

抄 録

2) 耐火材料並に燃料及驗熱

電氣爐の熱源としての電弧(Heinz Siegel, St. u. Ei. 23, Nov. 1939) 電氣爐で一樣に靜かに燃焼する弧光を得る事が難しい原因は電弧抵抗が *ohm* の法則に従はないで、「電弧の電氣傳導率は温度が上ると共に、即電流の平方と共に増大する」といふ事實に基く。第1圖は直流電弧(常に一樣な 7mm 長さの弧光)に對する電流電壓關係を示す。電弧の特性曲線 RQSS' は電流が増すと共に、抵抗の著しく下る事を示してゐる。抵抗線 APS は送電線の抵抗である。任意の電流 T では、送電経路の抵抗による電壓降下は BP。電弧による電壓降下は TQ 従て電壓 PQ が残る、この餘分の電壓は電弧が靜かな燃焼に達するまで電流を増大する作用をする。即圖では PQ が零になる S 點まで電流を増大する作用をする。従て靜かな燃焼を得るには一定の電弧長さに對して、電流、電壓間にある關係が必要である。R は不安定な、S は安定な燃焼點である。電壓が低いか又は電流の大きい時は(圖では約 21amp) 電流電壓關係は不連続に變化する。こゝまで靜かな電弧はちらつく様になる。RQSS' の傾斜が急な程、電壓の變化に對し電流變化は小さいから操業に都合が良い事がわかる。上述の關係は炭素電極間の電弧を研究したもので、勿論特性曲線は電極材料、周囲ガス、冷却状況等に關係する。

交流電弧では各サイクル毎に上述の特性曲線が 0 から最大電流まで交番方向に變化する。高サイクル交流は有効値で計算される。然し直流に比し特に點火現象が異なる。1 サイクル間の交流電弧の電流電壓關係は、電流、電壓、電弧の長さ、點火現象、その他に影響される履歴現象と似た關係を示す。交流電弧に對する法則が直流電弧の法則に非常に似てゐるといふ事は K. Mertens の實驗により分

リアクター容量, 0, 800, 1,200 kV の場合につき、電力の變動量と電流、電壓の關係を實驗して見た。何れの場合も、電流が増すにつれ、變動量は減る。電壓の影響はそれ程大きくない。0 及 800 kV のリアクターの時は、大きい電流で電壓が増すにつれ變動は大きくなる。電流の小さい時は 0 kV のリアクターでは電壓が増すと變動は小さくなり、800 kV の時は最小値を示し、1,200 kV の時は變動量は最大を示し。電流が増すにつれ減つて行く。

リアクター容量を 800 から 1,200 kV に増す事により電力變動量を小にし得るのは電流 12 kA 以上に於てのみで、12 kA 以下では 1,200 kV リアクターで再び電弧は不安定となる。この事實からしてリアクターを有効ならしめるには注意して容量を決めねばならないといへる。

電弧の安定に必要な電流は、電弧の長さが増すにつれ、大きくなければならない。然し弧光爐では電弧の長さを一定にして作業する事はなく、電流が弧光の長さ變化により定められる。

本研究の結果として安定な電弧及良好な作業條件を得る爲には、電流、電壓を適當に調整せねばならない事、リアクターは電弧の安定さに對し無益な事を確言出来る。然しリアクターを止めると變壓器の容量を大きくせねばならない。従て装置が高價になる。リアクターは又變壓器の短絡電流を小さくする目的を持てゐる。

(S. O.)

熔鑄爐用耐火物の現状とその將來に就て (Bull. Amer. Cer. Soc. Feb. 1940) 熔鑄爐の壽命は耐火煉瓦の品質に依て左右される以外に (1) 操業方法 (2) 製出する銑鐵の種類 (3) 設計上の變化に依て影響せらるゝ所が多い。1500 年以後、熔鑄爐の構造上の主要なる變化は爐壁ライニングを薄くして爐胸部を大きくしたこと並に爐床の徑を大にしその深さを減じたことである。

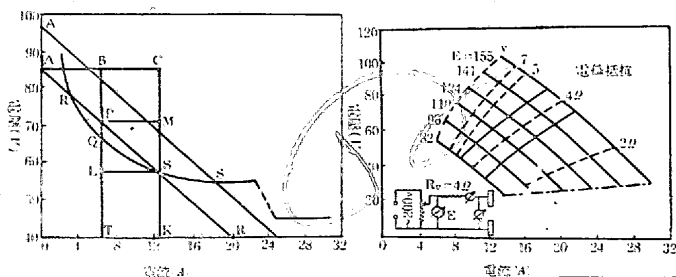
爐床は徑の増大と出銑量、増加の傾向のため甚だ損傷し易く多量の熔鐵の流出を惹起しこれがため爐床堆積物を生成しその除去に 2~7 週間を必要とする。爐床及ポツシュに機械成形に依る黒鉛煉瓦を使用することは獨逸に於て一般に行はれて居る。これは同國に於ては耐火粘土の品質に限度があり。又黒鉛煉瓦の成形コストの小なるためである。この他に黒鉛爐床をスタンプする場合もあり相當な成績をあげて居るものもあるが米國では有効に使用されて居ない。

ポツシュに使用する煉瓦は 10~20% のアルカリを吸収するため水冷却を行はなければこの部分の高温には到底耐えられない。爐壁に於て著しく損傷するゝ部分は 2ヶ所である。その1つは裝入線の下端より 5~10ft 下の所であり、他はポツシュの上端より 10~15ft 上方の部分である。これ等ライニングの破壊は煉瓦の分解と摩擦とに起因するものである。煉瓦の分解は主として煉瓦内の酸化鐵の集合した部分に炭素が沈積して起るもので Nesbitt 氏並びに Bell 氏はこの分解は 780~880°F の温度範圍に於て最も烈しいと述べて居る。煉瓦の酸化鐵による分解は原料粘土中の酸化鐵の除去に依て防止することは出来ない。これは 1~2% の鐵分は操業中常に煉瓦に依り吸収せらるゝからである。従てカーボンライニングの使用、煉瓦積の水冷却最初より 12~15% のアルカリを含有する安全煉瓦の使用は熔鑄爐の壽命及能率を増加するものと考へられる。

熱風爐の形狀も又熔鑄爐の形狀に比例して増大し過去 20 年間の

第 1 圖

第 2 圖



る、(第2圖)之は炭素電極間で行はれたもので、理論的には斜線の範圍で安定な電弧が得られる。

實際の弧光爐での測定ではこの關係が充分分て居ないし、又さう明瞭に表はれないと考へられる。著者は實際操業の觀測から、「電弧は電流を増すにつれ、又電壓を下げるにつれ安定になる」と考へこの關係を確める實驗を行った。

2,500kV の變壓器、325kV のリアクター、變壓器の短絡電壓 24% の 750 爐の電力記錄器の變化を實驗した所、116, 155V の時は電流を増すにつれ電弧が安定になる事が分るが、173, 200V の時は最大電流でも電弧は安定にならない。又オツシログラフに依て實驗した結果、電流の小さい時はオツシログラフは斷續的になり、電流が増すにつれ、中絶が減り變動も少くなる。

高さ 66ft のものは現在の 100ft の熱風爐に依て置き代へられたその格子煉瓦の上部 10ft 及燃焼室の側壁とガスバーナーに接する部分並に天井煉瓦に良質のシャモット煉瓦を使用することは熱風爐の壽命を増しその能率を高めるものである。(T. H.)

