

抄 録

2) 耐火材、燃料及驗熱

平爐蓄熱室煉瓦の試験 (T. Swinden. Fou. Tra. Jou. July. 16, 1936, p. 48)

著者は先づ豫備實驗を行つて蓄熱室煉瓦に最も適當する材料を求めた。其の結果に依ればセミシリカ製と耐火粘土製の煉瓦は何れも熱容量或は熱吸収量が同一で又通常の蓄熱室温度では熔融せず常温に於ける破壊強度も相當大きい事を知つた。

格子積の頂上は温度が高く且滓が附着し易いから珪石煉瓦かアルミナの多い耐火煉瓦で作らねばならないが工場に依ては格子積全部を珪石煉瓦のみで作る處もある。而して著者の測定せる表値(略)から見ると此種煉瓦を使用すれば熱容量が減ずるが其の反面に擴散が大きいから結局効率に損失が無い事になる。

操業後の煉瓦は變色こそしてゐるが大部分は其の表面が硝子化せず且附着せる塵埃を完全に落す事が出来る。其處で操業後の蓄熱室から空氣室及び瓦斯室の格子煉瓦を取出して研べた處、空氣室の煉瓦は外面のみが硝子化しただけでその他の點は新品同様であつて、又瓦斯室の煉瓦は表面が灰色に硝子化したものは破面が暗赤色を呈し殊に成分變化が大きく表皮近くでアルカリが増加してゐた。

著者は尙蓄熱室煉瓦の繰返試験を行つて次の如き結果を得た。

(1) 耐火粘土及びセミシリカ製煉瓦は物理的性質が非常によく似て居る。(2) 一度使用した煉瓦でも硝子化せず且容易く之に附着した塵埃を除去し得るものであれば少しも熱効率を減少する事無しに繰返して格子積に使用する事が出来る。(3) 格子煉瓦の侵蝕される主な原因は酸化鐵(45%)及びライム(10%)に依るものである。

(南)

3) 銑鐵及び鐵合金の製造

簡単に出来る鑄鐵熔解電氣爐 (R. Gregg. Foundry. Sept. 1936, p. 26)

Portland, Hesse Martin Iron Works では 1917 年に小型電氣爐を作り鋼屑及びグライ粉を材料とし之に珪素鐵、マンガン鐵、石油、コークス等の調劑を使つて再生鑄鐵の製造を試みた。

第 1 表～第 3 表は之に依る鑄鐵の化學成分を示し、其の中第 1 表はポンチ層鋼のみの裝入に珪素鐵を添加したもの第 2 表はポンチ層鋼 50% 鐵グライ粉 50% の裝入に珪素鐵を添加したもので又第 3 表は鋼と鑄鐵のグライ粉を種々の量に裝入し珪素鐵を加へたものである。第 2 表及第 3 表は直径 1 3/4" の試片に於て抗折力 3,600 lb 撓度 0.17% を得て居る。

爐の大きさは直径 48" 高さ 48" の鋼板圓筒を正方形の鋼底板上にのせ其の下に高さ 36" の I ビームの脚を附けてある。裏附は先づ鋼板の内側にシリオセル煉瓦を一列に捲き次に其の内側に珪石煉瓦を一列に捲いてある。電流は單相で底部電極には直径 24" 厚さ 1" の鑄鐵板を用ひ之に出張口を附けて爐外へ突出させアースに連繫する。又其の上は直径 34" 高さ 5" の棒を 4" の間隔に植えてある。爐床は木片で成形し其の大きさが直径 20" 深さ 20"、木片と爐壁の間を炭粉 85% 及びピッチ 15% を 500°C に加熱してよく混合したものを空氣突棒でしっかりと搗き固める。天井には珪石煉瓦を

用ひ其の中心部に電極用の穴を 1 個又後部に裝入口を開けて有る。

本爐は操業状態並に鑄鐵の材質に對して試験の結果は頗る好成績を納めたので有るが何分高價に付く爲に其後の操業を中止して居る。當時の電力費は kWh 當り 3.5 仙であつたが電力供給會社も此の單相電氣爐を餘り歡迎しなかつた想で有る。

	No.	C.C.	G.C.	T.C.	Si	S	P	Mn
第 1 表	1	1.11	1.84	2.95	1.87	0.018	0.047	0.58
	2	1.14	1.80	2.94	1.87	0.014	0.047	0.62
第 2 表	3	0.90	2.42	3.32	1.84	0.028	0.047	0.57
	4	1.02	2.22	3.24	1.76	0.030	0.062	0.55
	5	0.92	2.30	3.22	1.83	0.021	0.048	0.59
	6	0.86	2.25	3.11	2.17	0.031	0.060	0.53
第 3 表	7	0.92	2.15	3.07	1.89	0.021	0.055	0.57
	8	0.87	2.12	2.99	2.14	0.030	0.047	0.59
	9	0.98	1.70	2.68	2.15	0.030	0.064	0.55
	10	1.00	2.20	3.20	2.05	0.019	0.063	0.63

(南)

5) 鐵及び鋼の鑄造

熔鋼と造塊 (II) (Hruske J. H. Blast Furnace and Steel Plant, 1932, Sept., p. 705~1936, June., p. 521)

鋼塊型式及鑄鋼法と鋼塊特性：— 低炭素の充分キルされた平爐鋼 (0.12~0.17% C) を次の順序で鑄込んで見た。各チャージ毎に 8 個の鋼塊を 4 個宛 2 定盤に分けて下注ぎとし次の 8 個は之も 4 個づつ 2 組に分け 4 個のノツツルを有する湯溜めを用ひて上注ぎとし残りの 8 個は 1 個宛普通の大量生産工場と同様の方法で上注ぎした。而して之等各 8 個 1 組中 4 個は上廣鑄型他の 4 個は下廣鑄型とし更にこの 4 個の内 2 個は押湯をつけ他の 2 個は附けない。この複雑な組合はせに於て普通行はれてゐる造塊法のすべてが含まれて居る。尙鑄型はすべて同一構造で一樣のチーパー (1.58%) を持つて居り各鋼塊は 7,000 lb である。鑄込んだ熔鋼はいづれも中等度の熱度で近代の優秀工場の實際作業を代表すると考へられるものである。是等鋼塊は夫々切斷し試験されたがその結果は第 21 表の様である。

第 21 表

鋼塊	鑄鋼方法	鑄型	押湯	鑄鋼時間 (平均) min sec	收縮管 %	均質部 %	備 考
A B C D	普通上注法	普通型	無	4-24	47.8	52.1	頭部、多孔質
		上廣型	有	4-10	23.9	72.7	
		普通型	有	4-55	18.2	81.4	中心部、多孔質
		上廣型	有	5-05	10.3	89.2	
E F G H	湯溜に より上注	普通型	無	9-20	36.8	62.0	二次パイプ
		上廣型	有	8-45	20.4	78.6	
		普通型	有	9-35	14.6	84.5	
		上廣型	有	9-00	9.5	89.3	
I J K L	4本立 下注	普通型	無	11-15	56.6	43.1	中心部、多孔質
		上廣型	有	10-40	27.5	71.7	
		普通型	有	12-03	13.0	85.2	
		上廣型	有	11-30	12.2	86.0	

この表で見ると普通上注ぎ法の 4 個は一般の現場作業よりやゝ低速で鑄込まれて居ることが解る。このデータは總ての場合に當てはまるものではないが唯之から疑問の餘地なく證明出来る事は上

6

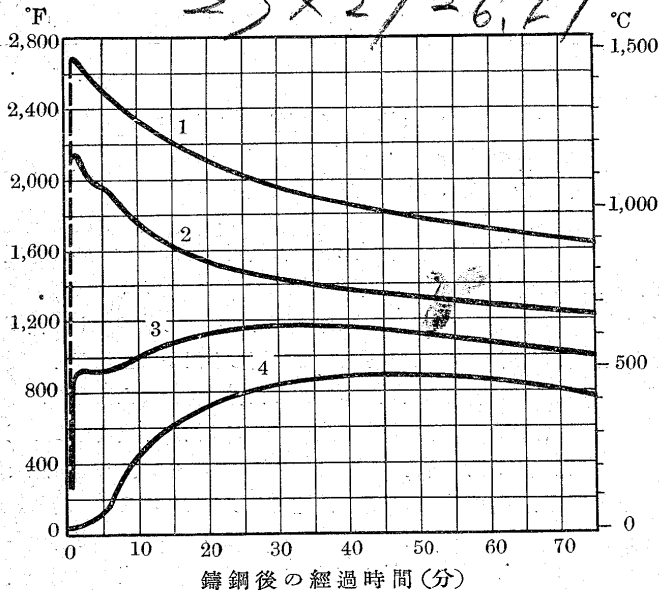
廣鑄型に靜かに注いだ場合が著しい良成績を示して居ることである。

鑄鋼速度の緩かであつた本試験結果の示す限りに於ては上注ぎでも下注ぎでも鋼塊成績は殆んど同一であつて更にもし物理的均質性を考へるならば靜かに注がれた上注ぎ鋼塊が恐らく他のすべてに優れて居るであらう。この事實は鋼塊断面のマクロ組織に明かに認めることが出来る。

鑄鋼による鑄型温度の上昇：— 凝固中の鋼塊と鑄型間の熱變化の状態を鑄型壁に數個の熱電對を挿し込んで測定した。その方法は4'厚みの鑄型壁に熱電對の接合部を鑄型内面から 1/8"、1/2"、鑄型外面から 1" 及び 1本は鑄型壁を貫通して鋼塊内部約 1/2" まで挿し込んだものである。この實驗は各種各様の鋼塊に就いて行はれたものであるが其一例を第4圖に示す。

第4圖 鑄鋼後の鋼塊及鑄型 (4'厚) の温度變化

- 曲線 1. 鋼塊温度 (表面より 1/2")
- 曲線 2. 鑄型温度 (内面より 1/8")
- 曲線 3. " (" 1/4")
- 曲線 4. " (" 3/4")



即ち鑄型内部の温度は鑄型内壁と熔鋼の接觸しはじめた數秒間急速に上昇するが外側の温度上昇は徐々である。熔鋼が鑄型内壁に接觸した瞬間から鑄型外壁に認め得べき温度上昇の現はれるまでの温度進行の平均速度は甚だ緩慢なもので實測した結果によると鼠銚鑄型では1秒間約 0.05'、鋼鑄物製鑄型では約 0.06' であつてこの數字は鑄型壁の厚さ約 6' までは適用できる。

尙從來鋼塊の表層は瞬間的に出来るものゝ如く報告されて居るが種々の鋼塊に就いて入念な實驗をやつた結果によれば凝固した地金の第一層は熔鋼が鑄型と接觸して數秒の後に出来るものであることを知つた。

熱交換が未だ鑄型外面に現はれない間は熱エネルギーの傳達に働くものは熔鋼と鑄型の二物であるが熱が表面に達すると外周の空氣が放熱によつて熱を運搬する第三者的媒介物として考慮に入ってくる。放熱も放射體と空氣との温度差によるものであるから鑄型表面と外周空氣との熱交換は最初は少ないわけであるが鑄型外周が高熱となるにつれて之が著しく増大する。單位時間に單位面積から放射される熱量が増大すると一方傳導の割合は減少しこの時の温度曲線は平らとなる。かゝる間に急激に凝固しつゝあつた鋼塊表層は鑄型

内壁の温度を最早上昇し得ない程度に冷えて來、この温度降下は明かに温度曲線に方向の變化として現はれる。即ち鑄型壁の中心部及び外面に於ける曲線は徐々に下向きとなる。これは鋼塊、鑄型内面、鑄型外面等の總體が徐々に温度降下を始めたことを示すもので所謂冷却期である。

鋼塊表皮と鑄型内壁間の空隙：— 前述の如く鑄鋼中鋼塊表皮は甚だ短時間に凝固し、この外皮層は未だ熔けて居る内部熔鋼の静壓力によつて鑄型の内壁に押しつけられる。熱交換が進むにつれて鑄型は急速に膨脹するが鋼塊は固まるにつれて收縮するので凝固外皮に働く鑄型内壁に押しつける力は次第に緩和される。この鋼塊の收縮と鑄型の膨脹との間の差異は長さに比し厚さの薄い鋼塊に屢々著明に現はれ特に小型、中型の鋼塊に著しい。鍛鍊用の大型鋼塊になるとこの凝固後の空隙は出来かたが少ない。而してこの空隙の發生は凝固中の温度勾配を變ずる條件として考へられねばならない。又この空隙は鑄型内面が最高温度に在る間は生じないものである。

B. Matuschka は直径 10' の圓筒形鋼塊に就いてこの實驗を行つたが同一鑄鋼装置による場合空隙が 0.04~0.06' に達することを見出した。この結果によれば空隙の幅は普通鑄型に鑄込んだものより大きい。之は恐らくテーパーの影響と鋼塊の長さの方向の收縮狀況がいくらか異なる爲であらう。又鋼塊の鑄型壁から離れる時間も Matuschka が一種の電氣装置を用ひて測定して居るが第22表はその一例である。

第22表

鋼種	C (%)	鋼塊寸法 (角)	鑄鋼温度 °C	鑄鋼後空隙 生成迄の時間	
				min	sec
平爐鋼 (軟)	0.24	12"	1,520	1	07
" (リミング)	0.08	18"	1,582	6	34
工具鋼	1.26	12"	1,380	2	58
Ni·Cr鋼 { Ni 2.61 Cr 0.92	0.46	12"	1,440	1	46

鑄鋼直前の鑄型温度 28~42°C

空隙の出来方が早過ぎると外皮が破れて鑄肌が甚だ不良となる事があるが之は鑄鋼速度を遅くし最低の鑄鋼温度を選び且鑄型の厚さを適當にすれば防ぐことが出来る。

熔鋼の凝固及び結晶の發達：— 鐵鋼が熔融状態から固化する結晶作用の第一段階は斯様な高温で起るので此状態を觀察することは肉眼ではもとより何物の助を借りても到底出来ない。結晶作用の根本機構に關する説明が結局假定以外を出ないのはこの爲である。

熔鋼中に於て最初の凝固物である或假設の粒子が熔體から固體への轉化をはじめ。この一點を普通“核”と稱する。凝固が進むにつれてこの核は等温線に直面的に長く細い紡錘狀に成長し此結晶體の結晶方向の中心線は普通一次軸と呼ばれて居る。暫時にしてこの一次軸に直角に二次支軸が出来數瞬の後には更に二次支軸に直角に三次支軸が生ずる。この發達状態は結晶を軸に沿ふて切つて見ると十字架狀組織の集合であることによつて知ることが出来る。この結晶體は金相學的に“dendritic skeleton”と稱せられその周圍に肉が附いて完全な結晶を構成すべき最初の幾何學的構造である。

鑄型壁に接した凝固中の地金の冷却速度を考へるに早期結晶の發達は鑄型壁に直角及び平行の方向に一様の勢を以て進行することが出来ない。即ち出来た結晶の縦横を比べて見ると鋼塊表面に近い初期結晶は長さが幅の 10 倍もある。鋼塊切断面に於けるこの種の結晶は外觀から普通柱狀晶と云つて居るが又樹狀の枝が發達して居る所から金相學的には樹狀晶と呼ばれこの樹狀晶で出来て居る組織を

樹状組織と云ふ。この組織は如何なる種類の鋼にも存在するものであるが然しどの種類にも之が同一の強さ同一の組織として見出されるものではない。凝固速度を増すと樹状品の成生は肉眼では見分け得ない様になる。一般にこの樹状の模様は熔融地金の凝固に伴ふ獨特のもので他の如何なる熱的乃至は機械的處理によるも之を生ぜしめることは不可能である。

鋼塊の樹状品を目に見える様にするには普通鋼塊断面を加熱した酸の混合物を以て處理する。この處理によつて樹状品内の物質は急速に腐蝕し去られ樹状品の枝が少し高くなつて残る。之は恐らく次の理由によつて起るものと思はれる。(1) 樹状品とその隣接せる地金との化学成分の相異、(2) 隣接せる樹状結晶軸の切斷角度の相異、(3) 樹状品個々或は一部の成分の相異。

樹状品間の不純物は普通樹状品が分裂し即ち粒状化した後と雖も地質中に包含されて残るわけであり、この偏析は樹状の痕がなくなる程の速さで擴散することは不可能であるから偏析本來の位置は變化せずに残るわけであつて適當な腐蝕法を行へば之が現はれて来るわけである。結晶としての樹状品は凝固點の極く近くに於て存在するもので鋼塊だとか鍛造材だとかに存在するものは單なる見せかけに過ぎないのであつて之には“假樹状品”(pseudo-dendritic)と云ふ言葉が一層適切であらう。鑄鋼直後鋼塊に生ずる組織的變化は色々發生方向の異なる樹状品即ち一次結晶の生成を以てはじまり漸次之が多數の小結晶に分裂する。かくの如く大粒の樹状品が雜多の方向の無数の小結晶に分裂することによつて結晶個々の缺陷は充分に平均されるわけであつて鋼塊組織の物理性に對する適當な均一性が得られるわけである。

