2	80
800	15min	0	9
		6.4	15
	1h	0	61
		6.4	64
	3h	0	75
		6.4	82

を取り付けた圖で試片に均一な温度を與へることが出来る。試驗温度に於て一定時間試片に荷重を加へ之を直ちに空冷して、密度、黒鉛生成量を測り又或るものは檢鏡した。500°C では高荷重下で 24 時間熱しても Fe₃C の分解は起らないが 600, 700, 750, 800°C に於ては第 1 表の如き結果を示した。即ち 600°C に於ては荷重の大なる程 Fe₃C の分解速度は大となり 700°C 付近に於ては温度の上昇に従つて分解速

第 1 圖



度は急激に増し、同時に荷重による影響は少なくなつて 800°C 以上に於ては荷重の影響は認められない。

(垣内)

Cd の Ni-Cr 鋼に及ぼす影響 (F. M. Becket & R. Franks, Metals Technology, Jan. 1934, Tech. Pub. No. 519 p. 14)

オーステナイト組織の Ni-Cr 鋼で炭素量の種々異なるものを作り之を 300~900°C に長時間加熱し酸性にせる CuSO₄ 中にて耐蝕試験をなし且アイゾット衝撃試験を行つた。其結果に依れば 500°C 付近で CuSO₄ の爲に頗る脆弱になり易い。之より温度が高くなり 650°C 以上になれば CuSO₄ に對する抵抗は減じないがアイゾット値は減

少する。顯微鏡試験に依れば低温度で析出した恐らく炭化物とも思はれるものが結晶粒界に沿うて連続的に現はれる。之が少し温度を高める時は凝集して来る。

然して低温度で出来た析出物は高温度で出来たものと其の組成が等しくない。加熱及び冷却の際に於ける膨脹曲線を求めたが普通の 18~8 型には 550°C 附近に變態点を認められる。加熱に際しては 515°C で變態が始まり 590°C で終るが冷却の際には 565°C で始まり 490°C で完了する。之に 1.16% Cd を添加すれば (18~8 型で 0.1% C のもの) 變態点を降下せしむる。C 量の 7~10 倍に相當するだけ Cd を添加すれば長い時間に亘つて試料を加熱する如き場合結晶粒界から侵されて脆くなる事を防ぐ。Ni-Cr 耐蝕鋼は銲接した場合銲接個所の近くが脆くなる傾向があるが之は C 量の 4~5 倍に相當する Cd を添加すれば防ぐ事が出来る、之は C 量 0.10% 以下のものに就てであるが C 量 0.13% のものでは之の 6~7 倍に相當する Cd を添加する事により加熱による脆性及び銲接による不都合を完全に防ぎ得る。

(岸本)

高温度に於ける鋼に及ぼす水蒸氣の影響 (P. W. Thompson & R. M. Van Duzer, Combustion, Vol. 5, Nov. 1933, p. 13~21)

18~8 型の耐蝕鋼を高温度で使用せる場合水蒸氣の爲に如何なる影響を受けるかに就て述べたものである。實驗に使用せし部分は 540°C で作動する 10,000 k.W. のタービンの翼並びに 540~600°C の範圍で使用するスーパーヒーターと導管である。試験に用ひし鋼は 18~8 耐蝕鋼及び之に少量の Si を添加せしもの、5% Cr, 1% W のもの、普通の Mo 鋼である。1.6% Si, 18% Cr, 8% Ni の鑄造せる活塞も試験に供したが之は夾雜物多く且巢を生じたる爲結果は不明であつた。5% Cr, 1% W のものは鑄造の際夾雜物を含みし爲高温度に於て不都合は起さなかつたが衝撃値が頗る低かつた。窒化鋼でブリネル硬度 1,000 のものを活塞として使用して見たが硬度は 470~700 に降り満足に使用出来なかつた。且薄板が出来表面が點蝕された。炭素鋼をカロライズしたものは使用中脆性を増す傾向があるので一層靱性を有する Al の被覆を必要とし且匍匐抵抗の大なるものを探求する必要がある。