4) 鋼及鍊鐵の製造

無鐵心誘導電氣爐に於ける損失率 (Helmut Weitzer, St. u. Ei. 21, Dez. 1939) 特殊鋼製造の爲に使用される合金金屬は大部分輸入されて居る狀況なので、どんな製鋼法が最も合金金屬の損失が少ないかを研究する必要がある。鹽基性平爐で高合金鋼屑を使用すると、その中の Ni と低 Mo が残るが他は酸化されて分離してしまふ。酸性平爐では、合金金屬の損失は少ないが、他に難點がある。酸性弧光爐は酸性平爐に略似てゐる。従て茲には鹽基性弧光爐と無鐵心誘導爐とを検討して見る事にした。E. Pakulla 及 K. Rudnik は鹽基性弧光爐の損失率を研究した。(St. u. Ei. 1934) 兩氏は相對損失と絕對損失とを考へた。

E = 裝入物計算成分(%)

F = 成品成分

R = 相對損失%

A = 絕對損失%

η = 製作鋼塊と裝入との比

$$R = \frac{E-F}{E} 100$$

$$A = \frac{E-F\eta}{E} 100$$

R は直接全損失量を示し、A は製鋼者に Fe 損失量を判定させる H. Hessenbruch は酸性及鹽基性誘導爐の損失率を研究した結果

$$y = y_0 \cdot e^{-\frac{t}{T}}$$

y_0 = 始めの合金元素量。

y = 任意の時刻 t に於ける量。

T = 時間常數。

T は反應に必要な時間で、一定鋼種の製造には一定の精鍊時間が要るから實際には大體一定と考へ得る。損失率に対する温度の影響を除くには、温度を鋼の熔解點(必要だけ過熱して)に保てば良いドイツでは誘導爐は酸性が多いから、以下述べるのは酸性法に關してである。

Fe:—鹽基性弧光爐より Fe 損失は少く、屑鐵が錆びてゐる程、損失が大きい。Mn の O_2 に対する親和力が Fe の O_2 に対するより大きいので Mn% の高い時の方が Fe 損失が少く、裝入物の C% の大小が Fe 損失に無關係な事は注目に値する。弧光爐で Fe 損失の高い理由は、

1. 誘導爐熔解では弧光高温度による揮散が殆どない事。
2. 弧光爐は屑鐵の層の深さに比し、表面が廣いので、未熔解屑鐵が空氣中 O_2 を捕へ易い事。
3. 誘導爐では裝入量と出鋼量との差が 1% 位しか無い。 $\eta = 0.99$ 位で R と A との差が弧光爐程大きくない。

C 及 Mn:—裝入物中の C% が増すと C 及 Mn の損失が少くなる。裝入物中の Si% が増すと、低 C の湯では Mn 損失は減少する。温度による影響がこの場合特に大きい。

Cr:—Cr は各種特殊鋼に廣く用ゐられるので Cr 含有屑鐵を熔解するに Cr 損失を少くする事は經濟的に重大である。誘導爐の方が弧光爐より Cr 損失が少く、鹽基性弧光爐では低 Cr の方が損失が割に大きい。誘導爐では 1% Cr までは損失は殆ど無い Si 含有、Cr 屑鐵では一層さうで R=3% (Si 0.5%) が、1% Si になると R=1.5% に下る鹽基性弧光爐ではこの屑鐵の使用は一層難しい高速度鋼の場合は低 Si, Mn に拘らず Cr 損失は認められない。

Ni:—誘導爐の Ni 損失が弧光爐より少く、弧光爐の揮散

作用に基く Pakulla によると爐ダスト中に NiO が 30% まである之は鹽基性弧光爐で時々高い Ni 損失の生ずる原因の一つの説明となる。弧光爐の精鍊期に於ける CO 状態が Ni 揮散に關係するの否かは更に研究を要する。

Co:—Ni に似て餘り酸化されない。2.5~36% Co 鋼熔解では 2% 以下の相對損失である。やはり誘導爐の方が損失が少く、

W:—低合金工具鋼で W 損失は平均 5.6% だつた。裝入物中の W% が増すと共に W 損失は 1% 以下になり W 12% 以上では損失は同じである。

Mo:—W と異り、亦熱状態で既に揮散傾向を示すので完全熔解後 Fe-Mo 又は Mo として加へる。屑鐵中の Mo は揮散しないらしい。弧光爐では Fe 損失が大きいので、結果としては Mo は増加を示す Mo% が増すと損失は次第に増し 20% Mo では 9.1% 損失となる。高速度鋼は例外なしに約 1% の増加を示す。

V:—鹽基性弧光爐では屑鐵から V の約 20% が酸化され、良い仕上げ鑄造を作っても還元されない。

Ta 及 Nb:—誘導爐で Ta, Nb を含む屑鐵 50% 使て、オーステナイト Cr-Ni 鋼を作ると Ta, Nb 損失約 5% 生じた。Ta, Nb を含む屑鐵を使はず Ta, Nb 鐵合金として加へると、損失は 4.14% であつた。

Zr:—48.5% Zr, 45.8% Si の Zr-Si の形で酸性誘導爐に出鋼直前添加した所、損失は 62% であつた。鹽基性弧光爐では實際上 Zr は爐中では入らない。取鋼中に添加しても 25% の損失を示す。

Ti:—38% Ti, 2.8% Al の Ti 合金を酸性誘導爐の出鋼直前に 0.5% 添加した所 26.5% の損失を示した。鹽基性弧光爐では 50% 以上損失となつた。取鋼中へ添加しても 20% 損失となつた。

鹽基性誘導爐、酸性誘導爐の損失率と大差ない。この場合は鑄造の化學成分の影響より、高温弧光による金屬の酸化及その酸化物揮散の影響が大きい。高 Mn 鋼は鹽基性ライニング及鹽基性鑄造でのみ熔かされる。Mn の相對損失は鹽基性弧光爐では約 5% であり、誘導爐では殆ど皆無である。(S. O.)

鹽基性平爐鋼中の非金屬介在物の調節に就て (Maurer, E. u. Voigt, G., St. u. E. 21, Märg, 1940, S. 241/4) 25t 鹽基性平爐で屑鐵加炭法により車軸用鋼塊を熔製するに當りその 11 チャージに就て製品の砂疵現出數に及ぼす各種精鍊條件の影響を論じたものである。

熔解調査の一例は第 1 表の如くで砂疵の少いものから順次に並べてみた。

砂疵は鍛造後の材料に就てその數を調べたのであるが一般に頂部に少く底部に多い。次にこの砂疵の現出數を $KM_n = (FeO) [Mn] / (MnO)$, CaO/SiO_2 , $FeO + MnO\%$, $CuO\%$, $FeO\%$, $Mn\%$ 等と比較すると第 1 圖の如き結果になつた。

第 1 圖を見ると砂疵と KM_n との間に、はつきりした關係が見られ KM_n の値の大なる程砂疵は少く鹽基度との間には特に關係はみられない。又鋼湯中の $FeO + MnO$ が増加すると砂疵は多くなる傾向がある。一方 FeO/MnO 最終試料の $Mn\%$, $CaO\%$, $FeO\%$ は砂疵の多いもの程低値を示す傾向がある。この外熔解時間、沸騰時間、出鋼及鑄込温度等に就ても調べたが格別の關係は現れなかつたこれ等 11 熔解中砂疵數 100 以下のものを良、それ以上のものを不良として分類して表示したのが第 2 表であり又 H. Schenck の例にならつて脱炭曲線との關係を示すと第 2 圖の様になる。