熔鋼の結晶進行中何等かの強い外部からの動搖を與へると先づ第一に一次結晶の尖端が破壊されその周圍に濃縮された偏析熔體は殘熔鋼中に稀釋される。動搖を更に激しくすると結晶は一層細分され鋼塊は細かい組織となる。昔の人は鐵棒で鑄型中の熔鋼を攪拌し粒の細かい強靱な地金を得んと企てた。近來も各國に於てこの結晶作用に及ぼす攪拌の影響に就いて注意されて居るが實用の價値あるものは少ない。

鋼塊の收縮：— 總ての地金及び合金は凝固點を通ふ時に長さ及び體積の減少を示す。小断面の各種の鋼に就いて熔解點の僅かに上位から測つた長さの收縮の概數を示せば第 23 表の如し。

第 23 表

鋼 種	收 縮 率 %
炭 素 鋼	1.5~1.8
ニ ッ ケ ル 鋼 (3%Ni)	1.8
マ ン ガ ン 鋼 (12%Mn)	2.6
ク ロ ム 鋼 (1%Cr)	2.2
鑄 型 用 鋼	1.0

この收縮現象は鋼塊製造或は鑄型設計に對し甚だ重要なものであるが收縮の値として實際に觀察される諸變化には甚だしい矛盾がある

第 24 表

部 位	横斷八角面の 收 縮 百 分 比
鋼 塊 頭 部 (押 湯 下 部)	2.94
鋼 塊 高 さ 75% の 位 置	2.64
鋼 塊 高 さ 50% の 位 置	2.48
鋼 塊 高 さ 25% の 位 置	2.69
鋼 塊 底 部	3.66

る。之は殆んど無視され得る程度の條件が或場合に收縮に著しい影響を及ぼすことがあるため1個の鋼塊に於てさへこの現象が認められる。即ち第 24 表の如く、これは 20₂ 鋼塊の横斷各部位について測定したものである。此鋼塊は 0.32% C の Ni-Cr 鋼で下注法が應用され鑄鋼速度は 1 分間 1.7t、鑄型は上廣鑄型である。

横の方向の收縮を實測することは四角形又は圓筒型の鋼塊では大した困難はなく又多角形の場合でも内接圓と外接圓の直径を比較することによつて恰好の近似値が得られるが縦の方向の收縮に至つては殆んど測定困難である。頭部表面は決してはつきりした水平にはなつて居ないので何處を以て表面とすべきか明瞭な點のないのが普通である。然し普通の大きさ及び型式の鋼塊ではその收縮は縦も横もあまり變らないものである。第 24 表に見る如く横の方向の收縮百分比は一樣なものではなく温度、鑄鋼速度、鋼質、鑄型の大きさ及び型式、鋼塊の型、鑄込み法等の諸條件によつて變つてくる。鑄型壁の厚さも亦鋼塊の收縮量に或程度の影響を及ぼす。キルド鋼を上廣鑄型に鑄込んだ場合第 24 表の如く鋼塊の頭部と底部が中央部より一層收縮するがこの現象は鋼塊の兩端に於ける鑄型の急冷作用によるものと説明することが出来る。異なる收縮量は必ず剪斷的應力を生ずるもので斯くの如き收縮の差は遂には龜裂の原因となり、この危険は鋼塊が大きくなる程増加する。之は大鋼塊は小鋼塊の如く簡単に變形することが出来ないためであつて所謂毛割れ (hair crack) の發生にはこの收縮の相異が與つて力あると云はれて居る。又鍛錬用の大鋼塊は横割れの生じ易いものとされて居るが之は鋼塊の丈が高くなるため收縮差が増加する結果である。

鋼が熔體から固體に變る時の收縮によつて鋼塊の最後に凝固する部分に空洞を生ずる。之が所謂パイプである。鋼塊凝固中表面から中心に至る各層に順次に發生する收縮作用は重力の影響と相俟つてパイプの外廓を圓錐形に近いものとする。然し實際のパイプが決して正確な幾何學的圓弧をなして居ないのは凝固中の瓦斯の放散、結晶作用、偏析其他種々の障害物が常に凝固の正しい進行を妨げる爲である。鋼塊頭部に於けるパイプは大概その内面は外氣の影響を蒙り冷却中酸化されるのが常である。スケールの生じ得る温度範圍で徐々に冷却されるとすれば厚い酸化物の皮膜が出来るであらうことは容易に想像される所であつてスケールの附いた地金が熔接しにくいと考へられて居る以上この事實は鋼塊中の外氣と通じたパイプにも適用され得るわけである。従つて頭部の切り捨てによる損失を最小ならしめんとするならば鋼塊のパイプ部を出来るだけ小範圍に止める必要がある。パイプの外廓や圓弧の状態は鋼塊の形に關係するもので下廣型の鋼塊では細いパイプが深く入るが上廣型の鋼塊では之が短かく幅が廣くパイプの無い部分が相當多く残る。又普通型の鋼塊ではパイプの圓弧は凸形に曲るが上廣型では之が凹形に曲る。然しこの兩型式によるパイプの容積の差は極く少ないものである。このパイプによつて場合によつては鋼塊の 8~50% 切り捨てなければならぬが如斯大量切り捨ては當然製品を高價ならしめるものでパイプは鋼塊及び銅片の疵取り費と共に著しい損失を構成するものである。

パイプ防止法：— 前述の如くパイプは熔けた鐵地金の收縮による自然的結果として一般に鋼塊の中央上部に出来るものであつて熱收縮を無くすることは不可能であるから従つてパイプを鋼塊に及ぼす影響の最も少ない位置に發生せしむる様にしなければならない。

之には次の諸法を單獨或は併用すると効果がある。(1) 鋼塊及び鑄型の適當なる設計、(2) 押湯の應用、(3) 鋼塊上部の加熱。凝固

中の鋼塊に起る收縮作用の影響は屢々半凝固中の鋼塊の上部空高に少量の同成分の熔鋼を加へること即ち足し湯を行ふことに由つて打ち消さうと企てられる。この方法は正規の押湯法よりも押湯用の耐火物が小さくて良いし又之によつてパイプの量は甚だ小となりパイプの爲に切り捨てられる量が減少する。鹽基性平爐製鍛錬用鋼塊の場合に於ける材質優良部の比較次の如し。

20t 鋼塊	普通冷却	82.6%
"	足し湯、被覆なし	90.8%
"	足し湯、木炭被覆	91.9%

此方法を經濟的に成功せしめるには之に關連する諸條件を充分知悉しなければならない。即ち第一に鋼塊頂部の皮膜成生を慎重に觀察するを要する。足し湯が早過ぎると内部の收縮管をうまく充填することが出来ないし遅すぎると皮膜が厚くなり熔接が満足に行かなくなる。此種の考慮は大鋼塊の足し湯を行ふ場合特に大切であつて著者は次の如き時間間隔を用いた。

鋼塊重量	15t	25t	40t	55t
時間	3h	5h	6h	7h

鑄鋼終了から足し湯までの時間々隔は鑄鋼温度と鑄鋼速度に支配されるもので鑄鋼温度の低いもの及び鑄鋼速度の遅いものは之を短かくしなければならない。又鋼塊凝固中の横斷全面に於ける温度分布を一層均一ならしむる爲には鑄型上部を適當に被覆し湯面に及ぼす空氣の冷却作用を軽減しなければならない。瑞典の諸工場では珪酸質(砂、石英粉末等)の被覆物を用ひるが硫黄分の少ない木炭、無煙炭、藁等で被覆する米國法の方が結果が良い様に思はれる。比較實驗の結果によると鋼塊中のパイプの原位置と足し湯した地金との境界が充分に消失することの最も大切な高級鍛錬用大鋼塊の場合に於ては米國法が特に有効である事がわかつた。

鋼塊種類の如何を問はず下層が凝固するまで上部を熔融状態に保たせる爲に鑄鋼終了後直ちに何等か發熱物質を以て頭部を被覆することが昔から行はれて居る。熔融鋼塊を加熱する爲には炭素性物質が比較的有利であるが之は C, S, 燃燒瓦斯等が地金中に入る缺點がある。斯様な化學的不利を減少する爲には被覆物は比重の軽い事が必要で此目的に使用し得べき數種の炭素性物質の諸性質を擧ぐれば第 25 表の如くである。

第 25 表

被覆材料	發熱量 (b.t.u./lb)	比重	化學成分 %				實驗者
			灰分	C	S	O:H	
鋸屑	6,540		1.79	52.06	0.21	7.10	E. DeTurk A. Johnson
藁	8,280	0.48	6.12	47.01	0.139	6.82	
木炭	12,480	0.47	2.24	71.36	0.06		
	14,910		0.94	51.24	0.48	2.29	F. Mueller A. R. Colby
骸炭	13,160	1.84	9.08	88.24	0.72	2.14	
瀝青炭	13,895		2.88	60.15	0.63	0.87	
無煙炭	13,490	1.55		94.58		0.81	

即ち藁及び木炭がパイプ防止に最も適當であることが明かである。藁は普通直徑 8' 位の球形或は押湯枠内又は鑄型内に入る様な大きさに壓し固めて使用する。木炭は鑄鋼終了後直ちに湯面に投入する。其他の物質は粉碎するか又は他の物質と混ぜ石油等の軽い油で煉つて糊状として加へる。之等の物質は熱の點では甚だ有効であるが地金に種々の影響を及ぼす。即ち完全にキルされた鎮靜鋼は相當の深さまで炭素を吸収し且つ擴散する。又リムド型や半キルド型になると常に相當多量の炭素、硫黄を吸収する。之等は普通無視され得るが化學成分の均一性が重要視される場合は充分注意され

ねばならない。骸炭被覆による炭素、硫黄の擴散程度を實驗した 3t 鋼塊の結果を第 26 表に示す。

第 26 表

頭頂面よりの深さ	化學成分 %				
	C	S	Mn	P	Si
1"	1.58	0.182	0.72	0.034	0.161
2"	1.41	0.130			
3"	1.07	0.067			
4"	0.79	0.062			
6"	0.57	0.044			
8"	0.54	0.035	0.69	0.022	0.159
取鋼分析	0.53	0.036	0.71	0.024	0.156

鋼塊凝固中に炭素を吸収する事實は燃燒温度の増加する場合例へば壓搾空氣を吹き付けて燃やす等の場合特に著しい。この壓搾空氣を使用する方法は R. A. Hadfield によつて唱導されたもので英國で實施された材質優良部 90% に及ぶ利點を示したが出來た鋼塊の化學成分の不均質を増加した事は慥かであつた。

鋼塊の冷却 :— 鑄鋼直後の鋼塊の冷却状態は鋼塊將來の物理化學的基礎となるべき組織の結晶性を左右するものであつて一般に冷却は急速に行ふことは不可である。この事實は 12% マンガン鋼等の所謂オーステナイト鋼と稱せられる種類以外殆んど總ての鋼塊にあてはまる。鋼塊を緩冷する方法としては單に外氣から遮斷してその急冷作用を減少せしめる方法が費用の少ない點で最適であり又現場でも容易に行ふことが出来る。即ち鋼塊だけ或は鋼塊と鑄型を一緒に適當の形状と大きさを有する外氣と充分に遮斷されたピットに入れる。斯くして鋼塊は極めて徐々に且つ他の邪魔を受けることなく冷却することが出来る。小鋼塊の場合は普通 2~20 個を收容する。之に反し大鋼塊ではピットの中に鑄型を据え之に鑄込む場合が多く鑄込みが終ると押湯枠内の湯面を木炭其他の炭素性物質で被覆し押湯の効果を一層大ならしめ瓦斯の發生が止み頭部地金の凝固するに及んでピットを耐火煉瓦張りの蓋で覆ふ。斯くして鋼塊、鑄型共に黒くなつて充分凝固するまで冷やす。押湯枠の除去は鋼塊の大きさに依り 10~30h 間後に行ふが鋼塊をピットから引き上げるのは更に冷却してからの方が良い。小鋼塊の場合は條件が幾分變る。即ち此場合は大鋼塊に比して一般に冷却速度を大きくピットの温度も大概低い。又鋼塊は常にピット外で鑄込まれるので冷却は一層速かに進む。厚さ 15" の高級 Cr-Mo 鋼塊の冷却中測定した熱狀況を示せば第 27 表の如し。

第 27 表

鑄鋼後の經過時間 (時)	温度 (°C)		
	鋼塊表面	ピット頂部	ピット底部
1	500	370	330
2	405	355	340
3	370	345	330
4	350	330	325
5	335	—	315
6	325	—	305

小型或は中型の赤熱鋼塊はピットに入れてから灰其他の保温物で被覆し冷却速度を減ずる。前述の如く大鋼塊では冷却中の鋼塊内外の温度差が相當に大きくこの悪影響を緩和する爲に押湯枠を早目に取り除くことは鋼塊實體の冷却を一層均一ならしめるに好都合である。鑄込み終了から押湯枠除去までの時間々隔は經驗の教へる處であつて高級大鋼塊の實作業に於けるとの一例を示すと第 28 表の様である。

第 28 表

鋼塊重量 (t)	押湯棒除去までの時間 (時)	型抜きまでの時間 (時)
3	—	18
5	—	24
10	—	27
20	26	30
30	28	33
50	32	40
75	40	52
100	60	76

上掲の時間々隔は一般に許し得べき最少限度と考へられるもので Ni, Cr, Mo 等を含む合金鋼ではこの数字より 20~25% 長くする。

偏析の原理：— 凡ての工業用鋼材は鐵分の外に少なくとも 10 種に亘る化學成分を種々の割合に含んで居る。是等成分の或物は結合して地質内の非金属夾雜物を形成し或物は鐵と合金或は固溶體となり又或物は鐵と化合物を造る。合金を形成する成分は Mn, Si, Ni, Mo, Ti 等で C, S, P, W, 及瓦斯の大部分は鐵其他の成分と化合物をつくる。是等の化合物は純鐵の結晶に比べて凝固點が低い。鋼塊の結晶は凝固中鑄型に直角の方向に進行するが熔融點の低い是等成分は液狀の中心部に向つて排斥され斯くして偏析成分は内部に濃厚となる。鋼塊が凝固を続ける間に偏析成分の或物は一次結晶間に包裡せられ所謂樹晶偏析となり残りの偏析成分の濃厚な熔鋼は鋼塊の熔解部に押しやられる。一般に鋼塊は中央部が最後に固まる事實から鋼塊の高度に“濃縮された”即ち“偏析”した部分は普通パイプ附近或は是に相當する區域に發見される。即ち偏析現象は凝固中の諸相に關連するもので中でも結晶作用と收縮作用がその第一に位する。偏析を支配する諸法則に就いて色々の報告が出ては居るが殆んど説明のつかない一つの問題は“偏析物を凝固中の鋼塊の一方から他方に移動せしめる力は一體何であるか”と云ふことである。この説明が物理化學的に出來ない以上單に平衡面からのみ引き出された結論は造塊の目的には充分とは云へない。若し偏析が外部的壓力及び冷却作用に依つて位置を代へることが出来るものとすれば (Harmet, Neu-Talbot or Howard process 等の如く) 不純物の移動は凝固中の結晶内部の壓力によるものと假定することは論理的ではなからうか？又偏析は熱化學的擴散によつて起ると云ふ説もあるが之にも色々矛盾がある。結局廣汎な現代の製鋼技術上の智識を以てしても鋼塊内外の成分偏差の改善は仲々出來難いものと許容されなければならない。鋼塊製造は自然律に立脚したものであり自然律は不變のものであることも吾々は銘記しなければならないのである。如斯今日の最優良鋼塊でも尙若干の偏析が發見されるわけで理想的な“均質”と云ふことは冶金學的には明かに不可能な目標なのである。もし斯様な言葉が鋼の完全度の意味に用ひられるならば事實上それは甚だ不當な云ひ表はし方で字句のまゝ解釋してはならないのである。

偏析判定法：— 偏析を見分けるには次の方法を應用する。(a) 鋼塊断面の各部から採取した鑽屑試料に就き入念な化學分析を行ふ。(b) 研磨した鋼塊断面の硫黃像、磷像を検する。(c) 縦断面或は横断面のマクロ腐蝕を行ふ。(d) 切斷鋼塊の外層及び中心部の結晶學的性質を調べる。(e) 鋼塊断面の電氣化學的研究。(f) 鋼塊、壓延材、鍛鍊材等の代表的位置 (頭部、中心部、外層部等) から採つた試料の物理的性質の檢定。以上諸法の内でマクロ組織的試験法 (硫黃像磷像、深腐蝕等) は偏析成分の一般分布を定性的に示すに過ぎないので目的によつては更に完全な化學的調査を必要とする場合があ