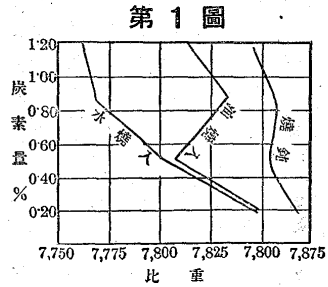
ボルト用の材料として最良の結果を得たものは 0.4% C, 1.25% Cr, 2% W, 0.25% V の鋼であつて、熱處理後は 215~225,0.0 lb/in² の抗張力を有する。之は 540~600°C に於て 400 時間以上使用せる後には硬度は多少下つたが抗張力は殆ど變化しなかつた。然し 800 時間の後には抗張力は 163,000 lb/in² に減少し靱性を増したが衝撃値は却つて減少した。0.05% C 20% Cr, 10% Ni, 2.3% Si, のものは頗る低い弾性限を有しボルトに使用せるも極めて脆いものであつた。0.36% C, 0.50% Cr, 1% W の鋼は使用中衝撃値が 50% 低下したが之で作りしボルトは匍匐を起す爲時々締め直す必要がある。0.50% C, 1.30% Cr, 2.60% Ni, 0.60% Mo の鋼は頗る満足すべき結果を與へた。Ni-Cr-Mo 鋼の鑄造せる材料をタービンに使用せるものは 540°C で 200 時間使用して少しも脆性を現さなかつた。又 12,000 lb/in² の荷重の下で加熱した際にも何等不都合を起さなかつた。

最も興味あるのは 18~8 耐蝕鋼の管を實際に使用せる結果である此鋼で 0.06% C のものは 540~600°C で 5,000 時間、600°C で 3,000 時間使用の後抗張力、硬度及び衝撃値が極めて僅か變化したのみである。然して靱性は多少減少し且 H₂SO₄~CuSO₄ の溶液中で 48 時間煮沸して後結晶粒界の腐蝕の度を知る爲電気傳導度を測定せるに 60% の變化を認めた。0.09% C の試料では 540~600°C で 13,500 時間、600°C で 1,000 時間の後でも抗張力に變化を認め

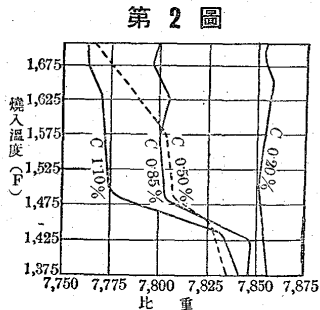
ず断面収縮率にも硬度にも變りはなかつた。延伸率は多少下り衝撃値は極めて僅か減少した。然るに電気傳導度は 260% 變化した。0.05% の試料では 540~600°C で 20,000 時間、600°C で 15,000 時間の後抗張力と硬度は一定量増加したが断面収縮率には變化なく延伸率は多少降下し衝撃値は 68% の降下を示した。電気傳導度は最初の加熱せる材料と變りはなかつた。金相學的の研究を行ひ顯微鏡寫眞も多數掲げてあるが最も長時間加熱せる試料でも結晶粒界の腐蝕されたものはなかつた。此の如くして使用に供する場合には結晶粒界の腐蝕は起らぬものと見られる。68% 衝撃値の減少したのもも此目的に對しては些も不都合はないのである。要するに 540~600°C 附近で水蒸氣に作用せらるる個所に使用する材料としては以上に述べた如きものは何等不都合はなく長期間の使用に耐へるのであるが只價格の極めて高價な所に難がある故一層廉價な材料で前述の如き要求を充し得るものを探求したいのである。(岸本)

鋼の熱處理と形との關係 (E. F. LARK, The Iron & Coal Trades Review, May 1934) 鋼を熱處理せる時に生ずる形の變化に就ては良く知られて居るが其理由は未だ詳細に分つて居ない。然其狀況を知る事は實際熱處理に従事する者にとつて重要であり且科學的に興味ある事柄である。鋼中の炭素量、添加する特殊元素、焼入及焼戻温度、熱處理の回数、焼入液等總て形の變化に影響する。著者は此變化を知る手段として比重を測定した。

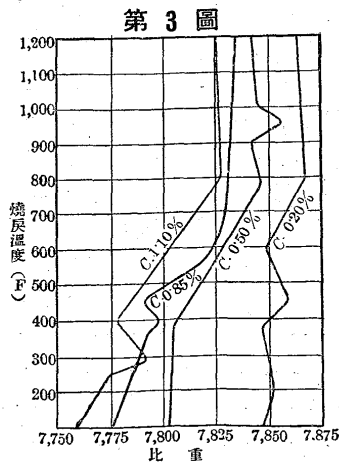
炭素鋼：— 含有炭素量は 0.20, 0.50, 0.85 及 1.10% の 4 種、第 1 圖は之等の水、油焼入及焼鈍せるものゝ結果である。何れの場合も炭素量を増加する程比重の減少は著しく特に焼入材に甚だしい。



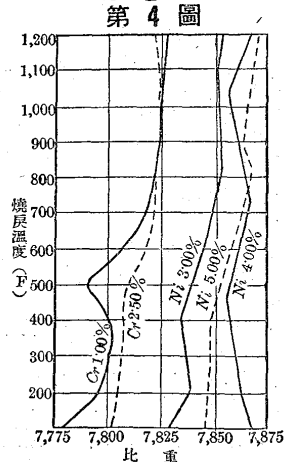
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