第1表 砂底少き5熔解の鋼滓，鋼浴分析値，熔解及沸騰時間，溫度，介在物の數

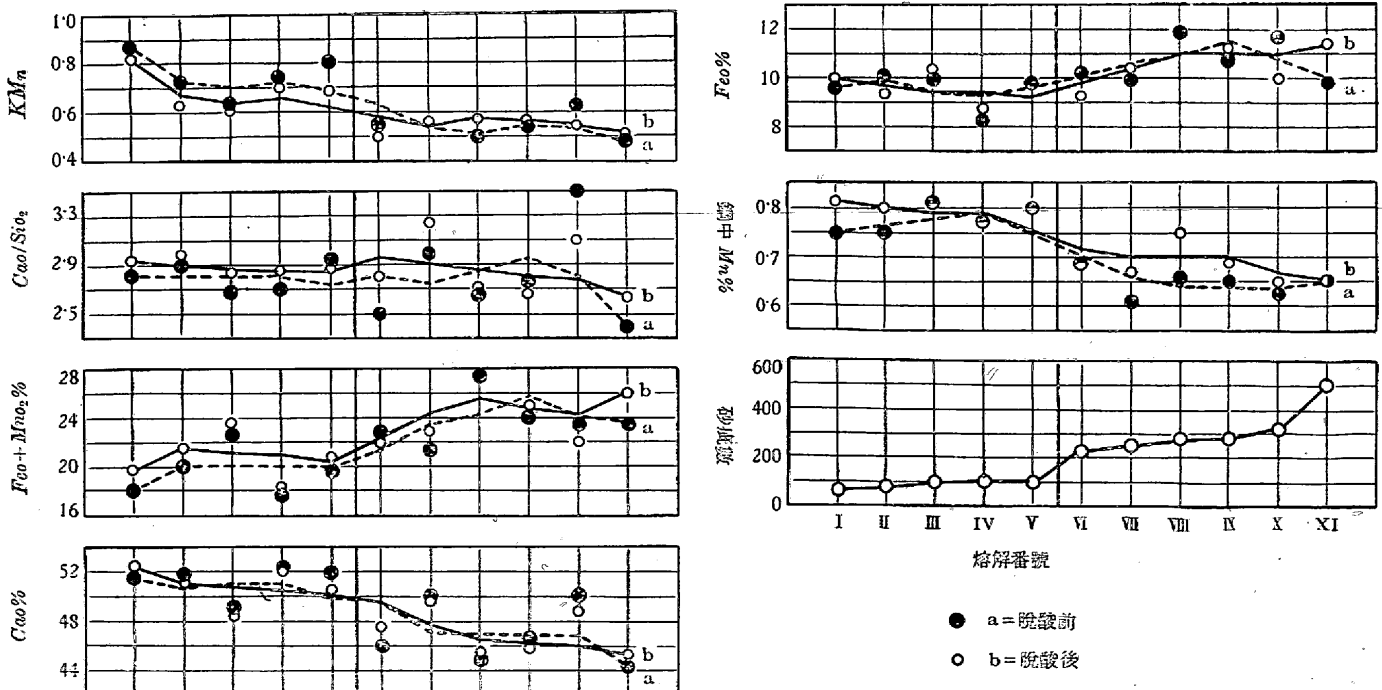
熔解番號	試料	鋼滓分析値(%)				鋼浴分析値(%)			KMn	時間		溫度(°C)			介在物數		
		FeO	MnO	CaO	SiO ₂	C	Si	Mn		熔解	沸騰	出鋼			頂部	底部	合計
												鋼浴	鋼滓	鑄込			
I	a)	9.48	8.45	51.19	18.18	0.94		0.42	0.842	1:38	6:43	1,500	1,590	1,395	18	29	47
	b)	9.66	9.42	52.28	17.96	.35		.75									
	c)					.34	0.29	.81									
	d)					.25		.71									
II	a)	10.09	10.18	51.25	17.70	1.03		.45	.733	2:00	6:51	1,510	1,595	1,385	20	33	52
	b)	9.30	11.70	50.56	17.17	.38		.74									
	c)					.37	.28	.80									
	d)					.32		.74									
III	a)	9.94	12.83	48.06	18.32	.95		.58	.627	1:49	6:44	1,510	1,595	1,398	28	37	65
	b)	10.02	13.29	48.28	17.22	.38		.81									
	c)					.31	.29	.81									
	d)					.32		.80									
IV	a)	8.30	8.56	52.38	19.43	.94		.47	.746	2:02	6:22	1,520	1,590	1,400	25	52	77
	b)	8.56	9.48	52.03	18.54	.44		.77									
	c)					.44	.31	.77									
	d)					.40		.74									
V	a)	9.64	9.71	51.58	17.58	.95		.48	.794	1:49	6:44	1,515	1,590	1,388	29	52	81
	b)	9.62	11.09	50.50	17.65	.37		.80									
	c)					.36	.30	.80									
	d)					.34		.71									

a) 解落 b) 脱酸前 c) 脱酸後 d) 鑄込後

第2表 11 熔解中良と不良との鋼滓鋼浴分析値平均

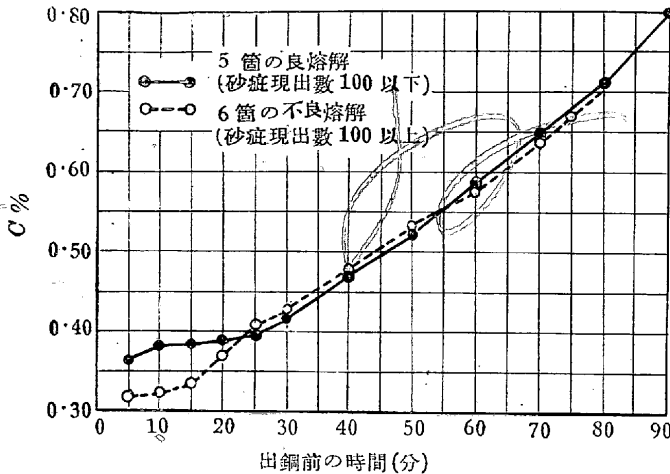
組	成	5箇の良熔解		6箇の不良熔解		組	成	5箇の良熔解		6箇の不良熔解	
		脱酸前	脱酸後	脱酸前	脱酸後			脱酸前	脱酸後		
FeO%	9.49	9.43	10.66	10.66	KMn	0.748	0.694	0.535	0.539
MnO%	9.95	11.03	13.01	13.41	FeO/MnO	0.95	0.86	0.82	0.80
CaO%	50.89	50.73	46.93	46.91	CaO/SiO ₂	2.79	2.86	2.78	2.83
SiO ₂%	18.24	17.71	16.89	16.63	鋼浴出鋼溫度 (°C)		1,511		1,512
P ₂ O ₅%	1.42	1.40	1.66	1.61	鋼滓出鋼溫度 (°C)		1,592		1,595
Mn%	0.77	0.80	0.65	0.68	鑄込溫度 (°C)		1,393		1,397
P%	0.035	0.035	0.098	0.024	介在物數		64		286

第1圖 0.3% C 車軸用熔解結果



42
58 x 27 = 15.66

第 2 圖 平均脱炭速度



第 2 圖に依れば出鋼前 30 分迄は良、不良共大體類似の曲線を描くがその後は良い方が緩慢な脱炭をして居ることが判る。この事は第 2 表で見るやうに不良溶解の鋼滓中の酸化物が多いことから判る。

以上の調査から砂疵を減少する爲には脱炭前の Mn% を高めること、鋼滓の金属酸化物 (FeO 及 MnO) を低めること及最終鋼滓の CaO を高めること等が必要である。次に KMn を高める爲には鋼滓中の CaO 一定の時は SiO₂ を減少するか又はその反対に SiO₂ 一定の時は CaO を増加する必要がある。一例を示せば SiO₂ 15% に一定の時 CaO が 42 から 50% に増加すると KMn は 0.42 から 0.54 になる。これと同時に温度の影響も考へなければならぬ。例へば 1,600°C より 1,700°C になると 0.4 から 0.7 に昇る様になる但温度を昇せれば鋼中の P が増すから注意を要する。(S. K.)

5) 鐵及鋼の鑄造

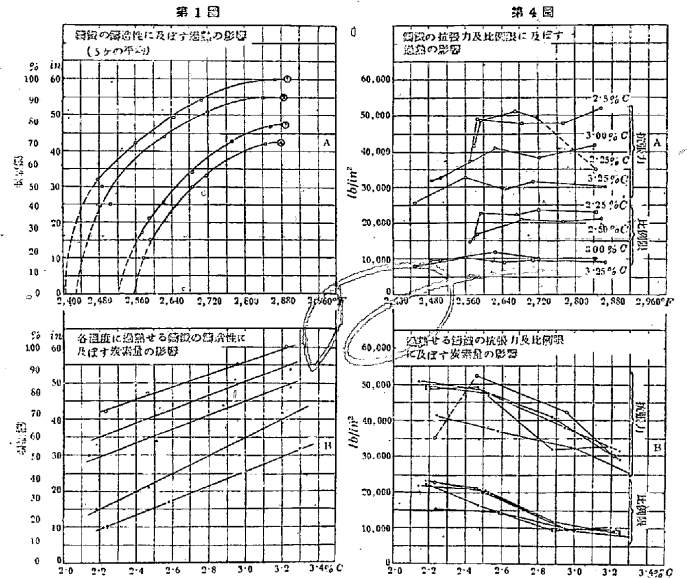
鑄鐵の鑄造性及物理的性質に及ぼす過熱の影響 (Ziegler N. A. and Northrup, H. W., Trans. A. F. A. March, 1940, p. 620.) C 3.24%, Si 2.20%, Mn 0.55%, P 0.39%, S 0.114% の普通鑄鐵を高周波誘導電氣爐にて熔解し次の如き條件の下に渦卷型の鑄造性試験片と普通の材料試験用試験棒とを鑄造した。(1) 1,650°C に過熱 1,650°C 鑄込 (2) 1,650°C に過熱 1,540°C 鑄込 (3) 1,650°C に過熱 1,430°C 鑄込 (4) 1,540°C に過熱 1,540°C 鑄込 (5) 1,430°C に過熱 1,430°C 鑄込

更に炭素量を (1) 3.0%, (2) 2.5%, (3) 2.25% に減少せしめたるものにつき試料を作た。斯くして得た試料に付之等鑄鐵の鑄造性並に物理的性質に及ぼす過熱及鑄込温度の影響を調査した。

鑄鐵の鑄造性は炭素量の増加並鑄込温度及過熱温度高き程良好となる之等の關係の一部を圖示すれば第 1 圖に示す通りにして本圖に依れば各炭素量の鑄鐵の鑄造性及鑄込温度との關係はある温度で流動性が零になり。其の温度は C 3.25% の時は 1,320°C で C 2.25% の場合は 1,400°C となる。又之等曲線を見るに約 1,600°C に於て温度軸に對し漸進線となり此温度に於ける最高の鑄造性は C 3.25% にて 100%, C 2.25% にて 43% を示して居る。鑄造性に及ぼす炭素量の影響は直線的であつて C が 2.25% から 3.25% に増加すると約 30~40% の増加を示して居る。