る。鐵地金の分析試料として鑽屑を採る場合は普通 $\frac{1}{2}$ ~ $\frac{3}{4}$ " の錐を用ひるが狭い偏析點に對し高度の正確さが要求される結果分析者は出来るだけ細い錐を用ひ所謂微量分析を行ひ試料の少量によるハンデキャップを分析操作の極度の正確さと最高級の試薬の使用によつて埋め合はせる様になつたが斯様な苦心をして偏析點や偏析線の眞の成分に近づくこと云ふ事が工業用鋼材の一般的要求に對し果して如何なる意味を持つものであるかは議論の餘地の多い問題である。偏析は次の 2 種に大別することが出来る。(1) 鋼塊の大きさ或は鋼塊の内部的位置に關係なく特定の結晶粒又は結晶核の周圍に發達する偏析 (顯微鏡的偏析)。(2) 鋼塊縱軸部に向ふ或種の化學成分の濃集。是は鋼塊の大きさ、鑄鋼技術、冷却速度に支配される (肉眼的偏析)。

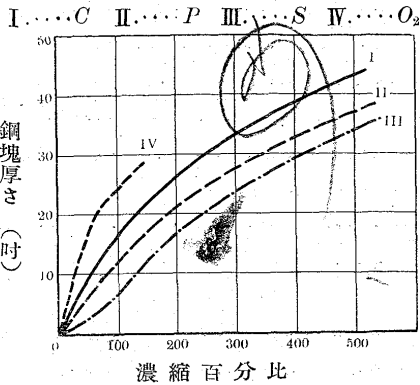
相隣る結晶粒間の化學成分の微少の差の如きは普通はその鋼材の使用に殆んど影響を及ぼさないが肉眼的偏析は常に造塊諸相と直接間接關連するものであつて甚だ重要である。鋼塊中の非金属偏析物の局部的濃縮状態には明かに 2 種の型式があり之は特に中型及び大型鋼塊に明瞭である。即ちその一は鋼塊底部に近く發生して上向きをなすもの (A 偏析)、も一つは中心部近くに生じ下向きのもの (V 偏析) である。是等兩型の偏析は硫黃像及びマクロ像で見分けることが出來此現象は熱化學的反應及び凝固進行期間に關係を有するものである。この 2 種の型式は S, P, C 等の濃縮に於ては同一の兆候を示すも上向き即ち A 偏析は常に長く幾分平坦な曲線を呈し縦断面では外殼に近くは對角線狀を爲し頭部縱軸に沿ふては漸近線狀となる。之等偏析線の角度は上廣型鋼塊に對しては殆んど一定でその大きさには無關係の様に思はれる。偏析線は縱斷した鋼塊の兩側に對稱的に現はれるのが普通である。A 偏析の角度は鋼塊底部 1/4 の部分では約 75°、その上部 1/4 の部では約 80°、夫より上位即ち上半部では 82~88° である。V 偏析は中心部の收縮作用の進行につれて起る收縮力即ち下方への吸引力によつて起るらしい。縦の方向の收縮は鋼塊の中心部に沿ふて各部ともほぼ同一量であるから V 偏析の一般特性は形に於ても又濃さに於ても似たものとなる。V 偏析は下向きでその下端は中心軸上又はその近くにあり各々の枝の軸を爲す角度は工業用鋼塊では大概 20~30° である。この角度を各種の鋼塊について比較して見るとテーパー (taper) の大きいものは此種の偏析を減じ且つこの角度が大となることが解る。5% テーパー及び 15% テーパーの 2 個の 30t 鋼塊を同一チャージの酸性平爐製鍛鍊用キルド鋼で鑄込んだがこの角度は 5% テーパーのものは平均 73° 15% テーパーのものは 48° であつた。此鋼塊はテーパー以外は寸法、鑄鋼狀況等殆んど同一である。品質の點から云へば V 偏析は角度を大きく發生させた方が害が少ない。V 偏析の發生を減少せんが爲に瑞典では頭部と底部とが中心軸に平行で中央部が濃度にテーパーづけられた鑄型を用ひ成功したと傳へられてゐるが米國は類似の方法で實驗した結果では V 偏析は到底根絶することが出來なかつた。米國で實際用ひられて居る鋼塊のテーパーは小鋼塊に就いては V 偏析の發生を最小限に止むるに充分であるが大鋼塊になるとテーパーを無暗に増すことは鍛鍊とか壓延とかの操作に不都合が起るので出來難くなる。

鋼塊組織やマクロ像の比較研究により A 偏析は結晶生成作用と冷却度により又 V 偏析は收縮現象と熱的擴散に伴ふものである事は確實の様である。

偏析と鋼塊重量：— 偏析の強さが熔鋼の固化するに要する時間に比例するものとすれば大鋼塊は原則として小鋼塊に比し偏析が多

いと云ふことになる。鋼塊の大きさが化學成分の最大濃縮度に及ぼす影響を圖示すれば第5圖の如くである。

第5圖 キルド鋼塊の濃縮曲線



この曲線を畫くに用ひた數値は鍛鍊用鋼塊に關する無數の研究、實驗から得られたものである。尙第29表は同一取鋼の鹽基性平爐熔鋼 (0.36% C, 0.76% Mn, 0.24% Si, 0.019% P, 0.014% S, 2.9% Ni, 0.56% Cr, 0.18% Mo, 0.03% Ti) から重量 2,400 lb, 11,000 lb, 66,000 lb の3個の鋼塊を鑄込み断面各部の成分を調べたものである。

第29表

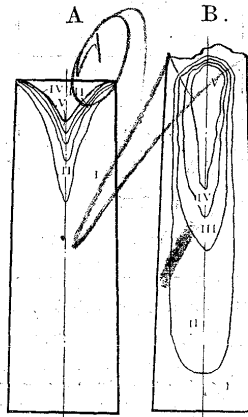
鋼塊重量 (lb)	押湯	鑄鋼溫度°C(補正せず)		平均鑄鋼速度	
		鑄鋼開始	鑄鋼終了	t/min	lb/sec
2,400	有	1,448	—	0.85	31.1
11,000	〃	1,449	—	0.89	32.6
66,000	〃	1,425	1362	0.97	35.5

最大濃縮度 (%)								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	O ₂
28	6.5	31.5	38	17	1	5.5	11	27
39	8	53	71.5	21	1	—	17	—
69.5	6.5	79	93	29	2	7	22	—

鋼塊中の最濃偏析の位置：— 鋼の凝固及び之に伴ふ結晶作用は瓦斯の存在によつて強大な影響を受けるが Si, Ti 其他の合金はこの影響を種々の度合に鎮壓するものである。例へば同一状態で作つた鋼塊でも Si の低いものは酸素含有を増すにつれて偏析の度を増すが前以て Si で脱酸した熔鋼は Si で處理しないものに比し不純物の局部的濃集が小さい。Mn は最も普通に用ひられる脱酸劑であるが Si 或は Al 程能率は良くない。従つて Mn だけで處理された鋼は Mn と Si とで仕上げた鋼に比し一層不均質である。是等の事實は仕上鋼中に酸素濃度高き場合即ち仕上げ不充分の場合に偏析が増加すると云ふ經驗上の證明と一致する。非金属夾雜物も偏析と同様の方向即ち鋼塊の最後に固まる部分に向つて移動する。換言すれば C, S, P, O 及び或種の非金属物質の最高含有量は鋼塊の殆んど同部位に見出すことが出来る。鋼塊の化學的不均一性に關する多數の調査によれば鋼塊型式の二大部類に對し夫々或定まつた特性のあることを知る。又上掲の諸成分が取鋼分析に比して少ない場合がある、これはキルド型では鋼塊の中央下半部に起り之等諸元素の正偏析 (positive segregation) は上方内部に生ずる。脱酸劑の不充分であつた場合即ちリムド型では縦断面の上部中心にある海綿狀多孔性の部分が最濃偏析の位置を示す。キルド鋼では偏析は鋼塊の中軸に沿ふて濃縮することが出来ず廣い圓錐狀の環となつてパイプの周圍に分布する。第6圖はキルド鋼及びリムド型平爐鋼塊偏析の一例である。

鋼塊組織に及ぼす鑄型厚さの影響：— 英國の Harry 及び A.

第6圖



A. 緩冷したる64t高炭素鋼塊の炭素分布

取鋼分析				
C	Si	Mn	P	S
0.98	0.24	6.37	0.015	0.011
I	C	0.96~0.99%		
II	〃	1.00~1.24%		
III	〃	1.25~1.49%		
IV	〃	1.50~1.74%		
V	〃	1.74~1.79%		

B. リムド型鋼塊の縦断面に於ける硫黄偏析

取鋼分析				
C	Si	Mn	P	S
0.04	0.004	0.38	—	—
I	S	0.034~0.059%		
II	〃	0.060~0.079%		
III	〃	0.080~0.089%		
IV	〃	0.090~0.099%		
V	〃	0.100~0.124%		

W. Brearly によれば鑄型壁の厚薄によつて柱狀結晶の成生に要する時間には大した違ひが無い。この發見は造塊現場作業から鑄型の厚さに對する關心を除外することになる。同様に獨逸の Rapatz も壁の厚い鑄型はその中位のものに比べて鋼塊に注目すべき組織上の差異は生じなかつたと報告してゐる。之に反し E. Gathmann は 1924年主として高度の冷却作用は速かに厚い表層をつくり従つて鋼塊龜裂の危険を減少し得ると云ふ理由で好んで底壁の厚い鑄型を使用した。Gathmann の用ひた鑄型は頭部に於て鋼塊と鑄型との比は 1:1.4 で底部はこの6倍の熱傳導力を有せしめ様としたものでその比は 1:3 乃至 1:5 である。又同年 J. W. Priestley の發表によれば鋼塊と鑄型との適當な關係は 1:3 の比で與へられて居る。オーストリアの F. Leitner は 1926 年中 C-Ni-Cr 鋼の小型鋼塊 (約 10" 角) を以てこの研究を行ひ適當な經濟條件を考慮に入れた場合の最善の結果は 1:1 に近い比であつた。

是等の研究はすべて速かに凝固させると最初の結晶の始まるべき凝固核の數も増加すると云ふ推理的假定を基礎として居る様である。單位容積内の核の數が増せば發生する樹狀結晶は必然的に細小となり斯くの如き状態は如何なる鋼塊に於てもその不均質性を最少ならしむるに望ましい事である。この説は元來 Tammann によつて唱へられ其後 H. M. Howe が諸種の刊行物によつてその確からしさを廣く印象せしむるに至つたものである。此假設を吾々現在の問題にあてはめて考へて見ると尙論議し實驗すべき一つの疑問が残る。即ち鑄型壁による急冷作用がどの程度まで本來の核の數に影響を及ぼすか? 換言すれば鑄型壁の厚さが 3, 4, 5 倍と厚くなれば同じ割合で結晶核の數も殖えるかどうかと云ふ問題である。此疑問に對する回答は化學成分の種々に異なる鋼塊に就いて繰返して行はれた次の實驗に見出すことが出来る。

第30表

鑄型壁の厚さ(吋)	柱狀層の深さ(吋)
8	1.53
6	1.30
5	1.42
4	1.28
3	1.20

面とも 10 個所に於て柱狀層の深さを測定しこの測定の平均値を鑄型厚さと對照して見た。その結果によれば柱狀層の成長は鑄型壁の厚さと直線的關係を以ては起らない。即ち厚い鑄型を用ふることによつて得られる利益は大したものでないといふことが出来る。第

30表はこの實驗の一例で炭素鋼に於ける平均値である。尙この測定

は鋼塊中央部で行つたものである。

鋼塊縦断面を注意して調べると柱状結晶全體の深さに特殊の變化のあることを知る。即ち或結晶は深く侵入し或結晶は浅い。重量25t以下の各種工業用鋼塊に就いて實測した結果によれば鑄型壁の厚さ一様なる場合この差が柱状層の平均厚さに對し +33.5% から -26.8% に互つて居る。其他始終見受けられる矛盾は個々の結晶體又は小結晶群が上向き或は下向きに成長することである。著者の實測によればこの角度は鑄型内壁に對する垂直線に對し 16~24° である。斯くの如き矛盾の發生は力學的歪力、凝固中結晶の横向きに發達する機械的合力の方向、鋼塊凝固中縦の收縮によつて起る歪力等によるものと考へられる。又之等の不規則が特に完全脱酸鋼塊に起ると云ふ事實も如上の起因を暗示するものである。

鋼塊中の非金属夾雜物：— 鐵地金中の包含異物は顯微鏡的痕跡から肉眼の大きさのものまで色々ある。この汚染の度を判定するには Stead-Dickenson 法の改良法が普通行はれて居る。其一例を示せば第 31 表の如し。

第 31 表

鋼種	脱酸法	鋼塊重量 (t)	化學成分 (%)							研究者	
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	全夾雜物		
鹽基性平爐鋼	Fe-Si, Fe-Mn	—	0.55							0.0074	Herty
"	Fe-Mn-Si	—	0.30							0.0051	"
"	Fe-Mn, Fe-Si	4	0.38	0.71	0.18	3.47	痕跡			0.081	Hruska
酸性平爐鋼	Fe-Mn	—	0.30							0.026	Herty
"	Fe-Mn, Fe-Si	33	0.30	0.55	0.17	2.07	0.40	0.25		0.021	A. Kriz
"	Fe-Mn-Si	45	0.28	0.81	0.31					0.012	Hruska
酸性轉爐鋼	Fe-Mn (取鋼)	5	0.18	0.43	痕跡					0.110	"
"	Fe-Mn	3	0.30	0.32						0.184	"

鋼塊各部に於ける“全非金属物”の實際量の研究によつてその%は他の化學成分の偏析傾向と相似た關係にある事が解る。即ちパイプの周圍に多く、この區域以外ならば大鋼塊と雖も寧ろ少ないものである。

第 32 表

鋼塊部位	固形不純物 (%)
最大含有量(パイプ末端附近)	0.039
鋼塊中央部(表面から 2")	0.016
"(横断面の中心部)	0.009
底から 1/4 (")	0.027
鋼塊全體の平均	0.014

酸性平爐製 25t 鍛鍊用鋼塊の縦断面に於ける固形不純物の分布状態は第 32 表の如し。

大鋼塊では常に非金属物即ち“柱

酸鹽”の含量の高い範圍が 2 箇所ある。即ち一つは中心パイプの末

第 33 表

鋼種	鋼塊重量 (t)	試料採取位置	化學成分 (%)					研究者
			SiO ₂	FeO	MnO	Al ₂ O ₃	CaO	
鹽基性平爐鋼	2	パイプ下部	37.06	2.16	33.17	26.00	1.53	Hibberd
"	8	"	28.1	14.3	30.2	12.5	7.1	Hruska
"	12	頭部表面	41.8			24.1	1.9	"
"	40	"	32.3	16.4	44.1	5.0	1.8	"
"	(63")	下部	51.60	痕跡	40.60	7.88		De Mare
酸性平爐鋼		側面	49.35	4.75	29.59	12.89	3.77	Lindemuth
"	15	表面	56.0	6.9	10.1	18.3	1.9	Hruska
"	33	頭部(中央)	71.8	4.5	10.4			A. Kriz
"	33	底部(中央)	83.7	4.6	5.4			"
轉爐(合併法)	4	頭部	48.4	7.0	17.2	19.9		Hruska
酸性轉爐	6	表面	52.1	15.0	19.3	3.6	1.1	"
鹽基性電氣爐	3	"	26.4	10.7	8.6	1.5	42.9	"

端近くであり、も一つは之より不純物含量はやゝ少ないが鋼塊の約 1/4 の高さに相當する中心部である。この部は所謂底部圓錐區域 (bottom cone) の上部に相當すると考へられる。又柱状層内部が微滓による汚染の度の強いことも上表から知られるであらう。原則として小鋼塊は凝固が早いので非金属物の量に斯くの如き著しい變化はない。第 33 表は夾雜物の成分を示すものである。

一般に鋼中の固形不純物の成分は必ずしも爐内或は取鋼中の滓の成分に相當するものではない。此事實は“鋼塊中の滓”は明かに鋼塊凝固中の反應作用に與つて生じたものであることを示すもので従つてその作用は熔解作業中の熔鋼に及ぼす爐滓の作用とは異なつたものであるに相違ない。

鋼塊の組織：— 鋼塊組織の發生状態はキルド鋼塊では各種類とも殆んど同一であつて鋼塊材質に明かに識別し得べき數層或は數部位を生じその外觀は同一鋼塊に於てさへも鋼塊軸に直角に切つた高さに依つて異なる。此重大な事實は鋼製品の使用者に充分解つて居ない。キルド鋼塊内部には次の如き獨特の部分がある。

1. 鋼塊の外層即ち表皮

は一定の結晶方向のない不規則な小結晶より成る。2. 表皮に接近して柱状結晶と稱せられるやゝ粗大な層がある。結晶個々の大きさは鋼塊の冷却速度と化學成分によつて變るものでその名の意味する如く此層の結晶方