第 4 圖

焼入材に於て C 0.50% を境として水及油焼入の間に著しい差異があるが 0.50% 以下のものは殆んど平行である。總じて比重の變化は漸々でなく C 0.50% に於て油焼入及焼鈍材は反對の方向に曲る。然も前者は特に明確に表はれて居り更に C 0.85% にて再び曲る。之等の曲線から見て炭素鋼の焼入に依る容積變化は水焼入の方が油

焼入より大きい事を示すもので之等は焼入中に起る組織の變化と相關聯するものである。第 2 圖は焼入温度の影響を示すもので焼入温度を 1,425~1,475°F に上げると容積は急に増加し然も炭素量の多いもの程増加も大きい。之は高温から急冷するとマルテンサイトの分解を抑制するに反し温度が低いと全部マルテンサイトとして止らず多少トルスタイト或はソルバイトに變化するに依る。

第 3 圖は焼戻せるものゝ結果で何れも 400°F 附近で曲り又 800°F で再び曲る。共析鋼と低炭素鋼は 600° 及 450°F に曲りがあり後者は尙 200°F でも曲る。高炭素鋼は 250° で僅かに 300°F で明確な曲りを見せて居る。要するに焼戻温度が上昇すれば比重は含有する炭素量に比例して増加する。今高炭素鋼と低炭素鋼との比重を比較すると焼入状態では前者が 0.085 だけ小さいが 600°F 焼戻 0.045, 800° 焼戻 0.040 1,200° 焼戻 0.037 と次第に差異は少なくなる。第 4 圖は 3 種の Ni-鋼、2 種の Cr-鋼に就て焼入焼戻の影響を示す。今第 3 圖と第 4 圖とを比較すると焼入と焼戻に依る比重の差異は C 1.10% 鋼にて 0.065, C 0.85% 鋼にて 0.060 であるに對し Cr 2.50% 鋼は僅かに 0.020, Ni 3.0% 鋼にては 0.025 で炭素鋼に比し非常に小さい。

Ni-Cr 鋼：— Ni-Cr 鋼も亦此差異が少なく Mn 鋼でも同様である。故に適當に特殊元素を加へる事に依り此の差異を僅かにする事が出來此目的には最も Ni が良い。又此差異は他の理由から焼入温度を變態點に近く取る事に依ても小になし得る。水焼入に依らず油焼入に依るも一方法である。然し大きなものに於ては冷却速度の關係から變態點より上に 200~300°F をとる事もやむを得ない。之でも大きなものには不十分で爲に容積變化に對し充分許容範圍を持たねばならない。

次に炭素鋼に就て連続的に焼入せる場合の變化を表に示す。之か

炭素量%	焼鈍	第一回焼入 1,740°F	差	第二回焼入 1,650°F	差	
0.20	7.863	7.843	-0.015	7.858	+0.010	
0.50	7.854	7.793	-0.061	7.842	+0.051	
0.85	7.857	7.780	-0.077	7.842	+0.063*	
1.10	7.847	7.750	-0.097	7.825	+0.075	
0.65	—	7.815	—	7.857	+0.072	
	第三回焼入 1,800°F	差	第四回焼入 1,800°F	差	第五回焼入 1,800°F	差
	7.850	-0.008	7.855	+0.005	7.852	-0.003
	7.790	-0.052	7.833	+0.048*	—	—
	—	—	—	—	—	—
	7.795	-0.030*	—	—	—	—
	7.819	-0.038	7.855	+0.036*	—	—

* 破断

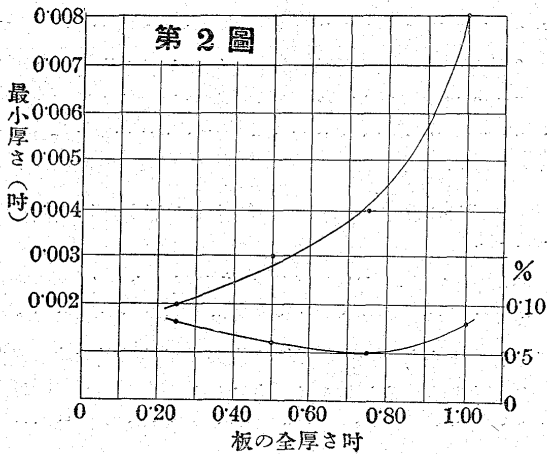
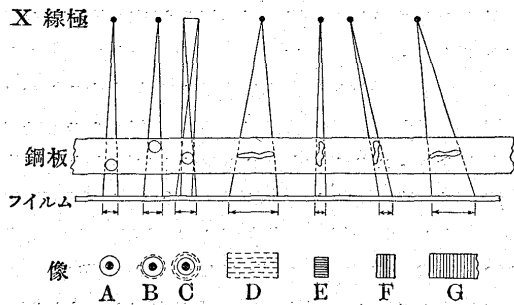
ら一定の法則は見出せないが第 1 回には比重は減じ第 2 回には増加第 3 回は再び減少、第 4 回は再び増加する。然し如何にしても焼入に依ては最初の焼鈍の数値に戻す事は出來なかつた。(M-Y)