鑄鐵を高温に過熱するときは同じ温度で鑄込打でも過熱せざる場合に比し鑄造性は良好となる。

抗張力、比例限、横折力及硬度は炭素量の減少と共に増加する。鑄込温度高き程之等の機械的性質は向上し低炭素になる程一層其の傾向が大である。之等の定量的關係を示せば第 2 圖~第 4 圖の通りにして炭素量の減少に依る横折力の増加は鑄込温度にも依るが約 15~42% である。1,540°C に過熱すると横折力を増加する之は低炭素のもの著しく約 26% に及ぶ。



ブリネル硬度は炭素量の減少に依り約 20% 増加するが過熱の影響は少ない。抗張力は鑄込温度の影響もあるが炭素量の減少に依り約 50% 増加する。低炭素のものは 1,540°C に過熱すると約 40% まで抗張力を増加する。比例限は炭素量の減少に依り約 150% 増加し低炭素のものは過熱に依り 45% の増加を示す。弾性率の測定を行つてみたが炭素量が 2.25% から 3.25% になると弾性率は 13.3 × 10⁹ kg/mm² から 9.1 × 10⁹ kg/mm² に減じた。

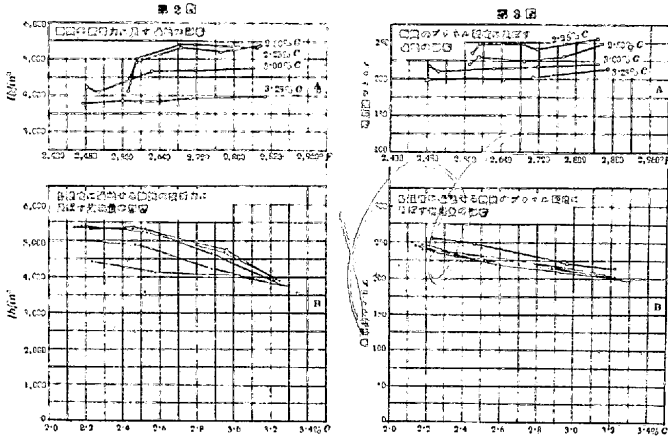
1. 化學分析成分

Si	Mn	S	P	T.C
① 2.05~2.24	0.50~0.51	0.110~0.115	0.38~0.39	3.20~3.30
② 2.10~2.31	0.47~0.54	0.083~0.108	0.35~0.39	2.88~3.00
③ 2.25~2.29	0.45~0.46	0.068~0.072	0.36~0.38	2.46~2.58
④ 2.27~2.38	0.38~0.41	0.044~0.068	0.28~0.33	2.14~2.24

2,	○	過熱温度	3,000°F、	鑄込温度	3,000°F
	×	"	3,000°F、	"	2,800°F
	×	"	3,000°F、	"	2,600°F
	△	"	2,800°F、	"	2,800°F
3,	○	過熱温度	3,000°F、	鑄込温度	3,000°F
	+	"	3,000°F、	"	2,800°F
	×	"	3,000°F、	"	2,600°F
	△	"	2,800°F、	"	2,800°F
4,	○	過熱温度	3,000°F、	鑄込温度	3,000°F
	+	"	3,000°F、	"	2,800°F
	×	"	3,000°F、	"	2,600°F
	△	"	2,800°F、	"	2,800°F
5,	○	過熱温度	3,000°F、	鑄込温度	3,000°F
	+	"	3,000°F、	"	2,800°F
	×	"	3,000°F、	"	2,600°F
	△	"	2,800°F、	"	2,800°F
▽	"	2,600°F、	"	2,600°F	

1,540°C が最良の鑄込温度と認められた。即ち此の温度では供試 3 種の鑄鐵とも最大の鑄造性と機械的性質を示し之以上温度を上げてもその影響は微々たるものである。

顯微鏡組織的試験の結果過熱に依り遊離地鉄を減じ黒鉛を微細化



し且樹状組織を破壊して機械的性質を改善する事を知た。而して低炭素のもの程一層此の傾向が顯著である。(J. A.)

米國に於ける鑄鋼の熔解及熱處理の進歩 (Cone, E. F., Metals & Alloys, April, 1940, 99~102) 鑄鋼は米國の最大な工業の一つで合金鑄鐵, 可鍛鑄鐵及熔接法に依り多大の打撃を受けたが年産 2,000,000t に達する。熔解, 熱處理等に關しては相當の進歩の迹を認める。次表に示す如く 1939 年米國內には 167 工場に 319 基の鑄鋼用電氣爐を有し次第に増加の傾向がある。

1929 年には 182 工場に 287 基を有し, 爐容量は稍減少の傾向がある。

爐型式	基數	爐型式	基數
Lectromelt	110	Greene	17
Heroult	54	Swindell	8
Arnold	7	Detroit	6
Ajax(高周波)	23	Snyder	5
Graves-etchells	3	Gronwall-Dixon	1
Kay	3	Ludlum	1
Renerefelt	2	型式なし	63
Booth-Hall	1	自家製	7
Booth	1	工業用と稱するもの	3
Rockwell	1	特別製と稱するもの	1
Girod	1	實驗用と稱するもの	1
		總計	319

この内型式なしと稱するものは大部分 Moore 又は Heroult である。爐容量は最大 7 t 迄である。

Ajax 高周波爐は近年著しく増加した。1929 年には僅か 7 基を有するに過ぎなかつた。又本統計には Crane Co. (シカゴ市) 及 Babcock & Wilcox Co. (Barberton, Ohio) を含んでゐない。後者は目下最大の高周波爐を有する工場で現在は全基數約 35 と推定される。Greene 爐は主として西部で操業され、1929 年には 15 基であつた。又本統計には Ford Motor Co. を含まない。同會社はクランク軸の熔解や、ギヤの遠心鑄造に數基の Moore, Heroult, Swindell 爐を有してゐる。

現在の鑄鋼業は 1919 年に製鋼用電氣爐總數が 323 基であつた事を想起すれば隔世の感がある。

數年前迄は小型の鑄鋼用轉爐は相當操業されてゐた 1939 年には 19 工場に 28 基の轉爐を有してゐるが、1929 年の 32 工場に 45

基の轉爐に比較すると漸減してゐる。

ルツボ爐は 1929 年に 8 工場に 17 基、1939 年には 7 工場に 21 基でその年産額も 2,000t に過ぎない。是等は次第に電氣爐に依り驅逐されつゝある。

平爐は 61 工場に 182 基を有し、年 1,400,000t の鑄鋼を生産してゐる。之に反し電爐鑄鋼は年 500,000t を示し平爐容量は 6~175t で頗る大である。平爐は主として炭素鋼を電氣爐は合金鋼を製造してゐる。以上を更に總括すると次の如くなる。

平爐	182基(61工場)	電氣爐及平爐設置	23工場
電氣爐	319基(167工場)	電氣爐及轉爐設置	3工場
轉爐	28基(19工場)	電氣爐及ルツボ爐	2工場
ルツボ爐	31基(7工場)		

10~20 年前は鑄鋼の熱處理は極めて粗雑なもので、單に赤熱以上に加熱するを以て満足してゐた感がある。現在は成分、寸法に應じて加熱の温度、時間等を統禦する如くなり、焼入、焼戻等の熱處理も實際に行はれてゐる。

今 S.F.S.A. の 1939 年の統計に依れば熱處理爐の燃料は次表の如くである。

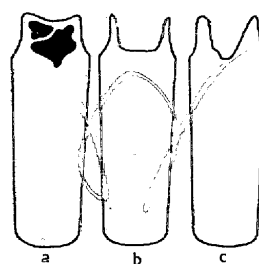
燃料	電氣爐鑄鋼工場	平爐鑄鋼工場其他	燃料	電氣爐鑄鋼工場	平爐鑄鋼工場其他
油	197	79	天然ガス	14	24
ガス	138	56	石炭	7	11
電氣	32	—	木	—	1

加熱爐型式は臺車式のもの殆んど全部の工場に設定され、次はピット式で、この外諸ゆる型式のものがある。爐容量は 1/2t の函型より 400t の油燃式ピット爐迄ある。爐の供給會社名は Surface Combustion 社 14 基、Mahr 社 12 基其他である。(R. M.)