向は鑄型と鋼塊の接觸面に殆んど垂直である。3. 不純物が排斥されるため柱状結晶に極く接近して明瞭な偏析群が認められる。4. 鋼塊の中心部を検するに下部に於ては取鋼分析と殆んど同一の化學成分を示すが上部は V 偏析の顯著な影響を示し此現象は大鋼塊に於て特に著しい。5. パイプに接した地金は縦軸に沿ひ中心部に弱い多孔質の部分を作る。

一定の大きさの高速度鋼塊に就いて行つた金相學的研究によつて F. Rapatz は鋼塊の顯微鏡組織的特性に就いて次の如き興味あり且つ重要な諸條件を結論した。1. 鋼塊表皮と中心部に於ける結晶の大きさの著しい相違。2. 同一鋼塊に於て中軸部の結晶粒は表皮部に比し 20 倍乃至甚だしいものでは 100 倍大きい。3. 結晶粒に及ぼす鑄鐵鑄型の急冷作用は鑄鋼溫度に於ける熔鋼を水中に燒入れ

した場合と殆んど同様である。4. 結晶粒の最大なるものは常に熔鋼の最後に固まるパイプ末端附近に發見される。5. 表皮層のみについて云へば鋼塊底部がやゝ粒が細になつて居る。之は此部が鑄型壁と定磗との急冷作用を受けるためである。冷却度が遅くなると結晶粒が大きくなると云ふことが明かである以上冷却速度の變化は同一鋼

塊の各部に於て異なつた大きさの粒子を生ずる筈であり此粒の大きさの差は鋼塊の大きさに伴つて増加する。如何なる種類の結晶も其生長は凝固初期の種々の條件に左右されるものである。若し結晶の自然的生長が空處が充分ないか或は外力(攪拌、震蕩、廻轉、沸騰等)によつて妨げられると無数の核を發生し結晶は一層細小となる。之に反し過冷却が強く起る様な場合はかならず大粒を生ずる。優良よく鎮靜された大鋼塊ではこの過冷却の傾向は小鋼塊よりも一層強い。プランメーターで實測して見ると鋼塊結晶の大きさは如何なる種類の鋼塊に於ても熔鋼の鑄型に入つた最初の部分即ち鋼塊の底部附近では小さく鑄鋼量が増すに従つて大となり熔鋼の最後に固まつた頭部に近く最大の結晶が見出される。鹽基性平爐製 40t 鋼塊 (C 0.36%, Ni 2.43%, Cr 0.52%) に於ける縦の方向の結晶の大きさを第 34 表に示す。

第 34 表

鋼塊部位	結晶の大きさ (平均)、平方吋	
	中心部	表皮部
底部	0.055	0.070
1/4 の高さ	0.130	0.177
1/2 の高さ	0.195	0.330
3/4 の高さ	0.445	0.565
頭部	1.220	0.825

リムド法で造られた鋼塊は或一定の特徴を持つて居り脱酸鋼或は半脱酸鋼の夫と著しく異なる。リムド鋼塊は縦断面を簡単に調べて見ただけでも次の諸條件を明かにすることが出来る。1. 厚さ數吋の材質優秀なる外殻が鋼塊の全

周囲に存在する。2. 外殻に接して所謂内質が存在する。外殻と内質は鋼塊の断面全般に互り物理的化學的諸性質を異にする。3. 凝固の關係上鋼塊の上中心部は殆んど常に強く偏析する。偏析は徐々に進行するものであるから偏析の甚だしい部分と之を包圍する内質との間には明確な境界はない。4. 鋼塊断面の全體に互つて無数の氣泡があり是等の氣泡は肉眼的に 3 種類に區別することが出来る。

外殻と内質とは極く狭い氣泡の層で別けられて居り此層は鋼塊の全周囲に存在し横断面では外皮から等距離に並列して居る。リムド鋼塊の製造に當つて最も困るのは是等氣泡の問題であつて前項 4 に述べた 3 種類の氣泡とは次の如きものである。(a) 鑄型内壁及び定盤に直角の方向に延びた外皮性氣泡、巧みにリムされた鋼塊ではこの氣泡は下部 1/3~1/4 の側面及び底部にのみ見受けるもので、この氣泡の存在する位置が充分深く例へば 0.7~1.0' 以上でないとなつてこの種鋼塊の構造材の缺陷の最も著しい原因となる。(b) 鋼塊外皮から數吋の殆んど等距離に存在し内質と外殻を限つて居る氣泡。即ち“不連續氣泡”又は“中間氣泡”と稱せられるものである。この種氣泡の断面は殆んど圓形をなし内面は普通極めて平滑で全然酸化して居ないか或は居ても極く軽度で止まる。之は中に含まれる瓦斯の性質を暗示するものである。此種の氣泡は大きさ 0.02~0.45' で極く劣質のもの以外は是以上の大きさに達することはない。又この氣泡は鋼塊の全周囲に分散して居るので鋼塊が最上の沸騰操作を以て造られた場合でもその容積は他の總ての氣泡を合計したものより大である。(c) リムド鋼塊の内質全體に互りその發生状態が鋼塊外形と殆んど無關係な多數の氣泡。この“内質氣泡”は

第 35 表

氣泡種類	氣泡面積 (%)
鋼塊断面の全面積	100.00
中間氣泡の面積	4.83
管狀氣泡の面積(兩側)	1.29
“(底部)	0.26
内質氣泡の面積	0.89
氣泡面積合計	7.27

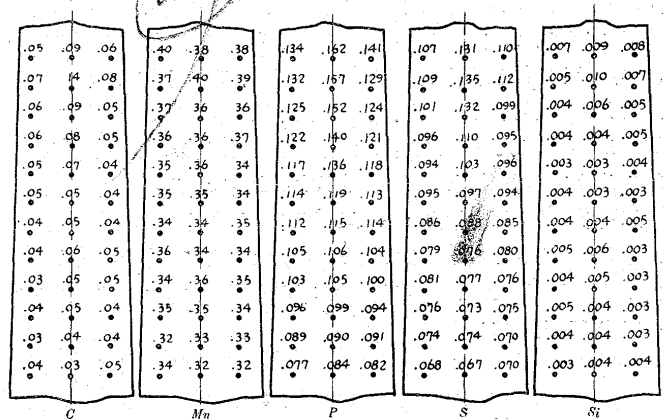
一般に中心軸の方向に集まり他の氣泡に比しやゝ大形であるが適當にリムされた鋼では形も小さく數も少ないものである。

上述のリムド鋼塊に於ける

る 3 種の氣泡の範圍を確かめるために著者は鋼塊縦断面をプランメーターで實測して見たがその結果は第 35 表の如くである。

リムド鋼塊の縦断面又は横断面各部について入念な化學分析を行つて見ると取鋼分析に對し興味ある偏差が見られる。第 7 圖はその一例である。

第 7 圖



リムド型低炭素鋼塊縦断面に於ける各成分の分布状態鋼塊の大きさ; 底部 660×660mm, 頭部 560×560mm, 高さ 1,530mm. 取鋼分析 C. 0.04%, Mn. 0.36%, P. 0.698%, S. 0.072%, Si. 0.005%, 分析は専ら鋼塊内質について行つたものである。外殻平均分析次の如し、C. 0.04%, Mn. 0.33%, P. 0.04%, S. 0.054%, Si. 0.004%。

リムド鋼塊表面の地金は急速に凝固するので此部の化學成分はそのチャージの取鋼分析とよく一致する。而してこの外層は厚さ數分の一時に過ぎない。表皮の次に數吋の厚さの層があり此部は非金屬成分の或物を不足する特徴を有し逆偏析の層として知られ常に甚だ純粋であるが時には少量の非金屬微滓を含むことがある。鋼塊内層は外側 2 層に比し漸次不純の度を増し鋼塊縦断面の中央頂部に最も濃厚なる偏析を示す。リムド鋼塊に於ては C, P, S 固形並びに瓦斯性不純物の最高濃度は例外なく此部に見出される。リムド鋼塊は平爐又はベセマー(酸性及び鹽基性)の製出物であるからその成分は製法と密接な關係を持つ。その代表的成分を第 36 表に示す。

第 36 表

製法	C	Mn	P	S	Si
平爐(鹽基性)	0.06	0.40	0.040	0.039	0.004
“	0.07	0.36	0.069	0.058	0.005
“	0.17	0.34	0.082	0.046	0.007
ベセマー(酸性)	0.04	0.42	0.078	0.042	—
“	0.07	0.37	0.090	0.052	0.008
“	0.17	0.39	—	0.118	0.006
合併法	0.08	0.40	0.085	0.036	0.007
“	0.09	0.38	0.081	0.040	0.005
“	0.13	0.42	0.072	0.045	0.003
ベセマー(鹽基性)	0.07	0.41	0.042	0.059	—
“	0.18	0.42	0.051	0.051	0.011

リミング作用に及ぼす主要化學成分の影響及び沸騰性熔鋼から製出される鋼塊の本質に就いては不明の點が多く従つて之に關する議論には假說的のものが多い。然し巧みな沸騰操作によつて造られた鋼塊はその偏析或は各成分の分布状態等の諸現象に著しい進歩が示されて居る。著者は平爐製或はベセマー製の沸騰型に屬する鋼塊の断面に於て主要成分に第 37 表に示す如き變化を見出した。

第 37 表

化 學 成 分	C	Mn	P	S	Si	CO	H	N	瓦斯分 總 量
取鋼分析に對する 最大偏差 (%)	149	20	164	266	41	48	163	140	55

上掲の數字は一般には當筈まらないものではあるが鋼塊を調べる場合に遭遇する實際の最大濃度を示す一例である。然しリムド鋼塊でも其他の鋼塊でも甚だしく偏析した部分は切り捨てられるのが普通であるから極端に不均質な材料を使用に當ると云ふ危険は著しく減少される。第 36 表を製作するに當つて氣づかれた事は平爐鋼は固形分も瓦斯分もその局部的濃縮が最も少なく合併法及び鹽基性ベセマーが之に次ぎ酸性ベセマーが最も多かつた事である。

形の異なる 3 種の氣泡はその中の瓦斯成分にも何等か違ひがありさうに見えるが試料を眞空で熔融した近頃の研究では此説は全然間違ひであつてどの氣泡でも瓦斯成分は同一でたゞ濃度を異にするに過ぎないことが示されて居る。然し眞空熔融法に依つて定量された瓦斯成分は必ずしも熔融前の氣泡中の瓦斯成分に相當するものとは考へられない。然りとすればこの結果は氣泡中の瓦斯成分に對しては大した手懸りを與へるものではなく此法で地金の單位體積から得られた瓦斯總量は地金に熔解して居る瓦斯と氣泡中の瓦斯の合計量と云ふことに成る。鹽基性ベセマー製 2t 鋼塊 (何等特別の加入物或は處理を行はず冷却せるもの) に就いて測定せる瓦斯成分を第 38 表に示す。

第 38 表

成 分 % (容 量)	鋼 塊 部 位					
	頭 部		中 央 部		底 部	
	中 心	外 皮	中 心	外 皮	中 心	外 皮
CO	71.0	73.9	75.0	68.0	75.4	52.2
H	26.8	17.4	18.8	22.6	14.8	41.8
N	2.2	2.2	6.2	9.4	9.8	6.0
合 計	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0
標準状態に於ける鋼 1 立方時に對する瓦斯量 (立方時)	13.8	4.6	9.6	5.3	8.1	6.7

之で見ると中心部は常に瓦斯の量が多く特に鋼塊の最後に凝固する部分に甚だしい。外皮部は中央部に比し瓦斯量は著しく少ない。

尙沸騰鋼の成分を調べるに當つて今一つ興味あることは入念に造られたリムド鋼塊の中央頭部が屢々暗色の時には硝子狀の浮滓で覆はれて居ることである。此物質は普通その成因が脱酸鋼塊の上部收縮管中に蓄積する非金属物質と同一であると考へられて居たが化學分析の結果では全然別物の様である。此浮滓は何れも皆成分が大體似て居り次の原因によつて生ずるものと考へられる。即ち大部分は熔鋼中の微滓が分離浮揚して地金と混つたもの、も一つは地金が凝固冷却中に周圍の空氣により酸化されたものである。普通この浮滓は鋼塊鑄込み中の後半期に既に現はれ凝固進行につれて漸次容積と重量とを増加し沸騰の程度に従ひ良塊 t 當り 10~12oz に達する。

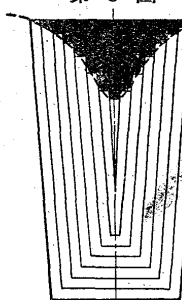
第 39 表

鋼 種	化 學 成 分 (%)										
	浮 滓						鋼 塊				
	SiO ₂	MnO	FeO	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	C	Mn	P	S	Si
鹽基性平爐	19.1	48.8	21.2	3.9	2.9	—	0.14	0.44	0.036	0.031	0.006
酸性轉爐	24.1	51.3	16.8	3.0	1.8	0.2	0.08	0.35	0.084	0.055	0.004
鹽基性轉爐	11.3	54.3	23.4	5.0	3.8	0.8	0.07	0.42	0.044	0.099	—

即ち沸騰が激しいと空中に投げ上げられる微粒子の数が多くなり之が強く酸化されて鑄型内に再び落下して地金内部から徐々に分離して來た微滓と結合して凝固に至るまで熔鋼面に浮遊するものと考へられる。従つて各種鋼塊の此種浮滓の成分は何れも主としてマンガソ及び鐵の酸化物と珪酸の結合したものであつて代表的一例を示せば第 39 表の如くである。

一般にこの浮滓は鹽基性成分の少ないのが特徴であつて CaO は 45% を越すことは殆んど無く MgO は 2.0% 以下に限られて居る。S が常に高く (Hibberd は S は 2.5% 以下と報告して居る) 恰かもこの浮滓が機械的脱硫劑として作用するかの如き觀を呈する。

第 8 圖



上廣型鋼塊に對する "Onionskin" 説の圖解

パイプ曲線:— 鋼塊の凝固は昔からの玉葱説 (onion skin theory) に従ふものと考へられて居た。即ちパイプは第 8 圖の如く次々と相隣つて出来る凝固層が收縮と重力によつて下方に引張られて出来るものであるとされて居た。然し近來は之がさう簡単なものでないことが解り 1920 年 A. Bruninghouse 及び F. Heinrich 兩氏が之に關する最初の數學的算式を提出した。此式は圓錐形でテーパの色々異なる鋼塊に對し或範圍内の正確さを與へるものである。

$$(x \div d)^S = (y \div h)^{1-S} \dots \dots \dots (1)$$

第 9 圖



3 種の主要鋼塊型式に對する理論パイプ曲線

d=鋼塊の直徑、h=鋼塊の高さ、S=收縮量 (容積) [液體から固體に至る收縮で常溫に冷却するまでのものを含まず]、x、y=曲線の座標。この式の實際に應用される範圍は圓形かせいぜい多角形に限られて居るが色々なテーパのものに應用され得る便利がある。(第 9 圖参照)

1926 年 A. L. Field が再び此問題を研究したが之も圓錐形鋼塊に就てであつてその算式は一般技術者にとつて甚だ面倒なものである。即ち次の如し。

$$\log y = 2a \cdot \log x + \log h - 2a \cdot \log r \dots \dots \dots (2)$$

r=鑄型内室の半徑、h=鑄型内の熔鋼の高さ、a=收縮係數、x、y=曲線の座標。

鑄型が瞬間的に満たされ頭部にも底部にも傳熱面が無く等溫線が圓錐形の表面に起り且つ鋼塊も鑄型も同一状態にあると假定した場合此式は圓錐形鋼塊に當てはまる。上廣型、下廣型共にテーパの附いた鋼塊に對しては此式は次の様になる。

$$\log y = \log h + 2a \cdot \log(x/r_1) / \sin \theta - a(r_2 - r_1) / 2.3x \pm ar_2 / 2.3r_1 - a / 2.3 \dots \dots \dots (3)$$

θ=水平に對する鑄型の傾斜角度、r₁=鋼塊頭部の半徑、r₂=鋼塊底部の半徑。

上廣型に對して右邊第 3 項が (+) となり下廣型に對しては (-) となる。但し此算式には假定や無視の項目があまり多過ぎるので實際の設計に應用することには疑問がある。

著者が各種の大型鋼塊の断面に就いて實際の収縮曲線を測定した結果によるとパイプの形は明かに収縮の3階梯によつて與へられる。即ち凝固點に至るまでの熔鋼の収縮、凝固中の収縮、冷却中の収縮が之である。尙前算式に依ればテーパーのない鋼塊では圓錐形でも或は他の對稱的断面のものでもパイプ曲線は縦軸に對し漸近線的になる。實際には横の方向の収縮があるし又熔鋼の流動性が不完全であつたりするのでパイプの鋼塊底部近くまで延びることは妨げられるが夫にも係らず吾々はテーパーのない鋼塊でパイプが底部のピラミッドの所まで延びて居るのを見ることがある。下廣型の鋼塊では一次パイプが深く出来更にその下部に二次パイプが出来る。實際には斯様な状態は極く細長い鋼塊にのみ見られる所で今日では例外に屬する。上廣型では實際に出来るパイプの曲率は理論上の夫とよく一致する。即ちパイプ曲線の最底點は縦軸と殆んど90度で交はる。同様の傾向は押湯部に生ずる収縮高にも現はれる。(續く)