金屬の X 線に依る検査の精度 (Lester E. Abbott, The Iron Age, May 1934) 20 KV のクーリツ管球を使用して金屬體の検査を実施する場合其厚さは鋼にして 2~3" に極限される。然し X 線に依て如何なる大いさの内部瑕を見つけ得るやを知る事は重要であり以下の實驗は其能力に對する定量的結果を得る爲に實施されたものであつて薄い金屬體中のヘーアクラック發見の精度を求めた。

元來放射線に依る検査の精度は斷面の厚さに大いに依るもので厚

さを増加する時は吸収及内部分散から自然困難を伴ふ又入射線に対する瑕の位置も重要なもので或角度をもつて居る時は像は不明瞭になる。第1圖は之等の關係を良く説明して居る。更に線源は出来るだけ點に近く

第1圖



なければならぬが管球の極は製造の際一定する故に実験者の調節し得る點は唯極と物體との距離だけで遠ざける程良いが一方露出時間の制限から 24~36" とせねばならない。試験は厚 1" の鋼板に 0.0005 平方時の人工的割目を作り之割目の深さと幅を變へ又入射線に対する位置の影響を見た。其結果角度 0° 及 3° では割目の深さと幅との比の大なるもの程容易に判別し得るに反し 9° 及 15° のものにては此の比が小なる程判別し易くなる。割目の見極め得る限界は 1/2" 鋼板にて 0.000035 平方時即ち 0.007" × 0.005" 位のものである。

著者は次に透過計 (ペネトロメーター) の実験を行つて居る。或る厚さの範囲内で種々なる厚さのゲージブロックを一行に並べ之を透過してネガにて判別し得る最小厚さを求む。此場合電壓及電流等は次表の如し。即ち之に依て検査の場合ネガに表はる黑色の判別限度が定まつて来る。此關係は鋼板の厚さに依り第2圖の曲線の如く

厚さ	1/4"	1/2"	3/4"	—
距離	24"	24"	24"	24"
電壓 KV	120	140	160	170
電流 MA	5	5	5	5
時間分	3	5	8	10

なる。即ち 1/2" 鋼板にては X 線の方向に厚さの差異が全厚さの 0.5% 迄検出し得るを示すものにして 1" の時は 0.8~1%、2~3" の時は 2% となる。

最後に X 線と γ 線との比較であるが X 線にはある厚さの限界 (3~4") がある故薄いものは X 線に依り、X 線にて不可能なるものを γ 線に依るを良しとする。尚 γ 線は波長が短い爲にコントラストが少く従て検出し得る最小瑕が大きくなる即ち小さいものは X 線ではなくては検出し得ない。Naval Gun Factory では 4" 迄のものに對して X 線の方が判別容易なる寫眞が得られた。γ 線に對する定量的試験は Norton 及 Ziegler に依り前記 X 線の場合と同様

に行はれ精度は 2"~6" のもので 1.3% であり之は X 線に依る 1/2~1" のものに甚だしく劣る。要するに兩者の優劣は更に實驗を續けねばならない事である。

工作容易の耐蝕鋼 (Edwin. F. Cone, The Iron Age, June 28, 1934) 耐蝕鋼に工作性を興へる目的で S を 0.3% 位加へる事が行はれ時としては S の代りに Se を加へる。Bethlehem 會社から

第1表

	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni
A	0.09	0.37	0.40	0.012	0.49	12.48	—
B	0.12	0.22	0.35	—	—	18.60	9.86

Bethalton A. B. の名稱で出されて居るが成分は第1表に示す如きもので之等の外に Bethalton D と稱する A の Cr 13% の代りに Cr 21% のものがあり且 Bethalton C は Ni 2%, Cr 10% を有す。S を加へる爲に硫化鐵として又單體 S として加へる事あるも多く MoS₂ が用ひられる。之等はアーク型の電氣爐にて作られる。

此等の性質、A は其耐蝕性が Cr 鐵に類似し B は 18~8 耐蝕鋼に似て居る。切削の場合の表面速度は 80~90 呎/分 でのよい。ネズを切る場合には 200 呎/分 でも圓滑に行はれる。耐熱性に於ては A は 1,100 °F に加熱しても大なる強さを保有し特に抗力を餘り問題とせぬ場