鋼塊の收縮管防止劑 ((F.T.J. 62, 1940, 229) E. Gregory (Adv. Copy, Iron & Steel Inst. May, 1940)) の實驗に依れば、

成分	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5
Al ₂ O ₃	41.65%	62.20%	7.56%	13.43%	13.09%
SiO ₂	4.59	18.20	22.50	22.10	18.60
Fe ₂ O ₃	2.52	2.60	3.50	6.10	1.71
CaO	2.09	3.50	—	0.80	—
MnO	0.17	—	0.44	—	0.09
MnO ₂	—	—	—	—	—
Na ₂ O	4.24	—	—	—	—
K ₂ O	—	—	0.72	—	0.64
CO ₂	6.02	—	—	—	—
Mg	—	—	—	—	0.52
MgO	0.52	2.39	0.21	0.65	0.23
CuO	—	1.20	—	—	—
NaCl	—	2.18	—	—	—
KCl	—	0.36	—	—	—
炭質物	21.33	6.80	59.56	48.17	60.45
揮發物	—	—	—	8.50	—
灼熱減量	—	—	—	58.82	63.50

防止劑を注湯直後挿湯上に撒布し、收縮管の形狀を變化せしめ、切捨



量を減少し得る事を證明してゐる是等の防止劑は少量の炭質物と難還元性酸化物より成り、湯表面に撒布すれば炭素其他の酸化に依る發熱反應を生じて温度の低下を防止し、又之に含まれてゐる非金屬物質は斷熱用の隔壁として作用する。圖の a は普通の脱炭鋼塊の断面、b は防止劑を使

用した際の理想的な断面、c は防止剤を用ひたる際一般に得られる断面である。コークスを用ふる舊法に比し、低炭素鋼に於ても吸炭の怖れが殆ど無い。防止剤の化学成分を掲表の如し。(R.M.)

6) 鐵及鋼の加工

鋼焼入剤の冷却能力 (Rose, A. Archiv. f. d. Eisenhüttenwesen 13 (1940) 345) 焼入剤の冷却能力としてはオーステナイトパーライト變態を急冷し、焼割れ防止の爲 400°C 以下で徐冷するのが理想である。仍て試料の各温度に於ける焼入冷却剤の冷却能力を測定する必要がある。本實驗に於ては 20mm 徑の銀球の中心の冷却速度を求めた。夫には 0.5mm の鐵-コンスタンタン熱電對を使用した。焼入温度は 800°C を採用し冷却剤は 1l で 25 cm/sec の速度で攪拌した。記録はキツプゾーネン會社製の Torsion spring galvanometer を用ひ寫眞の感光度をホトメーターで求め之より冷却速度を求めた。先づ著しく冷却能力の異なる空氣、油及水で實驗し空氣による冷却は Newton の法則に従ふことを認めた。水と油の冷却能力は 10:1 の比である。

次に NaOH 10% 及 CaO 10% を試験したが 800~400°C の冷却能力は大で液温が高くて蒸氣膜の影響が少い。

鐵油は蒸氣膜が極めて安定で液の運動は餘り影響がない。重油、輕油及其の中間の油に就き比較すると輕い程比重粘性及引火點等が下る。輕油は 480°C 迄蒸氣膜が安定で 450°C 邊で最大冷却速度になる。蒸氣膜の破れる前即ち第一段階では輕油は 30°C/sec 中は 70°C/sec 重油は 100°C/sec にて第一段階より第二段階に移る點も 480°C, 550°C, 620°C となる。又最高冷却速度の起る温度は 450°C 500°C, 570°C となる。この差は沸點(沸騰の範圍)に依るらしく結局第一段階は冷却剤の粘性より寧ろ蒸發し易きに依るらしい。之等より重油では最高冷却速度が高温に起るから焼入の際鋼は冷却速度の低い點で變態し却て輕油の方が良く焼の入ることがある。又液の温度の影響も相當あり或る程度より上になると蒸氣膜生成の爲おそくなるが其の影響は重油程少く輕油程大なり。

種油は鐵油と異り蒸氣膜不安定で水と良く類似して居る 800°C より焼入されると 720°C で既に第二段階になり 100°C に加熱しても餘り影響がない。斯く鐵油より冷却能力大で温度による變動少く都合良いが低温に於ても能力大きく焼割れを生じ易い。

魚油は鐵油と良く類似し且低温で能力大なることは種油と似て居る油の冷却能力は物理的性質に歸因することが大なので種々の油を混合して良い焼入油を製造した。此の他種々の混合物を冷却剤として用ひ實驗した。

水と油のエマルジョン

このエマルジョンはマルテンサイト區域で冷却能力大であるが温度による影響大である。

水硝子の焼入能力

之は種油と良く似て居る。アルカリが強いと低温で能力が大になる。アルカリの少いものは焼入剤として良好なり。550°C に於ける SiO₂ 含有量による冷却速度の變化を求め SiO₂ の % により連續的に變化し水硝子は油と水との能力の間隙を埋め得ることを認めた。然しエマルジョンと同様温度差による影響が著しい。又低温に於ける能力大で焼入剤として面白くない。

そして最後に鋼試料を之等冷却剤に焼入し断面の硬度を測定し其結果が本實驗にて求めた冷却能力より推定したものと略一致することを確認した。

(S. T.)

7) 鐵及鋼の性質並物理冶金

鋼の結晶粒界析出物の X 線に依る研究 (Morgan, R. Stecker, S. & Schwartz, E. B., Jour. Franklin Inst. 229 (1940) 191.) 厚さ 0.1mm 位の鋼の薄片を (NH₄)₂S₂O₈ の 12% 溶液で處理すると結晶粒は溶け去り粒界の析出物のみが網の如くに残る。此の殘留物を其の厚さに従て、電子廻折或は X 線廻折に依て檢べると其の組成及構造が明らかにされるのである。著者等は次表の如き試料を用ひて X 線廻折、スペクトル分析等に依て粒界析出物に關する興味ある結果を得た。

試料化学分析表

トランスフォーマー スチール	普通低 炭素鋼	トランスフォーマー スチール	普通低 炭素鋼
C	0.037	Cu	0.072
Mn	0.061	全 Al	0.095
P	0.020	金屬 Al	0.073
S	0.030	全 Ti	0.008
Si	3.649	金屬 Ti	0.003
スラッグ 及酸化物	0.070	N ₂	0.004
			0.107
			—
			—
			—
			—
			—

試料は 10×5×0.1mm の薄片として表面を清淨にした後、これを上記の (NH₄)₂S₂O₈ の 12% 溶液にて處理した。處理後の殘留物は網狀物であつて、可成り丈夫なものである。殘留物が加熱に依て變化するや否やを檢する爲 650°C まで加熱せる試料と然らざるものを作した。此の兩試料に就き Cu-K_α 線を用ひて X 線廻折を行ひ、又加熱せざる試料に就てのみスペクトル分析を行た。

先づ普通低炭素鋼に就てその結果を述べると次の如くである。即ちスペクトル分析に依る殘留物の檢査に依ると、其の主なるものは Fe であり Mn, Cr が此れに次ぐ可成りの量に登り Cu, Ti, Si は痕跡程度である。X 線廻折の結果は加熱、不加熱兩試料共 Fe₂O₃ の線を出し、加熱試料は更に Fe₂O₄ の線を出してゐる。一般に廻折像寫眞が黒くなつてゐるのはアモルファスな物質の存在を示すものである。此等の結果より見るに、結晶粒界の析出物は大體 FeO であつて此れが處理中に酸化して Fe₂O₃ となつたのである。又 Fe₂O₃ は加熱中に Fe₂O₄ が酸化したものである。他の微量物質はアモルファスな形で存在すると考へられる。

次にトランスフォーマー・スチールに於ける結果は此と大分異つてゐる。スペクトル分析に依る主なる殘留物は Si, Ti であり、Al の少量と Fe, Cu, Mn の痕跡が認められる。X 線廻折の結果に依れば加熱せざる試料に於ては TiC が認められ、加熱試料に於ては TiO₂ が認められる。又兩者に於て AlN の存在が認められてゐる。此處に面白いことは不純物として最も多量で而かもスペクトル分析に於ても主なる殘留物として認められる Si が X 線廻折に於ては認められないことである。これは恐らくアモルファスの状態で存在するのであらう。此等の結果より見れば結晶の成長に當て Ti は TiC として粒界に偏析するものと考へられる。加熱試料に於て TiO₂ が認められるのは TiC が酸化したものである。

最後に Tammann の所謂冷間加工と熱處理の結晶粒界に及ぼす影響を檢することが出来た。即ち加工の途中に於て多少の屈曲等が行はれたものに於ては粒界殘留物が破壊されて一様な網を作らなかつた。

(R. H.)