(前田元三)

小型熔銑爐 (G. Henon. Fou. Tra. Jou. Sept. 10. 1936. p. 200)

規格の八釜敷い特殊鑄鐵は小口の註文が多いから一爐で數種の鑄鐵を吹かねばならぬ場合が多い。然し實際問題として一本の熔銑爐で斯かる作業を行ふ事は費用が嵩み時間がかかる爲に此の目的に對してルツボ、重油廻轉爐、輻射電氣爐或は小型熔銑爐を設備するのが普通である。本文は此の小型熔銑爐に就て述べたもので有る。

小型熔銑爐は點火及操業が簡單で作業が早い。之を大型熔銑爐に比すれば熱効率が一で而も初込炭の消費が少い。又一回の裝入量が少いから極く少量の熔湯を正規の状態で熔解する事が出来る、例へば熔解速度が100kg程度のものが有り斯くの如き少量の熔湯を大型熔銑爐で巧く吹く事は頗る困難である。又熔解速度が小さいから特殊な鑄鐵の小口註文を受けても相當量に註文が溜まる迄熔解作業を差控へる必要は無く註文に應じて迅速に鑄造する事が出来る。

小型熔銑爐は大型熔銑爐同様に高級鑄鐵の熔解に適し更に又成分の異なる熔湯を區劃り易く爐内の化學變化も大型爐より少い。例へば著者が内徑40cmの小型爐に就て試験した結果を示すと次の如くで有る。(イ) Cの變化。C 2.5~2.7%の低炭素鉄のみを裝入した場合の熔湯はC 2.9~3.2%、軟鋼削屑と中磷銑の混合裝入に於ける熔湯はC 2.6~2.8%、又軟鋼 1/3 高磷銑 1/3 の配合で裝入した時の熔湯はC 2.3~2.6%で有つた。之を同一裝入の大型熔銑爐に比すれば加炭量が各々0.3%位少い。(ロ) Si, Mnの變化。含磷銑を繰返熔解して分析を調べたのに初めの間は之等の變化が比較的少く第5回迄の繰返熔解に於てSi及びMnの減少は各々3.8%及び9.5%で有つた。大型爐に比べて格段の少量で有る。(ハ) Sの變化。前回と同様の試験に依りて最初Sが0.029%で有つたものが0.10%に成る迄には9回の繰返熔解を要した。以上の結果から小型熔銑爐が優秀な鑄鐵を吹き得る事を知られやう。但し裝入物が不均一な場合は熔湯成分も不均一に成り易く例へば鋼屑を多量混合裝入すれば0.3%位のSiのムラが出来る。但し其の應用範圍は前記の如く100kg程度の小物しか注湯出来ず大型物の鑄造が困難な爲に至急を要し而も高級な鑄鐵の小物を造る場合に限られる。

此種の爐は内徑が非常に小さいから爐の中に入つて修理する譯には行かない。依て普通其の構造を次の如く作る。其の一は爐頂から爐底迄の高さを最大2mに作り其の一端から手を伸ばして修理する。此の2mは決して低い方で無く之以下の低い爐でも尙成功して居るものが多い。其の二は爐頂から爐底迄を數段に分割して作り修理の時は先づ上の部分をカム又はジャッキで押上げてから下の

部分を臺車にのせて引出し次で上の部分を臺車或はローラーで他所へ移し起重機で個々に取りはずす。

爐頂は普通裝入口で終て居るが出来得れば其の上に朝顔型を一段置いて火焰の襲來を防ぐが宜い。爐の内徑は50cm以下にする。小さいものにはReamur爐の12mが有りGirardetでは内徑25cm高さ1mで好成绩を擧げて居る。又Foundry Research Centerの爐は内徑40cmである。而して著者に依れば小型爐の内徑は40cmが最もよい。爐高は地方に依て異なるも先づ70cmが普通である。砂床の厚さは12cmとし、羽口の高さは可及的低く先づ爐床から25cmにとる。滓出口は羽口より稍と低く湯出口の反對側に付ける。尙羽口を手が入る位に大きくすれば之より湯床及滓出口の修理が出来て都合がよい。羽口面積は少くとも爐腹面積の1/3にとる、例へば内徑40cmに於て羽口の直徑を14cmにする。送風量は内徑40cmに對して500m³/hrが適當で低炭素鑄鐵を吹く場合にも之以上に送風を増さなくてよい。風壓は羽口近くの風函中で水柱120~200mm、高さの低い爐で120~150mmにする。工場の都合で送風を大型熔銑爐の送風管から引かねばならぬ場合があるが之は送風機の費用が省ける代りに送風が不規則に成る危険がある。爐の外徑は裏附きへ充分であれば大した問題で無く内徑40cmに對して外徑70cm位でよい。外周は鑄鐵で作る。裏附には粘性の有る品質の良い耐火材を用ひ之を砂臼で引いて可及的乾い水分で粘性を持つ様にする。之を手又は空氣突棒で爐壁に搗固める。裏附修理に餘り時間をかける事は不經濟であるが熟練すれば數時間内で出来る。

内徑40cmでは1回裝入の地金100kg 骸炭10~12kg 石灰石3~4kgにする。更に螢石を添加して滓の流出をよくする事が望ましいが之は最後の5~6回の裝入に止めねばならぬ。骸炭の大きさは60~100mmとし地金が混合裝入の場合には一層細くする。例へばPat Dwyerは卵大を又Reamurは銀貨大を推奨して居る。

小型熔銑爐の應用の一例としてレジストを擧ぐれば此ものは一定の化學成分を要し而も多量の特殊元素を必要とするが小型熔銑爐に依てT.C 2.92, Si 2.25, Mn 1.46, S 0.02, P 0.062, Ni 12.20, Cu 6.14, Cr 1.90を有するレジストを完全に造る事が出来る。

(南)

6) 鐵及び鋼の加工

空氣を用ひぬサンドブラスト (Fou. Tra. Jou. July 16, 1936, p. 43)

近年の鑄造界躍進者の一つとしてサンドブラストが有る。サンドブラストと言へば從來壓搾空氣を以て砂又は其の代用物を鑄物に吹付けたのであるが本文の新式機は全然空氣を使はず専ら遠心力に依て摩擦劑を鑄物に當てて掃除するのである。此の遠心力はインペラー或はベーンに依て高壓送風機に劣らぬものが得られ尙一度使用した摩擦劑をバケツトエレベーターでホッパーから送入して繰返し使用する仕組に成つて居る。此の新式サンドブラストは米國では1933年以來250臺が實施せられ又獨逸に於ても今日300臺が動いて居る想である。

本機が考案される迄にも既に非常なる進歩改良が行はれて來たので有るが之等は何れも舊式の域を脱し得なかつた。其の最も大きい缺點は砂がインペラーブレードに粉碎されて砂のすたれが多く成る事で之を防止するためにインペラーの速度を減ずればサンドブラストの能力も亦減少したのであつた。本機は砂の代りに鋼ショット又は摩擦抵抗の大きい材料を使用し且インペラーを改良し之をモータ

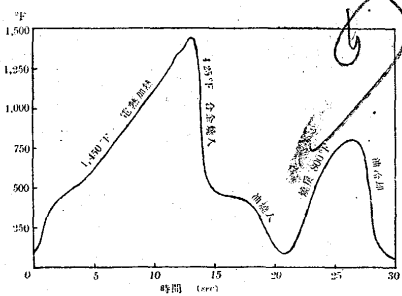
一直徑で廻轉するもので有るからシヨットの消費量が頗る尠上に更に大きい利點は運轉馬力が非常に尠く壓搾空氣式サンドブラストの10~20%で足りる。取換を要する部分はインペラーのみで有るが其の費用として壓搾空氣式のノズル取換費用と同じ位ですむ。而も壓搾機、電動機、空氣溜、配管が要らないで只簡単なインペラーとケーシングのみですむから建設費が非常に安い。電動機も壓搾機用の15~710の電力でよい。その他小さい點では壓搾空氣の場合の如き水分の害が無いし又塵埃の出方も尠い利益がある。

本機は廻轉テーブル型とタンブラー型とあり、鑄物なら16 cwtを8分間で、火造品又は型打物は18t³を10~15分間で又エナメル用鑄物は12~25分間で完全に掃除することが出来る。(南)

發條線の新熱處理法 (O. C. Trautman, The Iron Age, Oct., 15, 1936)

發條線の熱處理に關する新方法である。鋼線は先づ電氣的加熱装置に入り線夫自身の抵抗に依り適當な接觸子に依り低電壓電流が送られて焼入温度迄加熱せられ、次で合金焼入槽に入る。線の加熱温度は自働的に Photo-electric Cell に感じ之に依り電壓調整器を動かす。温度調整精度は ±5°F である。合金焼入槽は低い熔融點を有する熔融合金槽で約 400°F に保たる。合金槽に焼入せられた線は更に油中に入り冷却せられて後 Pb の焼戻槽 (800°F) を通過して後防錆の目的にて塗布すべき防錆液に入り行程を終る。之に依て經費を要する鉛の加熱槽は不要となり且耐錆鋼線の焼入に要する 2,100°F 附近の温度も容易に達し得るのみならず、線の加熱も均一で内外部の差違がなく且加熱速度も從來の爐加熱に比し 3~4 倍の速さを有す。加熱の狀況は第1圖に示す如くで圖は C 0.60~0.70, Mn 0.90% の例で 115°F/sec の加熱速度であるが之は 400°F/sec 位迄増しても良く且焼入温度より著しく過熱するも Grain Growth

第1圖



を起さなかつた。

燒入槽たる合金浴は 425°F である。此方法に依る加熱温度は電流に比例するが之が燒入槽に入る迄の速度と共に電流も嚴に調節する必要がある。往々にして線の燒入は非金屬の介在に因り不均一の燒入となり易いが此方法に依る時は介在物の處は自然抵抗も大である爲局部的に温度上昇を來し充分なる燒入効果をあげ得て均一なる調質が望み得る。

鋼の燒入に於ては臨界燒入速度なるものがあり、之より遅い速度で冷却すると Carbide の生成を來し完全な硬化が施されぬ事になるが油燒入よりも冷却速度の速い合金槽燒入に依ては完全な Martensite が得られ燒入の目的を 100% 達し得る事は本法の特色である。第1圖に示した様に合金槽燒入に次で油燒入を施す事は最大硬度を得る方法であつて普通の油燒入に依るよりも 8~10 倍の衝撃抗力を有し且微粒結晶の硬度 Rockwell C 64~66 位のものが得られる。發條の目的には焼戻を 800°F とし硬度を Rockwell C 45~47 とする第1表は本法と從來の方法に依れるものとの比較である。

材料は C 0.63, Mn 0.101, P 0.017, S 0.022, Si 0.19% のもので No. 1 は從來の爐加熱、油燒入によるもの、No. 2 は本法に依れるものである。尙硬度 C-60 にて屈曲 180° に達するも破斷せざ

第 1 表

線	徑	抗張力 (lb/in ²)	弾性限 (lb/in ²)	伸 10''	(%) 2''	斷面收縮 (%)	振り數	硬 度 Rockwell C
No. 1	0.091''	248,000	203,000	3.4	6.3	53.0	16	47
No. 2	0.091''	248,000	229,000	3.1	5.2	54.8	25	48

るものと得られるのも本法の特徴であり且發條の如き過激な荷重を受けるものに於て具備すべき性質とされて居る所である。

要之本法に依る成品は良好なる機械的性質を有し大なる疲勞限と衝撃抗力を具へ、表面の脱炭及酸化膜なく且操業は 95% の高熱効率を示し極めて正確に容易に線の温度を調整し得るのみならず、高温に要する爐等の高價なるものを總て不要とする特色を有する事である。(Y)

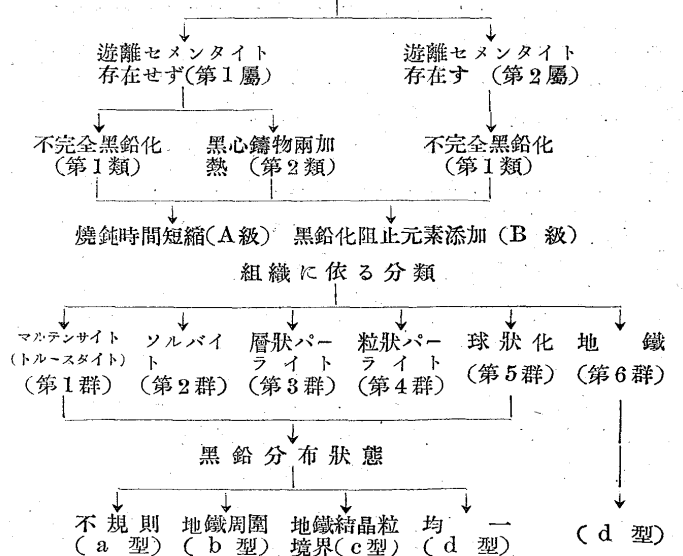
7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

パーライト可鍛鑄鐵 (American Symposium. Fou. Tra. Jou. Aug. 20 1936, p. 135)

白鉄の黒鉛化を不完全にし多少の化合炭素を残したものを凡てパーライト可鍛鑄鐵と言ひ概して黒心鑄物より抗張力が大きいので高級可鍛鑄鐵と呼ぶ事もある。従てパーライト可鍛鑄鐵と言つても化合炭素はパーライトのみに限らず種々の形に存在する譯で今之を分類すれば第1表の如くに成る。

第 1 表

製法に依る分類



先づ製法として (1) 燒鈍に於て最初から黒鉛化を不完全にする方法と (2) 黒心鑄物を再加熱する事に依り化合炭素を析出する方法がある。其中 (1) は (A) 標準成分の白鉄に對し燒鈍時間を短縮するか或は (B) 黒鉛化を阻止する特殊元素を白鉄に加へて燒鈍 (2) は標準成分の白鉄のみに得られる。次に組織には化合炭素の残留状態に (1) マルテンサイト或はトルスタイト (2) ソルバイト (3) 層狀パーライト (4) 粒狀パーライト (5) (1) 又は (2) を熱處理して得る球狀組織があり、更に地鉄と黒鉛の分布状態に (a) 亞共析鋼の標準組織に見るが如く地鉄とパーライトが不規則に分布せるもの (b) 燒鈍炭素の周圍に地鉄が又其周圍にパーライトが存在するもの (パルスイ組織) (c) 地鉄結晶粒境界面に黒鉛の存在せるもの (d) 均一地鉄の4種が有る。又後述の如くパーライト可鍛鑄鐵に遊離セメントを残したものと分解したものとある。然し乍ら以上の分類を相

對稱する時製法の各部門に必ずしも之等の各組織が存在するものでは無く例へば c 型は第 2 類第 1 群或は第 2 群に限り又 b 型は第 3 群のみに得られる。第 1 層の遊離セメントタイトの分解は白銑を A₁ 以上の高温度に長時間加熱すれば宜敷く此の遊離セメントタイトは V 以外は他の黒鉛化阻止元素が含まれてゐても焼鈍さへ充分行へば分解出来るもので有る。黒鉛とオーステナイトから成るものを水中焼入すれば第 1 群 d 型と成り之を焼戻せば第 2 群又は第 5 群を得る。此の場合黒鉛化が進行すると第 5 群 b 型と成る。又適當の速度で冷却する時は均一なソルバイトを生成して第 2 群 b 型と成り之を熱處理すれば第 5 群 d 型或は b 型を得る。黒心鑄物を A₁ 點以上に再加熱すると化合炭素を析出して c 型と成り之を急冷すれば第 1 群或は第 2 群に成るが更に之を熱處理すれば第 1 群は第 2 群或は第 5 群へ又第 2 群は第 5 群へ變化する。

黒鉛化速度は核の多少に支配され脱炭の激しい鑄物の表面部は核数が減少し其の結果殊に第 2 段黒鉛化が困難と成る爲に内部は完全に黒鉛化するに不拘其の表面が第 3 群 d 型組織と成り所謂白縁破面を生ずるに到る。黒鉛化を困難にしてパーライト可鍛鑄鐵を作る場合の添加元素には Cr 0.1~0.3%、Mo 0.1~0.5%、或は標準成分より 0.5~1.0% 多量の Mn を用ふ。幸に之等 3 種元素は黒鉛化の防止力が第 1 段に比し第 2 段に顯著で有るから第 1 群の型を第 2 群又は第 5 群 d 型へ變ずる場合に都合が良い。