第2表

	A	B
C	0.11	0.13
Mn	3.30	0.30
Cr	13.00	18.00
Ni	—	8.00
MoS ₂	0.50	0.50
降伏點 lb/in ²	43,000	57,000
抗張力 "	74,000	95,000
伸 (2") %	30.0	35.0
断面收縮 %	50.0	45.0
硬度	156	152
比重	7.777	7.89
膨脹係數		
36~100°C	0.0000109	—
36~1000	0.0000136	—
36~200	—	0.0000175
36~500	—	0.0000183

合は 1,400°F 迄使へる。火造りは普通の耐蝕鋼よりは稍高い事を要し約 2,300°F である。

此 A 型の鋼は 1,750~1,850°F より油焼入に依り硬化し得て後目的に應じ之を焼戻す。焼戻せるもの性質は上圖の如し。之に依ると 1,000°F 迄の焼戻では抗張力、弾性限を餘り減少しない。又此 A 型の鋼の比電氣抵抗は硬鋼の 45、鉛の 18.9、軟鋼の 15.9、鐵の 11 銅の 1.6 に對して 17 である。B 型の焼鈍状態のものは勿論非磁性で透磁率 1.04 である。第2表に A, B の物理的性質を示す。A は焼鈍 B は軟化状態のものである。

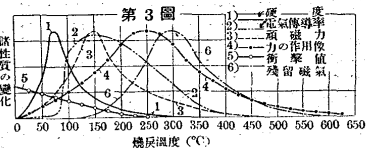
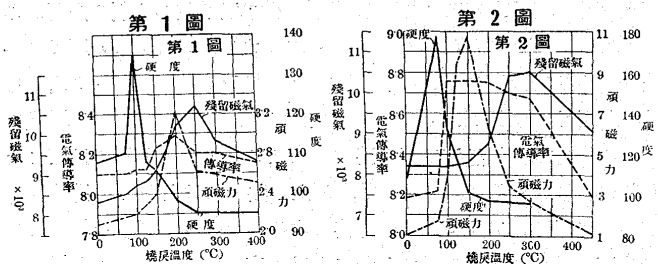
鋼に於ける析出硬化現象に就て (W. Eilende, A. Fry

ū A. Gottwald. Stahl ū Eisen, Mai 1934) 鋼の析出硬化に就ては特に N₂ 及 Cu を含有する材料に就ての報告がある。著者は C, N₂, O₂ 及 Cu 等の鐵との純合金に就て析出の現象を硬度、電氣傳導率、残留磁氣、頑磁力の測定に依り研究した。

(1) 純鐵: — アームコ鐵を真空中にて熔解したるもの (C 0.007%, N₂ 0.003%, O₂ 0.006%) を 930°C より水焼入し後之を 100~400°C にて焼戻し空冷せるものに就き前記の性質を測定せる所何等析出を示す様な變化はなく、唯焼戻温度の上昇と共に残留磁氣は増し頑磁力は減少するが之は不溶成分が焼戻温度の上昇と共に溶解するに依るものである (圖省略)。

(2) C-鐵:— C の鐵への溶解度は室温 0.006%、700° 0.04% にして研究は C 0.0% の材料に就て行つた。熱處理は 930°C 空冷、680° 水焼入、焼戻 100°~400°C 結果は第 1 圖に示す。Köster に依ると頑磁力は 150° 迄は殆ど一定値であると報告されて居るが結果は圖示の様になんげに上昇す。最大を示す温度は硬度 100°C、頑磁力及電氣傳導率 200°、殘留磁氣 250° で各異なるが之は各の性質が析出した相の大きさ及成分に相應する所があるものと想像される。殘留磁氣に就て焼戻後の空冷と水冷とを比較すると (圖省略) 兩者共に 250° で最大を示し後空冷のものは 700°C で再び最大を示すが第一の最大は疑なく炭化物の析出であるが第二の最大も亦炭化物の析出に依ると考へられる。唯後者は焼戻温度の高い爲に再び溶け込んだものが空冷に際して再析出するのに原因する。今之れに特殊元素を加へると最大は次第に平になり遂に消失する。例へば Ti 0.12% では最大が現はれるが 0.25% になるともはや現はれない。之は α 鐵に不溶な炭化物となる爲である。消失する各元素の最大量は Ti 0.25%、V 0.78%、Cr 1.77%、Mn 4.04%、Mo 3.0%、Si 3.12% で C は常に 0.03~0.04% であつた。