クロム鋼 (Smith, K.: Metal Progress, Jan. 1949, p. 49)

0.8% Cr 鋼は 50 年前に始まり米國特殊鋼の元祖である。當時鍊鐵、辰屑、Cr 鐵礦、炭素、炭酸曹達を材料として坩堝熔解で造り

碎岩機部分品、粉碎機ボール等に使用してゐた。

1% Cr 鋼は數年前から非常に發達したもので安價な優秀耐摩耗材料で有る。異差硬化に耐える特性が有るから例へば車輪を鑄造すると、適當に熱處理して内部を軟く靱性の強いものにして次に周縁を焼入しブリネル 400 以上に上げて耐摩耗性を高くする事が出来る。普通 Cr の他に少量の合金元素を添加して C 0.40, Mn 0.70, Ni 1.25, Cr 0.70, Mo 0.15, V 0.06 の成分を用ひ 1,650°F に焼鈍し、1,525°F に標準化し焼戻しはやらない。ブリネル 300 位である。今一つ Cr 1.0, Mo 0.20, C 0.50 のものがある 1,650°F に焼鈍し 1,550°F に焼入して 700°F に焼戻す。マルテンサイト組織を有しブリネル 450 位である。共に砂による磨耗の如き激しい磨耗を受けるものと及衝撃の甚大なものに利用する。

3% Cr 鋼は耐摩耗性のみを要求するものに近時盛に流行して居る。1% Cr 鋼と 4~6% Cr 鋼の中間の性質を有し靱性を増す爲に Mn 0.5% 以下或は少量の V を添加する。焼戻せば切削性が非常に大きい。異差焼入及トーチ硬化が出来る。ガイド、粉碎機部分品、ロール、軌條等に用る。

4~6% Cr 鋼は最も普通に知られてゐる種類である。耐摩耗性及耐熱性が強い。普通 Mo 0.50% 或は W 1.0% を添加して焼戻脆性を防ぎ Si 1.0~1.5% を添加して耐熱性を増加する。空中冷却硬化を押しへる目的で Al, Ti 等を加へる事がある。1,650°F に標準化し 1,200°F に焼戻す。之を 2 回繰返せば性質が一層よく成る。空中冷却硬化のために鑄造後押湯の切り取りが困難であるから鑄物が冷え切らずに 500°F 位ある時切斷するか一度焼戻して切り取らねばならぬ。又ガスを吸収し易くピンホールを生じるので造型、熔解に深甚の注意が要る。

15% Cr 14% Ni 鋼は餘り用ひられぬがバルブシステムに非常によい。C 1.0, Si 3.0% を有す。

15% Cr 35% Ni 鋼は耐熱性が大きいので知られてゐる。

18% Cr 8% Ni 鋼は此の種鋼の標準型で盛に使用されて居る。

Mo を添加して耐蝕性を増す事がある。

29% Cr 9% Ni 鋼は 18/8 鋼に比べると C を高く出来るから完全な鑄物を造り易い事切削性が大きい事及抗張力が大きい等の利點がある。普通 Mo 1.0% を加へる。注湯温度が組織に鋭敏に影響し温度が高い程組織が粗く成り強さが減ずる。鑄造儘のブリネル硬度 90~95 である。製紙用ミル及耐熱用に用途が多い。

21% Cr 鋼は高温と腐蝕を共に受けるものに適する。Cr 21 Cu

1.0% を有する。

24% Cr 鋼は高温に於て激しい磨耗を受けるものに用る。Cr 24, W 6.0, V 0.15, C 2.25, Si 0.30% を有す。

29% Cr 鋼は Cr 29, Ni 2.5, C 0.70, Si 0.70, Mo 1.0% を有し抗張力 60,000~100,000 psi ロックウエル C-29~35 である。

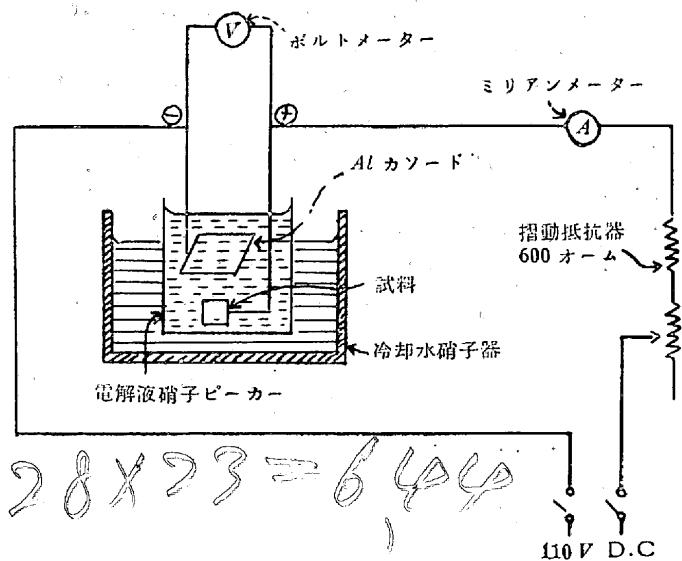
12~14% Mn 鋼に Cr 1~3% を添加するとオーステナイト組織を變化せず硬度を高くし耐摩耗性を大にする。又降伏點を高くするので持続的抗張荷重又は壓縮荷重に對して永久變形を起さない。

(N. N)

顯微鏡試料の電解的調整 (Markus, H.: Metal Progress. Jan. 1940. p. 55.) 顯微鏡試料を琢磨するに著者は電解法が從來の方法よりも成績が良好で非常に速い事を述べてゐる。

其の方法は圖示の装置を使用し装置が簡單で組立てが容易い。試料をグラインダー及エメリー紙 000 までかけてから此の方法で電解的に琢磨し最後に普通の腐蝕剤で腐蝕するのである。電解液は無水醋酸、過鹽素酸及蒸留水を 3°C 以下で用ひ又試料と電極との距離は 3/4~1" アルミニウム陰極板の面積は試料の表面積の 20 倍にする。下表に各種金屬に對して其の電流密度、電解液、陰極材料の詳細を示す。

茲に最も大切なのは電流密度の調節で密度が餘り低いと深い不適



金屬	溶液	amp/dm ²	ボルト	温度°C	時間 min	摘要
炭素鋼各種 アームコ鐵 白 銑 鐵 3% 珪素鋼	無水醋酸 765 cc 過鹽素酸 (65%) 185 cc 蒸 留 水 50 cc 0.5% Al	4~6	50 *	<30	4~5	溶液は使用の 24hr 以前に造り置くべし。適當に攪拌して用ふ。オーステナイト鋼には電流密度 3 を使用可能試料を 000 紙まで研磨す。Fe 又は Al 陰極
オーステナイト鋼	無水醋酸 2 容積 過鹽素酸(65%) 1 容積	6	50 *	<30	4~5	同 上
錫	過鹽素酸 194 cc 無水醋酸 806 cc	9~15	25~40 ^c	15~22	8~10	10min 經過すれば溶液を攪拌すべし 0°C までかける。Sn 陰極。電極間隔 2cm
銅	正磷酸 (比重 1.3~1.4)	0.65~0.75	2	室 温	75	0000 までかける。Cu 陰極。電極間隔 2.2cm

表中 * 印は外部電壓

當な腐蝕が出来るし密度が高過ぎると試料にガスを発生して琢磨面が平滑に行かない。最も適当な密度は電池電圧を變へて其の切那に電流密度が殆んど變化せぬ程度がよい。試料には何等の載臺をも用ひない。却てペークライトや其他有機質の載物を使ふと之に過鹽素酸が反應する危険が有る。以上の方法で鋼の琢磨に 10min 位かかる。本法は (イ) 普通の研磨法の如き熟練を要しない。(ロ) 試料の端縁部が容易に琢磨される。(ハ) 介在物が平滑に琢磨されず其の金屬體內に在つた儘の形狀に残るから介在物の研究に便利である。

(南波)

鑄鐵添加用としての *Cu-Al-Si* 合金 (Schnee, V. H. and Barlow, T. E. Trans. A. F. A. March 1940, p. 725) 本試験の目的は鑄鐵の脱酸素と補力元素とを混合せる合金を取鋼中に添加せる場合に鑄鐵の性質に及ぼす影響を調査せるものである *Al* 1~1.1%, *Mn* 0~25%, *Si* 5~25%, *Cu* 50~94% より成る銅合金を最も適当なる添加合金として本試験に採用した。

豫備試験の結果 *Al* 6%, *Si* 12%, *Cu* 80% が *C* 3.2% 程度の普通鑄鐵の電氣爐にて熔解せるものに最も適する事を知た。此の合金の熔解點は約 816°C にて碎け易いので 6 メツシュ以下にして使用するに便利である。本合金を 1% 添加すると鑄鐵の機械的性質を非常に改良する。即ち供試鑄鐵の場合處理せざるものに比し抗張力にて約 20~60% 横折力 15~40% 撓み量 30~70% を増し。

60~140% を増加し而もブリネル硬度は僅かに 5~15% を増すに過ぎない。又本合金の 1% を添加せる場合と珪素鐵にて *Si* を 0.5% 添加せる場合とを比較せるに抗張力及靱性を増加し遙かに有效なるを知た。本合金を添加せる時と銅のみ添加せる場合とを比較せるに本合金を添加する方が鑄鐵の性質を改善した。

本試験は電氣爐鑄鐵に就てのみ行た結果であるがキューボラ鑄鐵に就ても將來試験を繼續する豫定である。

(J. A.)