兎に角第 1 表の分類に依り上記 2 種の屬、類及び級は其々 5~6 種の群に分れ更に 4 種の型に分られる處から之等の組合せに依て實に 192 種のパーライト可鍛鑄鐵が考られるけれども今日實用化してゐるものは次の如くである。

(a) 第 1 類 A 級及び B 級の白縁鑄物。周縁部第 3 群 d 型、内部第 3 群 b 型又は第 6 群 d 型。

(b) 縁無鑄物。(1) 第 1 類 A 及 B 級第 3 群 d 型及 b 型。(2) 第 1 類 B 級第 2 群 d 型或は b 型及び第 5 群 d 型、b 型。(3) 第 1 類 B 級第 3 群 a 型。(4) 第 2 類 A 級第 2 群 c 型第 5 群 c 型及び第 1 群 d 型。

以下主な實例を示す。

(イ) 高珪素パーライト可鍛鑄鐵。C 2.5, Si 1.5, Mn 0.35, S 0.05 以下、P 0.05 以下を有し Si だけは鑄物の厚さに應じて變へる。例へば厚さ 3/4"~1" には 1.3% Si 厚さ 3/16" には 1.6~1.7% Si とするが如くである。抗張力 24.5~45.0 t/in²、延伸率 13.5~3.5% が普通で、強さを要せぬ小物には 940°C に 2hr 保持 718°C に 4hr 保持 590°C に爐中冷却後空中放冷するが高い強度を要するものには 940°C に 4hr 保持し 815~840°C に爐中冷却して之より油焼入後再加熱して 690°C に適當時間保持する。焼入に依てソルバイトを得 718°C に 1hr 焼戻せば完全に球狀化する。焼戻したものは抗張力 49 t/in²、延伸率 4%、ブリネル 235 を持つが更に Mo 及 Ni を添加すれば一層良好な材質に成る。Cr は絶対に避ける。簡單な熱處理には 940°C に 4hr 保持後 675°C 迄爐中冷却し再加熱して 815°C より空中冷却する。

(ロ) 含銅高 Mn パーライト可鍛鑄鐵。第 2 表に示す化学成分を有し Cu を含有する上に Mn が標準成分より高い。第 3 表は其の材質で有る。白銑は普通の白銑を出湯する時銅及び Mn 鐵を取鍋に添加して作り之を 36hr で 870°C に上げ同温度に 40hr 保持してから 14hr にて 815°C に 14hr にて 760°C に 22hr にて 705°C に 14hr にて 680°C に冷却する。

第 2 表

等級	No. 45009	No. 53007	No. 60005
C	2.40	2.40	2.40
Si	0.95	0.95	0.95
Mn	0.95	1.15	1.35
S	0.065	0.065	0.065
P	0.17	0.17	0.17
Cu	1.00	1.00	1.00
残留化合炭素	0.20	0.40	0.68

第 3 表

	27	31	36
抗張力 t/in ²	27	31	36
降伏點 t/in ²	10	24	27
延伸率 %	9	7	5

(ハ) 再加熱パーライト可鍛鑄鐵。一名 Promal と言ふ。標準成分の白銑を完全に黒鉛化した後再加熱して所要量の C を化合させる。化合炭素量は 0.30~0.40% が普通である。焼鈍には加熱温度及時間が最も肝腎で化学成分は大した問題に成らぬ。降伏點 22 t/in² 以上抗張力 31 t/in² 以上 延伸率 10~14% 疲勞強度 15 t/in² 以上 彈性係數 11,700 t/in² ブリネル 170~190 比重 7.35 膨脹係數 0.000109 導磁率 79/200 amp-turn/in を有し、C を増せば抗張力が 33~40 t/in² 迄増加し適當の特殊元素を加れば更に抗張力 45 t/in² 以上延伸率 10~14% に達する。強さが大きく且耐蝕性及耐摩耗性が大きいのでチェーン等に用ひられる。

(ニ) 球狀パーライト可鍛鑄鐵。一名 Z-Metal と言ふ。普通の白熔湯を出湯する際 Mn 鐵其の他を取鍋中に添加して作り之を第 1 段銑焼鈍で充分加熱して遊離セメントタイトを完全に分解し 718~760°C に冷却し炭素が化合する温度直下に加熱してパーライトセメントタイトを球狀化させる。Mn を高くするのは冷却速度の影響を除く爲で之に依て肉厚及焼鈍方法に不拘化合炭素の分布が常に均一に成る。第 4 表は其の性質である。

第 4 表

	抗張力 t/in ²	降伏點 t/in ²	延伸率 %	ブリネル
(a)	31	25	10~18	179
(b)	36	25	12~14	191
(c)	40	27	9~11	207
(d)	45	31	6~8	217

化学成分の一例として C (焼鈍後) 1.36, Mn 0.80, Si 0.80, Mo 0.16, S 0.128 が有る。

クランクシャフト、コネクティングロッド、ベアリングキャップ、クラッチイック、ブレーキヘッド、ブレーキドラム、ギア、バーナーノズル、リンクチェーン、スプロケットチェーン、クランプ、エレベーターバケット、ハンマーヘッド、センダ、マンホールカバー、レンチ、バイス、ロックドリル等に用ひられる。

(ホ) バルスタイパーライト可鍛鑄鐵。一名 Mallix と言ふ。分類表の b 型に屬す。抗張力 33 t/in²、延伸率 5%、ブリネル 180~200 が普通で化合炭素を増加すれば抗張力 40~43 t/in²、延伸率 1~2% 位に成る。主として破壊強度及び剛性率の大きい事を要するものに用られる。

(ヘ) 短縮焼鈍パーライト可鍛鑄鐵。一名メハナイトパーライト可鍛鑄鐵と言ふ。白銑は標準成分を有し反射爐製が C 2.4~2.6 熔銑爐製が C 2.7~2.9 其他は兩者同一で Si 1.0, Mn 0.35, P 0.15 位である。此の焼鈍時間を短縮して黒鉛化を不完全にするので有るが其の熱處理に次の 3 様有る。(其の 1) 925°C に 24hr 保持、730°C 迄空中冷却、650°C 迄 24hr で冷却して取出す。(其の 2) 950°C に 24hr 保持し空中放冷する。(其の 3) 950°C に 24hr 保持、油焼入後種々

の温度に焼戻す。之等の材質を第5表に示す。

第5表

熱処理法	抗張力 t/in^2	降伏点 t/in^2	延伸率 %	ブリネル
キウボラ (其の1)	20~24	13~15	6~10	140~190
反射爐	24~29	15~19	10~15	140~190
キウボラ (其の2)	29~40	20~24	1.5~4.0	200~240
反射爐	36~45	22~29	2~5	210~250
キウボラ (其の3)	33~45	22~27	1~2	250~300
反射爐	40~74	29~36	1~2	250~350

(5) Ni-Cr パーライト可鍛鑄鐵。一名 Jewell 合金と言ふ。Ni 及 Cr を有し強度、耐熱性及耐摩耗性が大いからストーカー部分品其他耐熱耐摩耗用品に用途が廣い。第6表は其の性質である。

第6表

商名	抗張力 t/in^2	降伏点 t/in^2	延伸率 %	ブリネル
S	27	19	24	130
42	31	24	15	180
Jewell	40	27	8	200
V	38	31	5	250

(4) 遊離セメントを有するパーライト可鍛鑄鐵。特に遊離セメントを残して摩耗抵抗を増し同時に焼鈍炭素に依て減摩作用を良好にしたもので此の點ベビッドメタルの減摩機構に似てゐる。製法に2様ある。(1)は標準成分或は0.95 Mnの白銑の第1段黒鉛化を完了させ第2段黒鉛化を必要に応じて完了或は不完了にする。(2)特にV 0.1%を添加し遊離セメントを安定にしたもので焼鈍には素地を地鉄とするには黒心鑄物同様の標準熱処理を行ひ又素地をパーライト或は球状化するには中間的熱処理を行ふ。兩者の中(2)が製法が簡單で材質も良好に成る。他にMn 0.2%の代りにCu及Vを用る場合もある。第7表に之等の性質をZ-Metalと對照して示す。

第7表

	Z-metal	Z-metal+V	Z-metal+V+Cu
抗張力 t/in^2	30.4	31.2	33.2
降伏点 t/in^2	24.5	27.7	25.5
延伸率 %	3.5	3.5	4.5
ブリネル	209	211	209

(南)

青化曹達に依る18~8不銹鋼中の炭化物検出法 (W. B. Arness. Transactions of the American Society for Metals p. 701~720 September 1936) 青化曹達溶液中で18~8不銹鋼に現はれる炭化物を電解的に腐蝕する方法の結果を記し他の方法との比較を述べてある。炭化物の存在を定性的に調べるにはこれの存在せぬ時は腐蝕されず析出せる時は痕跡の程度でも検出得る方法を探らねばならぬ。青化曹達法では特殊の焼鈍をなし炭化物を溶解せる時は腐蝕されないが僅か現はれても認め得るので更に研究を進め低炭素高炭素のもの更に種々の添加元素を含む鋼に種々の処理を施して腐蝕せる結果を見た。

γ は炭化物を腐蝕し過ぎる程度でも結晶粒界を現はさない。 α 又は δ は腐蝕されるが容易に炭化物と識別し得る故差支えない。次にMn, W, Mo, Ti等を添加せるものに生ずる炭化物は之等を含まぬ場合と見分ける事は出来ぬが炭化物を検出する點より見れば妨げにならぬ。

従来硝酸電解腐蝕、鹽酸-鹽化鐵溶液腐蝕、村上氏指薬、ツイレラ指薬等があり、最近蔭酸電解法も行はれて居る。之の中第一の方法では結晶粒界が炭化物の有無に拘らず現れ易く第二第四も同様の欠點がある。村上氏指薬では鋭敏に現はれぬ事、むらを生ずる事、多

量の炭化物を少目に見易い事、完全な研磨を要する事等の不利がある。蔭酸も前三者と殆ど同様である。之等に比し青化曹達法は少々度を過しても良く、痕跡をも現はし、不完全な研磨にも應用せられる點で優れて居る。斯くの如く本方法はよく炭化物を現はす故に更に定量的検出をなし得るやを驗したが大體の差別を附ける以上は望まれぬ事を知つた。炭化物の僅かある場合と多量の時とは見分けられるが微少の變化は鋼の処理法、腐蝕法、炭化物の外観等にも影響される故である。鋼に施された処理法により粒の大きさ、硬さ等が變ると同時に變化物の分布状態も變つて来る。分散するか不連続の網状を爲すか何れにしても炭化物が球状化せるものは連続せる網状の組織より良い事は知られて居る。青化曹達法は之等をも大體に於て識別する事が出来る。腐蝕方法を次に述べる。試片の研磨は完全な程よく全相方面に用ひられる一般的方法によりアルミナで仕上げる。青化曹達溶液は次の如くである。

NaCN 10g 蒸溜水 100ml. 室温にて用ひる。

青化曹達中の不純物として鹽化物が少くなくてはいけない。鹽化物があると γ の結晶粒界を現す故である。電解装置は簡單で陰極には銅線の先に白金板を付け試料を陽極として研磨面を白金板に平行に1"程隔てる。電流は乾電池に依り6volt程度を供給し電流密度引いては腐蝕作用の程度は試料の大きさ、電極間の距離、電壓に依つて變へる。腐蝕時間は炭化物を現はすに最少で5分程度に止める。組織は500倍位で見ると良い。

更に著者はこの方法の機構に就て推定せる意見を述べて居るが未だ確定した結論は得て居ない。

(T)

鋼板に現はれる樹状晶 (Alfred Bayles and M. L. Samuels. Metals and Alloys Sep. 1936) C 0.03, Mn 0.36, P 0.020, S 0.013, Si 0.010の組成の鋼板を普通の様にして壓延せる後30時間以上、最高1,300°Fに筐焼鈍を行つたものはパーライトが無く炭化物が結晶粒界に出て居て或る結晶は非常に大きくなつて居る。之を3%硝酸アルコール溶液で腐蝕すると中央部に針状のものが認められ腐蝕の度を増すに従つて更に樹状晶が現はれて来る。

之等は一つの結晶粒中では一定の方向性を持つが結晶粒は各自自由の方向に向つて居る爲結晶が違へば方向も異なる。或る研磨面に現はれる樹状晶は針状のものより少いが研磨の角度を變へれば針状晶も樹状に變る。種々の觀察に依て樹状晶は研磨面に平行せるもの、針状晶は樹状晶の断面として表はれたもので兩者同一なる事及び之等樹状晶は斜方十二面體の面に平行なる面上にある事を確め得た。

之等異状組織は前記の如く熱間壓延後筐焼鈍を受けた過度の結晶生長に都合の良い状態で生ずるもので最小直径0.02"以上の結晶粒中に見られる。大きい結晶程多く且中央部に集まつて居る。實驗室でも板又はシートバーを1,850°Fに加熱空冷後1,300°Fに筐焼鈍すれば得られる。之は窒化鐵の如く考へられたが分析の結果0.003% Nに過ぎず本體を確める爲以下述べる實驗を行つた。

最初地鉄の溶解度に依るものと考へて焼鈍温度以下適當に加熱し空冷せるものには現はれぬ事を知つた。更に詳細に知る爲比較する目的で0.10% Nを含有し窒化物の明に見られる試料と共に真空中で2h加熱して空冷した結果窒化物は850°Fで消失したが樹状晶は1,100°F迄失くならぬ。窒化物と見る事は鐵素状態圖から見て不合理であり樹状晶は窒化物で無く寧ろ鐵炭素状態圖から炭化物なりと考へた方が良い。

次に引摺試験を行つたが樹状晶と結晶界の炭化物とは同様の硬度でありピクリン酸曹達及び村上氏液で腐蝕した結果も炭化物と同様

であつた。更に變態範圍を急熱急冷し炭化物の擴散の程度に依つて部分的に特有な組織を作り樹狀晶の變化と比較する爲 $1in^2$ の鋼板を熔接熔中にて熔かし直に水中に焼入れた所之の場合も兩者同様の組織を見る事が出来た。以上の結果より見て大體斯くの如く現はれる樹狀晶は炭化物なりと考へられるが未だ斷定は出来ぬ、實驗室で熔し壓延した板では壓延度少き故かこの異常組織は見られぬ。

(T)

熔鋼の溫度測定 II (E. W. Elcock; Iron & Steel Ind. 9, Sept. 1936, 502-506) 前報 (鐵と鋼昭和 11 年 10 月號に抄録) の溫度測定結果は、各測定者が全く同一位置で實施した譯でなく、取鋼下 18" の被視體に對し、測定者 5 人中 4 人は取鋼下 9" の位置を、他はノツズル直下を測定した。此の兩點には溫度差 $15\sim 20^\circ C$ あることが推定された。熔鋼はノツズルを離れると共に表面は酸化され、又各方面よりの反射の影響を受けるから、測定は可成的ノツズルに近い方が宜い。

高溫計に附す赤ガラスは完全に單色光とすることは出来ないが、透過範圍は出来得る限り狭い必要がある。然らざる場合は被視體と電球との輝度比較の場合に完全に織條消失を期することが困難となり、被視體の輻射能に對する補正が不確實となる。 $1,300^\circ C$ 以上の高溫域測定の際使用する中性ガラスは赤ガラスの不完全な限り特に良質を選ぶ必要がある。若し赤ガラスと併用する際の透過特性に變化を來す時は再び輝度の一致を望むことが困難となる。次表は 4 種の高溫計のガラスの特性検査結果で G の外は相當透過範圍の廣い缺點が目立つ。

	高溫計 F	G	H 及び J
赤ガラス	透過範圍 μ	7,700~6,100	7,700~6,250
	最高強度 μ	7,100~6,250	6,800~6,300
赤ガラス及び吸收ガラス	透過範圍 μ	7,500~6,138	7,400~6,250
	最高強度 μ	7,000~6,231	6,500~6,400
	最小強度 μ	6,200~6,138	7,400~7,100

かゝる點から英國では Foster, Cambridge の兩製作會社がガラスの改良に乗り出してゐる。

現在の高溫計は既に述べた程度のものであるが、實地作業に於ては特に鑄込溫度の測定には條件さへ宜しいなら最も信頼する結果が得られる。高溫計の現場測定記録の精度は正確には知り難いが、 $\pm 5^\circ C$ 以内で測定可能なるを信ずる。

次に重大なのは被視體の輻射能であるが、之は諸ゆる條件に就て定めることは不可能である。従來測定された値も甚だ異動があるが Burgess 氏の與へた熔鋼の流れに對し有效波長 0.65μ の時 0.40 は最も妥當と思はれる。熔鋼表面の見掛けの溫度は表面の酸化被覆に依り著しく影響される。特に酸化度の激しい特殊元素を含有する熔鋼に於て然りである。従つて測定位置は出来るだけ出口に近い方がよいこととなる。