(3) N₂-鐵:— N₂ の α 鐵への溶解度は 20° 0.015%、Fry 及 Köster は之を 0.001% と與へて居る。鋼の熔解に際しては厭力を加へずとも 0.04% は入る。N₂ は α 鐵と結合して析出硬化の現象を示す。研究試料は N₂ の影響を知る爲に特に C を少くし殆ど室温に於ける α 鐵への溶解度に近い含量である。之は C があると N₂ 鋼の析出現象を抑へつけてしまふ爲である (Köster の研究)。結果 (N₂ 0.03%) は第 2 圖の如し。硬度 75°C、電氣傳導率 100°C、頑磁



力 150°C、殘留磁氣 300°C で夫々最大となる。Köster に依ると頑磁力は 100°C で長く加

熱すると初め増加して最大を示し後下つて一定値を取るとして居るが著者の研究でも全く同様で 10 時間にして初めの 10 倍となり後下つて 50 時間後には最大値の半分になり一定す。次に N₂-鐵合金に他元素を添加する時其作用に依り 2 つに分たれる即ち析出現象を抑へるものに Al, Zr, Ti, V 析出を増大するものに Mn, Si, Mo, U がある。然し後者でも其量を増加する時は析出現象は消失する。

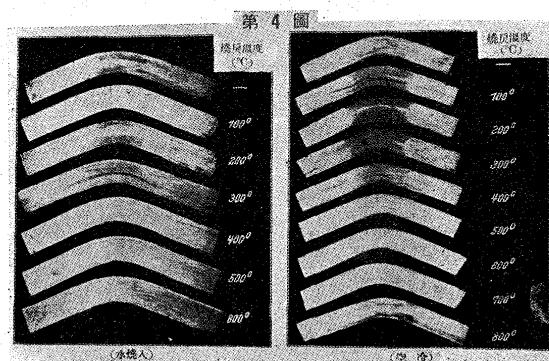
(4) Cu-鐵:— Kussmann 及 Scharnow は Cu 鋼の析出硬化現象に就き發表した。Buchholz 及 Köster は Cu の α 鐵への溶解度を 600°C 0.4%、800°C 3.4% であるとし Nehl は少くとも 0.6% の Cu がなければ析出硬化は見られぬと報ず。本研究で Cu の量を増して 4.9% としたものは鍛造不能であつたが夫より少いものは 850~900°C で容易に鍛造出來た。900°C より空冷し後 100~800°C で焼戻す。結果 (圖省略) は硬度 500°、電氣傳導率 600°、殘留磁氣 650° で夫々最大を示すも頑磁力は 600° 附近迄漸々に減少して居る。之は Cu の析出硬化性が C の存在の爲に抑へられて居ると見るべきで硬度に於ても其増加率が C の少いもの程大きい (C 0.31% に

て 35%、C 0.05% にて 60%)。依て次に他の元素を添加せるに Ti を加へると結果は C の少い純 Cu 鋼と同様に析出に伴ふ物理的性質の變化を示した。此場合 C と Ti と結合して Cu 鋼の析出を妨げなくなつたと見るべきである。Mn の影響も亦大きい。

(5) O₂-鐵:— O₂ の量を 0.047~0.21% 加へた。O₂ 0.047% のものは電氣傳導率及硬度は變化なく頑磁力及殘留磁氣が 150° 附近より前者は減少し後者は増加し初める。O₂ 0.05% のものは硬度が 100°C で稍小さい最大を示す。0.10% のものは可成大きい。O₂ を 0.18~0.20% 加へたるものは同様に硬度が 100° で最大となるが少しく N₂ が多い事を考慮に入れねばならぬ。頑磁力、電氣傳導率、殘留磁氣は夫々 200, 250, 650°C で最大となる。殊に殘留磁氣の最大は O₂ の増加と共に増す。O₂ の室温の溶解度は 0.04~0.05% で温度の上昇と共に増す事は之より明らかである。結局 O₂ による析出硬化現象は有りと言し得ない。他の C, N₂ の影響と考へられ結局 Köster, Scheil 等の結果と同様で唯殘留磁氣と頑磁力の變化は疑問として殘す。

以上之を要するに C-N₂-Cu 鋼の結果より析出の微小物は先づ硬度を次に電氣傳導率、頑磁力、殘留磁氣の順序に増加させ此順序は析出を一部抑へる様な元素を加へても常に保たれる。且析出物が過飽和の状態にある時でも性質の變化は少しく低温に移行されるに過ぎぬ。之等の性質と力の作用像 (後述) 及衝擊値の變化を N₂ 鋼に就て模型的に示せるが第 3 圖である。

力の作用像 (Kraftwirkungsfigur):— Fry の研究に依り析出物を力の作用像として見んと試みた。Köster は N₂ 鋼の析出を示せり (Tamman: Lehrbuch der Metallkunde 第 4 版, p. 382)。C 0.10% N₂ 0.006% の材料を 930° 焼鈍、600° 水焼入、後曲げ 100~600° で焼戻す。又 900° 空冷、後曲げ 100~800° 焼戻す。