5% *Cr* 0.50% *Mo* 鋼中の磷の効果 (Newell, H. D. and Olzak, Z. E.; Metals & Alloys April 1940 Page 106) 磷は通常低合金鋼の降伏點を高める要素として用ひられる。Cross 及 Krause 兩氏は 1% *Cr*, 0.2% *Mo*; 1 *Cr*, 1/2 *Mo*; 2.4 *Cr*, 0.2 *Mo* の鋼に於て殊に高温にて磷は著しく強さを増さしめると發表した。

合磷 *Cr-Mo* 鋼の高温波電氣爐による熔融物の分析は次の如し。

[大氣中に於ける腐蝕試験] 直径 3/4" 長さ 2" の試験片を、エメリー・ペルト・グラインダーにて研磨し。

1,200 時間外氣に接觸せしめたが、高度合磷のもの、即ち 0.2% *P* のものの銹が最も薄かつた。

[熔接硬化試験] 表 1 の各熱番號の試験片を燒鈍し電弧熔接をして試験す。

金屬組織上最大の變化は 0.46% *P* 含有の

第 1 表

熔解番號	935	934	930	932	933	936
<i>C</i>	0.098	0.104	0.108	0.092	0.092	0.12
<i>Mn</i>	0.36	0.42	0.37	0.38	0.35	0.45
<i>Si</i>	0.356	0.334	0.28	0.40	0.30	0.418
<i>Cr</i>	5.07	4.99	4.88	5.01	4.79	5.25
<i>Mo</i>	0.58	0.54	0.54	0.51	0.48	0.58
<i>P</i>	0.020	0.116	0.094	0.202	0.46	1.00

ものと 1% *P* 含有のものに於て明白である。兩者は熱時、粒子が著しく増大する。之はその引張衝擊等の試験に反映してくる兩者共にフリーなフェライトを含む。即ち γ 變態を缺いて α - δ 型に近

第 3 表

熔解番號	熔接金屬		熔接の影響せる部分	
	ロックウエル	ウリネル	ロックウエル	ウリネル
935	B-100	242	C-32	396
934	B-96	216	C-35	322
930	B-98	228	C-36	331
932	B-97	222	C-37	340
933	B-95	210	C-32	296
936	B-98	228	C-34	313

づいてゐることを示す。

結論よつて明かに磷はある範囲内で 5 *Cr* 0.50 *Mo* 鋼に好影響を與へる。硬度比例限界を高め抗張力抗屈力を増す。衝擊試験では 0.202% 以上の *P* 含有のものが抵抗力強く 0.46% では抵抗力は、實際上 0 となる。よつて 0.25% *P* 位がよい。それ以上のものは使用に耐へぬ。熔接に際しても *P* は硬化を妨げぬが castable な状態では *P* は硬化を妨げる。又 0.1 *C*, 5 *Cr*, 0.5 *Mo* 鋼に 0.2% の *P* が入ると、常温高温共に降伏點を高める。即ち他の要素を添加するよりも安價に鋼の強さを増加し得る。添加する *P* の分量の限界は他の低炭素鋼と同程度である。即ち $C+P=0.30\%$ 以内。大きな鑄型内で、セグレゲイションを許す爲には $C+P=0.25\%$ 以内なることを要する。

(H. T.)

8) 非鐵金屬及合金

Al-Mg 固溶體の燒戻の研究 (Calvet, J., Guinier, A., Jaquet, P. et Silberstein, A. Métaux et Corrosion, 14 (1939) 139~147) *Al* に富む *Al-Mg* 合金の燒戻に於ける β 相の析出過程に関する研究は既に多くあるが此等は必ずしも一致してゐないし又は認し得るもののみでもない。著者等は其等の文獻を通覽して解決の要ありと認める點を摘出し、其に就て實驗を進めてゐる。摘出された問題は凡そ次の如きものである。

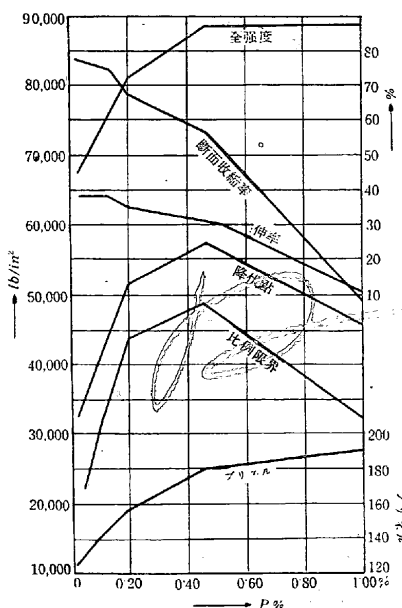
1. 析出前に固溶體中に起る原子配列の變化を X 線で證明することが出来るか?
2. 200°C に於ける燒戻に依て生ずる析出物は果して β 相と異なる組織を有するか?
3. 固溶體の格子常數の減少が始まるのは析出物が相當多く出來、機械的性質の變化が完全に終てからであると云ふ説は確かであるか?
4. *Mg* の量が比較的多い場合にも此の析出は餘り合金の硬化を起さぬと云ふのは事實であるか?

これ等の點に就て研究する爲に著者等は次の如き試料を作つた

A	B	C	D
14.1% <i>Mg</i>	12.2% <i>Mg</i>	11.8% <i>Mg</i>	7.4% <i>Mg</i>

用ひた地金は 99.998% *Al* と 99.996% *Mg* である。A, B は金

第 2 表 常温に於ける試験の結果



型に C, D は黒鉛の鑄型に鑄造した。

先づ鑄造状態に於ける顯微鏡組織を $\times 140$, $\times 710$, $\times 1,850$ にて檢べた。これに依ると固溶體の間に他の組織があることが解る。X線試験に依ればそれは明かに β 相である。 $\times 710$ 以上の寫眞に明かな如くこの β 相は無数のクラックを持つてゐる。

次に試料 C, D を冷間壓延して厚さを 18mm から 1.6mm に迄減らした。それを 428°C から水中に焼入れ、油槽にて 20°C で焼戻した。而して各焼戻時間に於て硬度、顯微鏡、X線の試験を行つた其の結果を綜合すると、試料 C に於ては初め結晶粒の境界にのみ析出が現はれ (20min), 次いで結晶粒の内部に小さい針狀の析出物が出始める (25min)。しかしこれは $\times 1,850$ でなければ見えぬ。50min になると針狀物は相當多くなる。この時になつて初めて硬度は昇り始める。しかし硬度が最大になるのは更に後である (2h 20min) X線の延折寫眞に析出相の現はれるのは 1h の時からである。これは針狀物が相當多く析出し、硬度が正に昇り始めた時である。これと同時に固溶體の格子常数は減少し始める。試料 D に於ても大體同様であるが、總てが C より遅れ硬度の上昇も僅少である。何れの場合も焼戻時間が長くなると析出物の針狀はくづれて不規則となる。

以上の實驗に於ける X線寫眞は 1/10mm の厚さの試料を用ひてデバイ・シェラーの方法に於ける透過線を用ひたものである。焼戻の初期に於ては固溶體の像のみ見える。次に析出物の像が斑點として出て來るが非常に不鮮明である。しかし β 相の輪の上に載つてゐることは事實である。焼戻が進むと斑點は線になる。それは針狀析出物が其の方向性を次第に失ふことを示してゐる。X線寫眞を總括するに析出物の線は鑄造状態にて現はれた β に外ならない。しかし各線の相對的な強弱は焼戻の温度、時間に依り多少異なる。即ち温度高く時間長き程鑄造状態のものに近づいて來る。又温度低く時間短きものにては β 相の (306) からの線が多少ずれてゐるのが認められる。此等の結果から著者等は次の如く想像する。即ち焼戻が始まると Mg の原子が徐々に固溶體から離れて集り近くの Al の原子と共に小さい核を作る。その結晶構造は不完全ではあるが β 相と異なるものではない。それは固溶體の結晶軸に對して一定の方向を持つてゐる。これは顯微鏡寫眞に於て針狀析出物が一定方向を持つて現はれることを示す。

次に β 析出前に中間組織が存するか否かを更に確かめる爲にゼーマン・ポーリンの方法を用ひて延折寫眞をとつた。試料は體で粉末として Al の飯に貼附けた。此の Al は標準の線を與へる爲に好都合であつた。しかし此の結果は線の不鮮明さの爲 0.002 Å 程度の精度しか與へなかつた。結局著者等の達し得た精度の範圍内に於ては中間組織は存在しないと云ふ結論になる。

最後に試料 A, B, C に就て加工を加へず、又は極く僅か鍛造して同様の焼戻實驗を行つたが、結果は前述の事實と一致するものであつた。而して Mg の量が多い程析出が容易であつたことは言を俟たない所である。

(S. O.)