以上は出鋼又は鑄込溫度の場合であるが爐内熔鋼の溫度測定は未だ成功してゐない。通常熔鋼表面は相當量の熔滓で覆はれてゐるが、此の熔滓の溫度測定結果は非常に變動がある。又 1919 年に Burgess 氏の推奨した方法即ち熔鋼中に炭素棒を浸漬し、之が同一溫度になつた時引き上げ、之を高溫計で測定する方法は英國にて實施の結果は全く信頼するを得なかつた。

此の外熱電對の使用如何に就て實驗した結果は、Pt-Pt. Rh 對では外管を Acheson 黒鉛、内管を Pythagoras 管とした場合、又は石英管其他の保護管を用ひたが總べて機械的に弱く失敗に歸した。又 W-黒鉛對は G. E 社で實驗され、8~9 回の連續使用に耐へると

稱せられたが、實驗の結果未だ満足すべき域に達してゐない。

最近米國の Fittee 氏の特許になるカーボランダム—黒鉛對は長さ 3' のものを全長 11' にして保持し得る如くしたもので、水冷式の冷接點と、耐火物被覆した交換式の溫接點より成る。熔鋼中へは溫接點の接續部に達しない程度に浸漬すること $1\frac{1}{2}$ 分以内である。溫接點は酸性平爐内熔鋼の場合 18~20 回、鹽基性平爐で 6~8 回の測定に耐へる。鑄鐵ならば耐久力は更に増大する。補正值も常に一定であると云はれてゐる。英國に於ては目下之を實驗中である。

以上英國鐵鋼協會鋼塊不均質性委員會に屬する熔鋼溫度測定小委員會の研究結果から次の如き總括が得られてゐる。

- (1) 現在熔鋼溫度の測定に最適の高溫計は織條消失型光高溫計である。
- (2) 高溫計の補正は最初に最も注意を要すること。
- (3) 測定する熔鋼はフームを伴つてはならぬ。
- (4) 又湯の表面は平滑で波立つてゐてはならぬ。
- (5) 測定者は常に同一位置で測定を行ひ、出鋼の際は湯が樋を離れる點、鑄込の際は可成的ノツズルに近い位置を風上より測定する。
- (6) 以上の條件の際は普通鋼に對し、輻射能は 0.40 で宜い。
- (7) 測定毎に高溫計のガラスは清拭すること。 (M. A)

8) 非鐵金屬及合金

新 Al-Cu-Mg 材合せ鋳及びその性質 (P. Brenner, Z. Metallkde., 28 (1936), S. 276,80) 薄い Al 被覆を板厚の約 1% 施すときは、Al-Cu-Mg 合金鋳は著しくその耐蝕性が改善される。この場合實際問題としては、合せ鋳とせざる材料と殆ど同一抗力性質を有する故、此の種の薄い被覆を施した Cu を含む Al 合金の材料を用ふることは一般に好ましい。

耐蝕性の特に大なることを要望し、且合せ鋳となさざる材料に對して、その 5~7% の抗力の損失を忍び得る場合は、純 Al 或は Al-Mg-Si 合金の厚い板を以て被覆すればよい。(兩側に板厚の約 5% の被覆)。

實際的に最も耐蝕性を大ならしめ、且同時に大なる抗力を有せしめ、被覆せざる材料と同等ならしめるためには、Mg 含有量の高い Al 合金 (BSS) で被覆するがよい。之等の材料は、表面の硬度を要求し、被覆層へ Cu が擴散することを避けねばならぬ時は、特に有效である。

Al-Cu-Mg 合金の合せ鋳の耐蝕性は、心材の組織状態とは、全く無關係である。故に實際的に、高溫時硬化させた状態で Al-Cu-Mg 合金から成る材料を用ふることが出来る。(佐藤)

Au-Ni 合金の析出硬化 (W. Köster u. W. Dannöhl, Z. Metallkde., 28 (1936), S. 248/53). Au 及 Ni は高溫度では完全に固溶するが、 $20^\circ C$ では、相互に僅かに固溶するに過ぎない。従つて、Au-Ni 合金は合金範圍を通じて、析出硬化の意味に於て、調質し得るものである。

$900^\circ C$ から焼入した合金を種々なる溫度及時間焼戻した場合は、その溫度及時間に應じて、組織、格子常數、キューリー溫度、電氣傳導度、磁化の強さ、頑磁力、残留磁氣、及び硬度が變化する。

合金範圍を通じてその析出現象は同様に行はれる。そして不安定均一固溶體からは Au を含むことと多き相と、Ni を含むことと多き相とが同時に析出し、初めの固溶體の組成は變化しない。全く中庸を得た交換が行はれる。析出過程を経る間は、三相が常にその量を變へながら存在する。即ち合金の組成を有する焼入して不安定とな

つてゐる固溶體と、焼戻温度に依つて與べられる、Au 中の Ni の溶解度或は、反對に Ni 中の Au の溶解度に依つて定る組成を有する二つの新に現れた安定な固溶體とが存在する。

析出中に機械的及び磁氣的析出硬化が現れる。Ni-Au 合金では、豫め常溫析出硬化が行はれることなしに、顯微鏡的に不均一な高温析出硬化が出現する。

析出速度は、過飽和度が増加する程、早くなり、溶解度曲線の臨界點に相當する組成範圍に於て、その速度は最大となる。

(佐藤)

長時間加熱のアルミニウム及びその合金の機械的性質に就て (By Prof. Dr.-Ing. A von Zeerleder and Dr.-Ing. R. Irrmann; The Metal Industry, London, Sept 18, 1936, 289~291) 純アルミニウム, Peraluman 2 (Al-Mg 2.15% Mn 1.4%), Anticorodal B (Al-Si 2%, Mg 0.65%, Mn 0.7%, Ti), Avional D, (Al-Cu 3.8%, Mg 0.55%, Mn 0.5%), Y 合金 (Al-Cu 4%, Ni 2%, Mg 1.5%), R. R. 59 (Al-Cu 1.5~2.5%, Ni 0.5~1.5%, Mg 1.4~1.8%, Fe 1.2~1.5%, Si < 1.25%, Ti) の合金を 75°, 100°, 130°, 160°, 200°, 250°, 300°C の各温度で 2 年迄の日數に加熱してその機械的性質を調査したもので、實用上極めて重要と考へられ、特に Y 合金、R. R. 59 等飛行機ピストンに使用されるものに於ては 300°C 以上の温度に熱せらるゝ事が多い。上記材料は 20 mm 直径に extrude したものを熱處理効果あるものは Normal Solution-treatment を與へて試験した。その結果を次に 2 別すると、

(1) 300°C 迄の各温度で 2 年間迄熱したものを 20°C まで徐冷してその降伏點を測定すると第 1 圖の一例の如き結果になる。

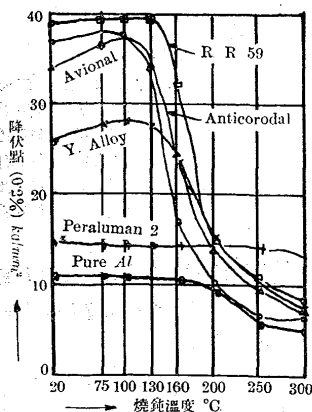
純アルミニウム: 一半硬状態で試験したもので、160°C で降伏點が減少し始める。これは Al の再結晶による爲で、この際、Al 中に含まるゝ不純物が大なる影響をもつものと考へらる。

Peraluman 2.: 200°C 迄の温度では降伏點の減少を示さぬ。250~300°C で少量の減少を示す。

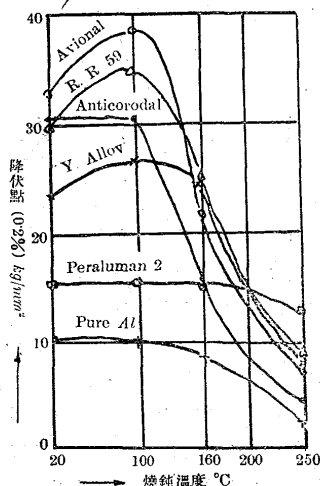
Anticorodal B.: 75° と 160°C 間の低温に於ては降伏點及び抗張力の増加を示し、元の状態で未だ試料が、Max. Precipitation-hardening を示して居ない事をあらはす。250°C では 1 ケ年で完全な軟化を示し、300°C では半年で充分軟化する。

Avional D.: 短時間の加熱で軟化をおこす。高温でその影響が迅速である。降伏點減少にともなひ延伸率の増加を示す。300°C で完全な軟化を起すのであつてこれには約 1 ケ年を要する。

第 1 圖



第 2 圖



Y 合金: 200°C で 1/4 時間加熱すると降伏點が減少しその後漸次増加する。最大の降伏點に達するには、(200°C に於ての加熱) 12~24 時間を要する。130°C 迄の温度で 2 ケ年間加熱しても殆んど變化がないが、多少析出硬化を起す。

R. R. 59: 一この合金は Y, Avional によく似て居る。130°C 迄の温度で 2 ケ年間加熱しても殆んど機械的性質には影響を及ぼさぬ。

(2) 100°, 160°, 250°C の各温度で 2 ケ年間迄の各日數に加熱したものを同一温度で試験すると、1 ケ年加熱の場合は第 2 圖の如くなる。

これによると、Avional と Y 合金の曲線は、100°C 迄の温度で加熱すると、降伏點を増加し Y 合金及び Avional の 160°C では、R. R. 59 の方が優れて居る。一方に於て銅を含まぬ Anticorodal は 160°C に於ては、上記の合金より著しく降伏點を低下する。

Peraluman, 純アルミに於ては餘り温度影響がないが、160°C 附近から低下する。

(高瀬)

99.97~99.997% Al の電氣傳導度並び少量の添加元素の影響 (By Gaston G. Gauthier, The Metal Industry, Sept, 18, 1936, 291.) Al 99.997%, Fe 0.0011%, Si 0.0015%, Cu 0.0005% の極めて純度高い Al を、Kelvin Double Bridge を用ひてその電氣傳導度を測定し、續いて少量の Mn, Ti, V, Mg, Ag, Cu, Fe, Zn, Si, Ni の影響を測定した。

試料は、64 mm 直径の丸棒に鑄造し、10 mm に高温抽出した後、タングステンカーバイドローダイスを用ひて 8 mm の針金に引張つた。

次にこの試料より 320°C で 3 時間焼鈍して 100°C まで 24 時間かけて徐冷したものを取出したものと、500°C に 1 時間焼鈍後水焼入れたものとに就き 20°C で 1 m 間の電位差を測定した譯である。

先づ純 Al の結果は、320°C で焼鈍したものでは、38.0 m/ohm.mm² で純銅の 65.45% に當り、從來の結果即ち、Edwards 64.6% (99.971% Al) 及び Bureau of Standards の 63.4% (99.968% Al) よりはるかに電氣傳導度が大い。500°C から焼入れたものは、純銅の 64.3% で 320°C 焼鈍のものより減少して居る、之は 500°C 迄加熱する事により組織的變化を生じた爲と考へる。

次に添加元素の影響は圖に示す如くで、之を次の如く 3 別しうる。

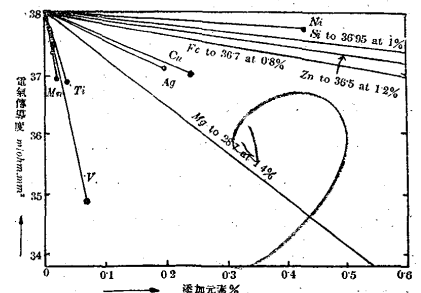
- (1) Ni, Si, Zn, Fe は影響が小さい。(Ga, Au も同様)
- (2) Cu, Ag, Mg は稍々影響が大い。
- (3) Ti, V, Mn は影響最も大い。(Cr も同様)

之の添加元素の影響に就ては、Norbury's Law は適用出来ない。

(高瀬)

軟鑛用新熔劑 (J. W. Willstrop, A. J. Sidery & H. Sutton, The Metal Ind., Oct. 1936) 耐蝕鋼、Zn-Al-bronze 等の熔劑を用ひての鑛接には却々の困難がある。鹽化亞鉛に HCl を加へた熔劑は多く用ひられるが其殘渣が腐蝕を起す。之を防止する爲に熔劑を鑛物性的 Jelly を以てした paste の形にする事も考へられたが之とて總ての場合に適したものでない。

此腐蝕効果を起さない熔劑で且鑛接に廣く用ひられるものが望ま



しい。第一の試験は熔劑として dibasic amm. phosphate, amm. benzoate, borax, boric acid 等を含んだものを使用す。Cr 18-Ni 8, Cr 18-Ni 2, Cr 13% の耐蝕鋼を研磨紙及 1.5% の potassium bichromate を含む H_2SO_4 液中にて陽極的に表面を清淨にした試片。鐵は普通の Tinman 鐵 (Sn 65. Pb 35) である。之等の熔劑の内實用的なのは dibasic amm. phosphate で之は分解するに充分な温度迄上昇すれば Meta-phosphoric acid を生じ之が鐵接作用に役立つのである。

Meta-phosphoric acid は常温にては吸濕性で實用に不便である所から ortho-phosphoric acid に依り試験した。之は 89% 位の純度のものが得られる。前述の鋼を Sn 65-Pb 35, Sn 50-Pb 47.5-Sb 2.5% の鐵にて容易に鐵付し得た。此熔劑に依り鋼に錫引きをやる事は鹽化亜鉛に依り眞鍮に實施するよりも容易で、兩者を比較するに鋼、眞鍮、銅等には相等しく Al-bronze, Zn, Cd 或 Zn を鍍金した鋼にては寧ろ鹽化亜鉛に勝るものである。前記磷酸の稀釋の影響は最純 89% を 61, 48, 37% と低めても鐵付は可能であるが効率は濃度の低下と共に悪くなる故經濟的には濃厚な形で用ふる方がよい。

腐蝕試験:一試料は耐蝕鋼 (a) Cr 12~13% 鋼, (b) Cr 16~20, Ni 1~2% 鋼, (c) Cr 12~20, Ni 6~12% 鋼にして何れも potassium bichromate を含む H_2SO_4 液にて電氣的に清淨にして重ね接ぎとした。但し (c) は受領の儘のものである。鐵は (1) B. S. I. Grade A-Sn 64~66, Sb 1%, (2) B. S. I. Grade B-Sn 49~51, Sb 2.5~3%, (3) 純 Sn。熔劑は ortho-phosphoric acid と鹽化亜鉛 (D. T. D. 81)。出来た試片は 6~12 月間室中に放置し或は海水に依る試験を實施す。電氣的に清淨にせる耐蝕鋼は何れの熔劑によるも容易に操作が可能で完全に洗ひ落せば何も影響はないが残渣があると鹽化亜鉛の方が腐蝕が大きく、phosphoric acid に依る時は phosphate の保護膜が出来て爾後の腐蝕を防止し得。(3) の austenite 鋼では何等洗滌處理せずとも磷酸熔劑にて容易に鐵付が出来るが鹽化亜鉛では純 Sn 以外の Sn-Pb 鐵では操作が不能であつた。海水の吹付試験では鐵付部が若干侵されるが大した事はなく Ni を含まぬ Cr 鋼の錆は著しい。

有機磷酸鹽熔劑:一磷酸は金屬を溶かす故残渣に因る危険がある。其處で數種の有機窒素化合物の磷酸鹽により更に試験を實施した。Pyridine, Aniline, Toluidine, Quinoline, Urea, Hexamine, Triethanolamine 等の磷酸鹽の内 aniline 及 Toluidine 基のものが最も良く經濟の見地よりして anilinephosphate がよい。然も此の内 Monobasic phosphate ($C_6H_5NH_2, H_2PO_4$) が最もよい。使用に便なる爲に之を重い鑛物油或は ethylene glycol と paste とするとよい。

今以上の試験に用ひた熔劑の腐蝕影響を見ると第 1 表に示す様で

第 1 表
鐵 接 材 料

熔 劑	眞 鍮	軟 鋼	オーステナイト耐蝕鋼
鹽化亜鉛 1	(E) 甚だし	(E) 甚だし	(I) —
" 2	(E) 普 通	(E) 普 通	(I) —
" 3	(E) 僅 少	(F. D.) 普 通	(I) —
D. T. D. 81	(E) 普 通	(E) 甚だし	(F. D.) 普 通
磷 酸	(E) 普 通	(E) 普 通	(E) 僅 少
試製劑 A	(E) 侵されず	(E) 侵されず	(E) 侵されず
" B	(E) 侵されず	(F. D.) 侵されず	(F. D.) 侵されず

ある。表中 D. T. D. 81 は鹽化亜鉛 5w., NH_4Cl_2 1/2w., HCl 4fl. oz./gal. water, 試製劑 A は aniline 51 cc, 磷酸 34 cc, ethylene

glycol 40 cc, B は aniline 51 cc, 磷酸 34 cc, 鑛物油 60 cc の成分を有し、(E), (F. D.), (I) は夫々鐵付作業の容易、稍々困難及不能を示すものなり。此結果に依ると磷酸は aniline の如き有機物と合して不安なしに使用し得る事を示すもので假りに酸が残つても長時間の後には保護被膜を作り爾後の腐蝕を防止するの特色を有す。