兩者を第 4 圖に示す。作用像は前者 250° 後者は 200° で現はれて居る。此の力の作用像が果して他の

性質の變化と同様な事を示すや否やを知る爲に N₂ を含むもので析出を妨げる様な元素を加へたものに實施したが像の現出は大いに影響され何等の析出作用を示さぬ者に實施した場合像も亦消失した。又一部分析出を抑へる様な場合でも像は見られた。所で O₂ を含む鋼であるが像は現はれた。然し N₂ 鋼に比し極めて弱い。要するに O₂-鋼の析出現象は極めて不明瞭で從來の研究の通り O₂ は α 鐵に僅かに溶け然も其溶解度は 800° 位迄變化しないものであらう。

(M-Y)

9) 化學分析

テルルと金との分離 (Victor Lenher, G. B. L. Smith, and D. C. Knowles, Jr., Ind. Eng. Chem. Anal. Ed., 6, 1934, 43) 金は制限量の鹽酸 (1.5%, 0.45 毫升) の存在にてロシエル鹽を緩衝劑として亞硝酸にて定量的に沈澱せしめる事が出来る。此の際溶液

の PH は 1 より大であるべきであるが若し過大なる時は金の沈澱は微粒となり濾過する事が出来ない。又金は鹽酸 (1~2%) の存在に於て硫酸第一鐵に依て定量的に沈澱せしめる事が出来る。以上の事よりして金とモルはロシエル鹽を緩衝劑とし鹽酸 1.5% 或はそれ以下を含む溶液中にて亞硝酸を以て還元するか或は鹽酸 1~2% (0.3~0.6 モル) を含む溶液中にて硫酸第一鐵を以て還元する事に依て分離する事が出来る。定量法としては金及びテルルを相互の存在の下に先づ Lenher 及び Homberger 法 (J. Am. Chem. Soc., 30, 1908 p387) にて同時に沈澱せしめ後亞硝酸を用ひて金を還元し分離するのである。

(A) ロシエル鹽を緩衝劑として用ひ亞硝酸を以て分離する方法。ロシエル鹽の 20% 溶液 10 cc を金及びテルルを含む試料溶液に加へ次で亞硝酸曹達溶液 25 cc を加ふ。此の際液量は 275~300 cc を超えざる事及び鹽酸含量 1~1.5% 以下なる事を要す。金が分離したる後溶液を煮沸し金を濾過洗滌し 110° にて乾燥秤量す。第 1 表は其の結果を示す。

第 1 表

金 採取量 gr	テルル 採取量 gr	金 實驗値 gr	差 gr
0.1450	0.1283	0.1449	-0.0001
0.1450	0.1283	0.1451	+0.0001
0.1450	0.1283	0.1449	-0.0001
0.1941	0.5000	0.1940	-0.0001
0.1941	1.0000	0.1937	-0.0004
0.1941	1.0000	0.1941	0.0000

(B) 硫酸第一鐵に依る方法。試料溶液に鹽酸を加へ其の濃度を 1.5~2% とし其の全容を約 175 cc ならしめ加熱煮沸し次で硫酸第一鐵 1~1.5 gr を加へ溶液を 10~15 分煮沸し金を前以て秤量せるグーテ坩堝にて濾過し乾燥秤量す。結果は第 2 表の如し。

第 2 表

金 採取量 gr	テルル 採取量 gr	金 實驗値 gr	差 gr
0.1084	0.1281	0.1083	-0.0001
0.1084	0.1281	0.1082	-0.0002
0.1084	0.1281	0.1084	0.0000
0.1084	0.1140	0.1082	-0.0002
0.1496	0.1140	0.1495	-0.0001
0.1496	0.1140	0.1497	+0.0001

(C) テルルと金相互の分離定量法。試料溶液 20 cc を採り鹽酸を加へ其の濃度を 12% (3.3 モル) となし加熱煮沸し Lenher 及び Homberger (前出) に依て推奨せられた試薬 (15% Hydrazine hydrochloride 溶液及び SO₂ 飽和溶液) 2 倍容を加へ金及びテルルを濾過し乾燥秤量す。次に此の沈澱を王水にて溶解し鹽酸にて數回蒸發し金は上述の如くロシエル鹽及び亞硝酸を用ひて分離定量しテルルは重量差に依て求められる。結果は第 3 表の通り。