(M)

9) 化 學 分 析

眞空熔融法に依る鋼中のガス定量 (G. Thanheiser; Advance Copy, Iron & Steel Inst. Sept. 1936) 鋼中の酸素の定量は酸素の存在状態が種々異なる關係上甚だ困難とされるものであるが、就中最も信頼されるものは眞空熔融法である。此の方法は最近 Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung で廣汎に研究されてゐる。次に此の研究概要を記す。特に熔鋼、熔滓間の平衡研究には酸素定量に依り多くの貢獻をなし、従來の高價な高周波電氣爐に代る低廉な装置で定量することを必要ならしめた。此の理由で H. Diergarten (S. E. 1929) は炭素螺旋爐を製作したが、此の爐の缺點は誤差導入の原因となる黒鉛部分や金屬を多く要する點や、一度金屬の氧化に依て生じた被覆を除去困難な致命的な點である。最近 Castro 及び Portevin (Archiv. 1936/36) に依り更に改良され、空値は 1,700°C 15 分間で 0.2~0.3 cc に低下され、水素及び窒素の定量すら可能となつた。炭素螺旋爐の改造として Thanheiser 及び Brauns (Mitt. K. W. I. 1935) の報告したものは第 1 圖の如くで、石英管 A とプラグ B は磨合せ、B へは C 及び D が雲母で絶縁され眞空密に嵌入してある。是等は水冷されると共に電源に連結される。C は Invar 製であるから膨脹がない。B へは黒鉛體 E が D へと螺接してあり、E と F とは密着せしめてある。試料を入れる黒鉛ルツボ G は黒鉛體 F の間に懸垂してある。石英管 A へはガラス球室 H が磨合せ接続し、之には試料室 J と擴散ポンプへ接続する管 K がある。温度は窓 M から測定する。全装置は適當な架臺に支へられる。黒鉛管 F は E より幾分肉厚であるから輻射防止の役目をする。1,600°C で所要電力は 7.5 kw である。排氣は 1,700~1,750°C で行ひ、1½ 時間で完了する。次に温度を 1,600°C に降下し分析にかゝる。1,550°C の空値は 10 分間の放出ガス量 0.1 cc である。此のガス組成の一例は 0.15 cc 中 CO 0.05 cc, H_2 0.03 cc, N_2 0.07 cc である。 N_2 と H_2 との含量が低いことは注意される點で、高周波爐の場合に多少類似してゐる。マンガン含有試料中の酸素の定量は爐の冷却方法で甚だ影響される。同寸法の高周波爐の装置と比較した結果は第 1 表の如くで、此の場合石英管は充分多量の水で冷却した。

第 1 表

試料	Mn %	高周波爐	新爐	試料	Mn %	高周波爐	新爐
1	0.01	0.197	0.207	11	0.45	0.010	0.008
5	0.02	0.112	0.104	12	0.45	0.019	0.012
6	0.13	0.029	0.026	14	0.65	0.004	0.001
7	0.26	0.025	0.022	16	0.72	0.010	0.006
8	0.31	0.019	0.017	17	1.15	0.018	0.007
9	0.33	0.020	0.020				

即ち Mn 量増加と共に所得酸素量の減少が目立つ。依つて第 1 圖に示す如く石英管の冷却を銅管を用ふる如くし、高周波爐と全く同

第 2 表

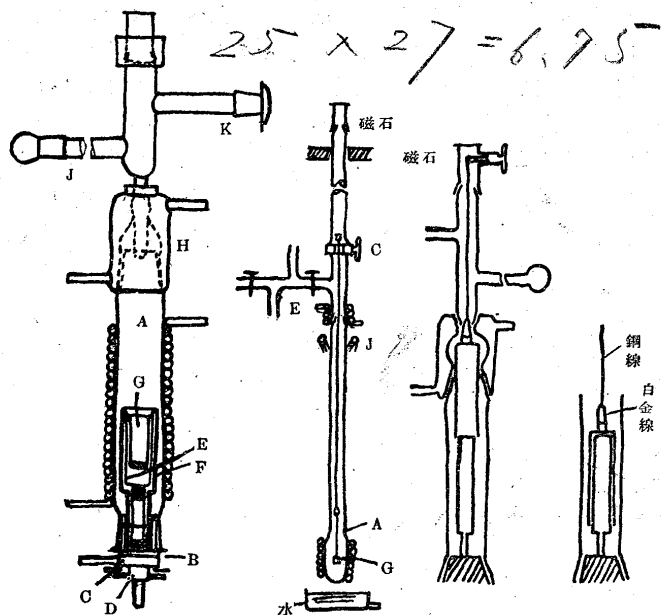
試料	Mn %	高周波爐	新爐	試料	Mn %	高周波爐	新爐
5	0.02	0.112	0.112	13	0.47	0.007	0.008
8	0.31	0.018	0.019	14	0.65	0.004	0.003
11	0.45	0.010	0.011	15	0.73	0.019	0.020
12	0.45	0.019	0.017				

様に分析した場合は第2表の如く結果が一致した。

高 Mn の試料の酸素分析値の低いことは常に説かれてゐる。R. Paulus (Mitt. K-W-I. 近刊) は第2圖の如き装置で研究した。A は下端の閉ぢた石英管で高周波電源で加熱される。之に水冷装置 J と、コック C 及び枝管 E を附し、小黑鉛ルツボ G を懸してゐる。G に純マンガンを溶解し、A の管壁にマンガンを昇華せしめ、CO の種々の壓力下に Mn のガス吸収量を測定する如くしてある。又 Mn の被覆した管壁はニクロム電熱コイルを移動せしめて種々の温度に加熱される。此の結果に依れば、微細なマンガンは CO ガスの吸収剤として極めて反応性が大きであり、400~750°C で、CO 圧 60 mm 迄は CO を吸収し C を析出する。CO の吸収は常温でも行はれるが 300°C 以下では C を析出しない。吸収した CO は真空中で加熱すれば容易に放出する。800~900°C、氣壓 5×10⁻⁴ mm では 0.0512 g の Mn は 180 分で昇華し、690°C 以下で、此の昇華した Mn は 13.55 cc の CO を 110 分で吸収する。此の部分を 890~900°C で真空抽出中加熱すれば 80% の CO を放出する。斯くの如く Mn の昇華は防止されず、又如何に水冷するも CO の吸収は防止されないで、第1圖の装置に第3圖の如き改良が施された。之は黒鉛製の鐘を可動的に懸垂したもので、排氣中は鐘を下げ、温度を上げて空気の良好となるを俟つて之を引き上げ、試料を投入し、抽出を行ふ。マンガンは鐘内に昇華してゐるから次に之を下げ、急速に温度

真空熔融法による銀中のガス定量挿圖

第1圖 第2圖 第3圖



第3表 Mn 0.52% 轉爐鋼

銅コイル冷却	0.013%	を上げて放出ガスを抽出する。此の結果の一例を示せば第3表の如くである。
多量の水にて冷却	0.0007	
黒鉛鐘使用 (鐘を下げて測定)	0.022	
同上 (鐘を下げずに測定)	0.023	
同上 (鐘を下げずに測定)	0.019	次に窒素の分析値に就て云へば、一般に真空熔融法は Wüst-Duhr 法に比して低値を與へる。特に低窒素の試料の場合に著しい。此の原因は抽出ガスの分析方法に在る。H. Pdoum (近刊) の研究では、抽出ガスを爆發ピペット法で定量する際、窒素の一部は酸化されることに在る。特に此の際の添加酸素量が増せば一層窒素は低く定量される。最近の Castro-Portevin の研究では電解酸素は少量の水素や CO ₂ を含有することが知られ、又 H ₂ , CO ₂ 及び N ₂ の混合ガスを3方法で定

量した際常に爆發ピペット法は H₂ を高く、N₂ を低くするを明らかとした。尙本文には 熔鋼熔滓間の反應、脱酸反應等も記してあるが略す。

(MA)

鐵鑛中の珪酸分の新定量法 (C. C. Hawes: Mining and Metallurgy. July, 1936).

鐵鑛中の珪酸分の定量法としては一般に (1) 鐵鑛石を濃鹽酸にて處理し不溶性の殘渣を瀘別し之を炭酸ナトリウムと共に白金坩堝中にて熔解し珪酸分を珪酸ナトリウムに變じ鹽酸にて處理して H₂SiO₃ とし之を熱して SiO₂ として秤量する法と (2) 珪酸鹽を硫酸及び弗化水素酸を以て分解し SiO₂ を SiF₄ として驅逐して定量する二つの方法がある。之の二法には次の如き缺點がある。即ち (1) に於て珪酸の脱水を行ふ場合に 105°C 以上の温度に於ては加水分解によつて生じた Mg は無水珪酸と結合して珪酸マグネシウムを生じこれは鹽酸に依つて分解し可溶性珪酸を生ずる。従つて數回鹽酸を用ひて蒸發するも單に一度のみ瀘過するだけでは完全な結果が得られない。瀘過及び蒸發を交互に數回行ふ事が必要である。(2) に於ては若し無水珪酸が 10% 以上なる時は 2 回以上蒸發する事が必要である。又若し使用する酸中不純物が存在する時、或は加水分解反應が起る場合には存在する他の元素は珪酸と共に逃げ其の爲結果は高い値を示す。又灼熱による白金坩堝の損失も考慮せねばならぬ。

上記の缺點を除く爲著者は乾式法に於て有効な脱水剤を用ひ珪酸鹽の分解を試みた。其の結果適當な金屬鹽を炭酸ナトリウムに加へ珪酸に對して鹽基の割合を高めるならば稀酸によつて容易に分解する新しい化合物を生ずる。著者は MgO 及び其の他の鹽を用ひたが酸化亞鉛は最も良き結果を得た。即ち 7 部の酸化亞鉛に對し 10 部の炭酸ナトリウムを混じ充分細粉したもの 4g に不溶性珪酸鹽を混合し、ニクロム製坩堝に入れマッフル爐内で相當高温に 15 分保持した。内容物は熔融しなかつたが容易に坩堝より取出す事を得た。この内容物を稀鹽酸に溶解し次に珪酸中の水分を驅逐する爲著者は P₂O₅ 或は發煙硫酸を用ひたが何れも缺點があり最後に 60% の過鹽素酸 HClO₄·2H₂O を加へて成功した。

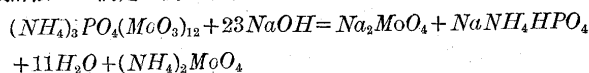
即ち 1/2~1g の鑛石をピーカーに入れ鹽酸 15cc を加へ時計皿にて覆をし鑛石が完全に溶解する迄靜かに加温、次に數滴の硝酸を加へ反應終了する迄加熱を續ける。次に時計皿を除き數滴 HClO₄·2H₂O を加へ膠狀を呈する迄蒸發し 1:1 の鹽酸 7cc を加へ瀘過す。濾紙を充分洗滌し不溶解物をニクロム坩堝で焼く。これに酸化亞鉛と炭酸ナトリウムとの混合物 4g を加へ充分混合し 15 分程灼熱後冷却、内容物はピーカーに移し水 10cc 鹽酸 10cc 及び過鹽素酸 5cc の割合に混ぜるもの 25cc を加へて珪酸鹽を分解せしめる。若し珪酸分 15% 以上含有する場合には上記の酸の混合液を 5cc 程餘計に加へる。珪酸鹽は直に溶解する故溶液を靜かに沸騰せしめ膠狀を呈する迄蒸發する。この時數滴の硝酸を添加すれば膠狀溶液の突沸を防止する事を得る故速かに蒸發する事が出来る。この硝酸を使用せる場合には膠狀溶液を熱水にて稀釋する前に鹽酸數滴を加へる必要がある。次にピーカーを冷却し熱水にて稀釋後數分間加熱、冷後水を加へて瀘過する。濾紙は 2 回程 1:4 の稀鹽酸で洗滌し可溶性過鹽素酸鹽を除去し次に 6~7 回熱水にて洗滌する。濾紙は磁製坩堝に入れ初めは低温度にて次第に温度を上昇し終りにマッフル爐中にて 15 分灼熱し冷後秤量して珪酸分を定量する。尙著者は種々の方法による分析結果を列擧して本分析法の優秀なる事を示して居る。

(W. T.)

不銹鋼中の磷の定量 (D. Susano, and J. H. Barnett, J. P., Ind. and Engineering Chemistry, May 15, 1936) 現今一般に用ひられて居る分析方法に於ては試料溶液に鹽酸と硝酸との混合物を作用せしめ磷化物を磷酸鹽に變じ次に鹽酸を除去するがこれは色々な困難を生じ且つ非常に時間を要する。過鹽素酸 $HClO_4$ (60%) は上記の酸の混合物に換へて良いものであり鹽酸を除去する必要がない。過鹽素酸はアンモニウム—フォスフォ—モリブデートの沈澱に對し、又そのアルカリ法に依る定量法に對しても何等の影響は無い。鋼中の磷化物は 60% の過鹽素酸によつて完全に酸化せられる。但し弱き過鹽素酸は効果がない。Lundell は若し 50% の過鹽素酸が使用されるならば 10~15% の磷は失はれると稱して居る。(Lundell, G. F., Private Communication, January 31, 1936)。

分析法は 500cc のエレンマイヤーフラスコに試料を入れ、試料 2g に對し 60% 過鹽素酸 20cc を加へ完全に溶解せしめる爲加温する。脚を取り除いた漏斗を覆ひ 30 分間或はクロムが完全に酸化される迄煮沸する。この時溶液は眞紅色より褐色に變ずる。次に溶液を冷却し 100cc に稀めこれにアンモニア水 (比重 0.90) を沈澱が少しく生ずる迄加へ更に硝酸 (比重 1.20) を加へてこの褐色の沈澱を溶解する。これに重亞硫酸アンモニウムを 1~5cc 加へる。これは存在する Cr 及び V を還元する爲で硫酸第一鐵をこの還元で使用しても良し。溶液を煮沸し亞酸化窒素ガス及び鹽素ガスを除去し後少しく冷却せしめモリブデン酸アンモニウム溶液を加へ 5 分間攪拌する。この沈澱は常温に於て 2 時間或はそれ以上放置するを要する。この黄色沈澱を濾過し初めに 2% の稀硝酸を以て鐵鹽を除く爲 5~10 回洗滌し次に 2% の硝酸カリウム溶液を以てリトマス試験紙にて酸を検出せざるに至る迄洗滌する。濾紙と共に沈澱を最初に沈澱を生ぜしめたる容器に移し約 50cc の水を以て稀め次に 8 滴のフェノールフタレインを加ふ。これに規定水酸化ナトリウム溶液を過剰に入れ反應を完全に行はしむる爲充分に攪拌する。この過剰のアルカリを規

定酸溶液にて滴定し磷の含有量を定める。反應は次の如し。



本分析法は炭素鋼にも用ひられる。又磷含有量の廣き範圍に渡つて適用される。又 0.25% 迄のヴァナヂンの存在は最初に還元を完全に行ふならば何等の困難を示さない。普通に不銹鋼に含有される程度の珪素はアルカリ法を用ひて磷を定量する場合には明かな誤差を生ずる。重量法で行ふ場合には勿論磷の沈澱を作る前に珪素を除去せねばならぬ。これは最初の溶液に於て過鹽素酸が用ひられるならば容易に行はれる。

又最後に磷を定量するに酸アルカリ滴定法によるもの、及び重量法によるものの實例を示し何れの方法に依るも過鹽素酸は何ら悪き影響無き事を示して居る。(W. T.)

銅を使用し沃度法による規定チオ硫酸曹達液の調製 (L. O. Hill: Industrial and Engineering Chemistry, May 15, 1936.) 銅を使用して規定チオ硫酸曹達液の調製、及び硝酸に可溶性試料中の銅の定量方法に於ては亞硝酸を除去する爲長時間蒸發する必要がある事を Gooch, Heath 及び Kendall が述べて居る。(Gooch and Heath: Zeit. anorg. Chem., 55, 199 (1907), Kendall: J. Am. Chem. Soc., 33, 1947 (1911)) 著者は亞硝酸の除去に尿素を用ふる方法を研究した。即ち純銅 0.2~0.3g を秤量し 2~5cc の濃硝酸に溶解せしめる。次に 0.5g の尿素を加へ煮沸し、冷後 6N のアンモニア水を白色の沈澱を生ずる迄加へて酸の濃度を調節し 6N の醋酸を加へて沈澱を溶解し更に 5cc 程過剰に加へる。これに沃度カリ 3g を加へ 2 分間放置後遊離せる沃度をチオ硫酸曹達液で滴定する。指示薬として澱粉の 1% 溶液 2cc を使用し而して約 1cc を終點の到る直前に加へねばならない。

この方法は NO_3^- 或は NH_4^+ の濃度の變化に依つて其の正確さに影響を及ぼす事は無い。(W. T.)