第 3 表

金 採取量 gr	テルル 採取量 gr	金及び テルル 實驗 値 gr	金 實驗 値 gr	差 gr	テルル 定驗値 gr	差 gr
0.0760	0.0593	0.1351	0.0759	-0.0001	0.0592	-0.0001
0.0760	0.0593	0.1352	0.0758	-0.0002	0.0594	+0.0001
0.0760	0.0593	0.1351	0.0759	-0.0001	0.0592	-0.0001
0.0760	0.0593	0.1351	0.0759	-0.0001	0.0592	-0.0001
0.0760	0.0593	0.1352	0.0761	+0.0001	0.0591	-0.0002
0.0760	0.0593	0.1352	0.0760	0.0000	0.0592	-0.0001

(高塚)

熔鋼中の酸化物の迅速定量法 (A. B. Kinzel, J. J. Egan & R. J. Price. Metals and Alloys. Vol. 5. May. 1934. p. 96) 製

鋼中時々刻々に精煉されてゆく熔鋼中の酸化物は大いに製鋼業者に關心を持たれるものである。製鋼中に起る種々の化學變化は製品の性質と酸化物の含有量の間にある關係を保たしめ又酸化物の含有量と鐵滓の組成の間にある關係を保たしめるものである。其故鐵滓の組成を豫め知る事によつて鋼中の酸化物の量を加減し得るのである。然し乍ら製鋼中に熔鋼中の酸化物の量を直接知る方法は目下のところ未だ行はれて居ない。在來の方法では長時間を要する爲役に立たず従つて熔鋼中の酸化物を迅速に定量する方法が大いに價值がある譯である。此處に述べる方法は平爐による製鋼法に用ひて便利であつて、熔鋼中の鐵其他の金屬の酸化物をアルミナに變じアルミナの量を迅速に定量するのである。

匙に採つた、熔鋼試料に Al を加へて脱酸するのであるが之は相當困難な技術である。Al を加へて試料中の酸化物をアルミナの形にして定量的に酸素の量を測るのである。Al を入れるには Al の針金を入れてやるのが最も容易な方法である。熔鋼中に Si 又は SiO₂ が存在する時はアルミナの量が多くなる疑ひがある。然し今迄著者等の實驗する所では此憂ひは全然無い。たゞ W の炭化物の如き安定な炭化物が分析の操作に邪魔になる場合がある。試料の採取は通常の如く小さな鑄塊状のものから削り取る。之を (NH₄)₂S₂O₈ と HNO₃ と混合したるものに溶解し之に特に作つた炭素を加へ遠心力を利用して固體の殘存せるものを取集め上澄をとつて殘渣を濾過する。之を酸素氣中で燃焼し秤量するのである。此操作は熟練すれば 7~10 分位で行ふ事が出来る。

分析の一例を擧ぐれば 5 gr の試料に HNO₃ の 30% のものを 250 cc 加へ 30°C に温める。試料は出来る限り細かく削る必要がある。之に (NH₄)₂S₂O₈ を 15 gr 加へる。之に比重 1.19 の HCl 15 cc と灰分なき純炭素 0.05 gr を 20 cc の水に浮べたものに加へて、之を充分攪拌する。Kichline 氏の説によれば HNO₃ の代りに HCl を使用した方が一層迅速に鋼を溶解出来且アルミナに作用を及ぼさないと云ふ。酸は何れにせよ 30°C 以上に熱してはならぬ。沸騰せしむる時は酸中にアルミナが一部溶解する。(NH₄)₂S₂O₈ を加へるのは炭素の溶解を助ける爲であつて、殊に高炭素のものは次の操作をなす際大なる炭素の塊状のもの爲に妨げられる。純炭素粉末を加へるのは遠心力によつて沈澱を集めるに便ならしむる爲である。アルミナと鋼中の炭素を含む溶液は手廻しの遠心機で 1 分間 1800 廻轉位で廻轉し固體を沈澱せしめる。之が爲に 1.5 分を要するが次の操作をなす時間は此爲に大いに短縮出来る。次に濾過するのであるがワットマン紙を用ひ弱い力で吸引し乍ら濾過する。沈澱は 5% HCl で洗滌し平らな白金壺に移し小さな爐内で約 900°C で燃焼せしめる。燃焼中は充分の酸素を送つてやる様にせねばならぬ。燃焼後は白金壺は水中で冷却する。此操作に約 2 分を要する。燃焼して残つたアルミナは之を秤量し此酸素の量から最初の鋼中の酸素を定量するのである。以上の如くして分析を行へば全體を通じて 10 分間以内と云ふ様な短時間で結果を知る事が出来るが之を Cunningham & Price の標準アルミナ法に比較して其の精確度を見るに次表の如くである。

試料	炭素量	標準法	本法
1	20	0.29	0.28
2	91	0.50	0.50
		0.48	0.48
3	02	1.92	1.90

是により明かなる如く充分な精確度を持ち且頗る迅速なる故熔鋼中の酸素の量を知りたい場合には頗る好都合である。(岸本)