鉛青銅物の諸性質に及ぼす Al 及 Sb の影響 (Gardner H. B. and Saeger, C. M. Jr. Trans. A.F.A. Dec. 1939, p. 423.)

Cu 85%, Sn 5%, Zn 5% 及 Pb 5% より成る鉛青銅に Al 0.005~0.1% を加えた場合及 Sb 0.1~0.25% を加えた場合につき抗張力密度、硬度、流動性及耐水壓性の試験を各種の型の試験片と鑄物を作つて試験した。

使用材料は著者前回の報告と同様全部新材料で銅は 0.005% Fe を

含有するに過ぎず、亜鉛は 0.01% Fe, 鉛には 0.015% Fe 及 0.1% Bi を錫には 0.02% の Fe を夫々不純物として含有して居た。

先づ之等の材料を高周波電氣爐で熔解し一度丸棒に鑄造後、所要量だけ粘土黒鉛の二重坩堝にて炭酸曹達 Purite をフラックスとして再融解した。鑄込温度は 1,065°C, 1,150°C 及 1,230°C の 3 種にした。使用した型は生型及金型で生型の場合は湿度を 6~7% とした。試験の結果を概括するに先づ鑄込温度の影響は添加元素の影響に對し第二次的のものであつた。

Al の添加は此種眞鍮に非常に有害な影響を及ぼす事を知た。即ち Al は抗張力、延性及ブリネル硬度を減じ電氣抵抗を減ずる。而してその影響は Al 添加量大なる程著しく特に延性と耐水壓性を著しく減じた Al 添加に依る唯一の利點は流動性の増加であつた。

Sb 添加の影響は本試験の範圍では殆んど認められず僅かに流動性の増加と幾分の電氣抵抗の増加を見た。

結論として本試験の結果、此種合金中の Sb の存在は 0.25% 迄は許容し得るも Al は 0.005% にても既に有害なる事を明かにした

(J. A.)

輕合金の新研究方法としての時効退化法 (Auer H. u. Schröder H. Annalen der Physik, 37(1940)137.) 最近 1~2 年の間に輕合金の時効に於ける原子的過程の研究の方法として、“時効退化法” (Rückbildungsverfahren) と云ふものが次第に用ひられる様になつた。これは結局合金をその時効後に或る温度に上げ、其の時起る時効の退化の大きさと早さとから時効過程中に存在する状態の確認と其の安定性の検討とを目的とするものである。

過飽和固溶體の中から、其の中に不規則に散在してゐる溶質原子が析出する時には其の析出前に原子の整列が行はれる。此の状態は析出状態に對して、先行状態 (Vorzustände) と云ふべきものである。

此の先行状態が機械的性質の變化を起すことは周知の事實であるが、此の状態の原子配列、熱平衡等に就ては未だ良く知られてゐない。しかし其の原子的過程が大體次の如きものであると云ふことは一般に信じられてゐる所である。即ち固溶體の中に不規則に散在してゐる溶質原子は、同種原子間の原子力の方が優勢であるところから、所謂ネガティブ・ディフュージョンを起し遂に析出にまで進むのである。

此の場合其の原子力は原子の熱的運動に對抗しなければならぬ。これは先行状態の存在が金屬の温度と關係を持つことを意味する。即ち其の状態の存在量は温度の上昇と共に、或る“存在曲線”に從て減少し、遂に限界温度 T_q に於て事實上零となる。

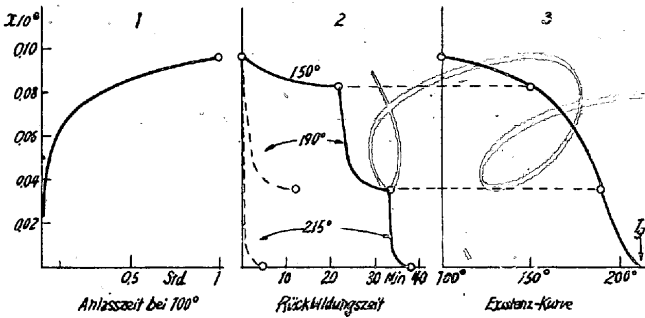
温度を T_q 以上に上げた場合には先行状態の原子配列は消失する。即ち時効は完全に退化するわけである。此の退化を測定することに依て存在してゐた先行状態の量を知ることが出来る。これが時効退化法の基礎であるが、二つ以上の先行状態が重なる場合でも適當な条件下に於ては、これを分析し其の量を測定することが出来る。即ち今迄他の方法では區別することが出来なかつた數種の先行状態を、時効退化法に依て區別することが出来るのである。更に此の方法に依れば先行状態のエネルギー的構造及原子結合の様式をも明らかにすることが出来る。

著者等は此等に關して詳論した後 5% の Cu を含む Al-Cu 合金に就いて實例を述べてゐる。退化法の測定の尺度となるものは、それが原子的な状態變化と一義的に結び付いてゐるものならば何でも良い。例へば硬度、電氣抵抗、比熱等を用ひることが出来る。し

かし此處の例に於ては帶磁率を測定の尺度として用ひてゐる。

第1圖は 550°C から 0°C の水の中に焼入れた上の合金を 100°C に於て時效せしめた時の帶磁率と時間の曲線である。一定時間時效せしめた後、退化法を行ふこと第2圖の如くである。先づ温度を急激に 150°C に上げ帶磁率が極小に達した時、更に温度を上げる。第2回目の温度上昇は點線の如く 100°C で時效せしめたものを直接用ひても同じである。斯くして得られた次々の値を縦軸とし、横

第1圖 第2圖 第3圖



軸を各退化を行つた温度として記入すれば第3圖の如き存在曲線を得る。

次に二つ以上の先行状態の分析の例を示さう。上の例即ち Al-5% Cu を焼入後 100°C で時效せしめた場合には、一つの先行状態が現れたのみであるが、これを 150°C で時效せしめると二つの先行状態と一つの析出状態が現れるのである、其の分析は次の如くにして行はれる。

先づ最初、時效1時間以内のものを 220°C に熱して見ると時效は完全に退化する 220°C と云ふのは前述の 100°C で時效せしめたものの存在曲線に於ける限界温度 $T_g = 215^\circ\text{C}$ よりもやゝ高い温度である。此の T_g に於て完全に退化することから、此の場合の先行状態は 100°C に於て時效せしめた合金に於て存在する先行状態と同一のものであると云ふことが出来る。此の状態を今 a と名づける

次に 150°C に於ける時效を1時間以上更に續ける。或る時間後此の合金を前同様 220°C に熱して見ると、今度は退化は完全には行はれずして一部残留するのである。これは此の時の先行状態が a のみより成るのではなく、他の状態をも含むことを意味する。その状態を b とする。状態 b は 270°C に加熱することに依て完全に退化するものである。

150°C に於ける時效が 1~10 時間の間で行はれる場合には先行状態は上の如き分析の結果、總て a と b のみであることが解る。然るに此の時效を 10 時間以上更に續けると、又 270°C に於ても退化しない新たな状態 c が出て来る。これは析出した化合物であつて 400°C 以上即ち状態圖に於ける溶解度曲線に達して初めて消失するものである。

先行状態の分析は大體上の如きものであるが、最後に時效及其の退化の速度の温度に依る變化を測定することに依て重要な結果が出ることを述べよう。即ち其の速度の對數を縦軸とし、絶對温度の逆數を横軸としたものは直線を與へるのであるが、この直線の傾斜の角度から原子のアクティヴェーション・エナジーを算出することが出来る。これに依れば例へば空中放冷後時效せしめたものは、水中焼入後時效せしめたものよりも、アクティヴェーション・エナジーが大である。これは水中焼入に依るストレスが時效に與つて力あることを示してゐる。これから更にそのストレスを表す尺度をも得ることが出来るのである。

(R. H.)

9) 化學分析

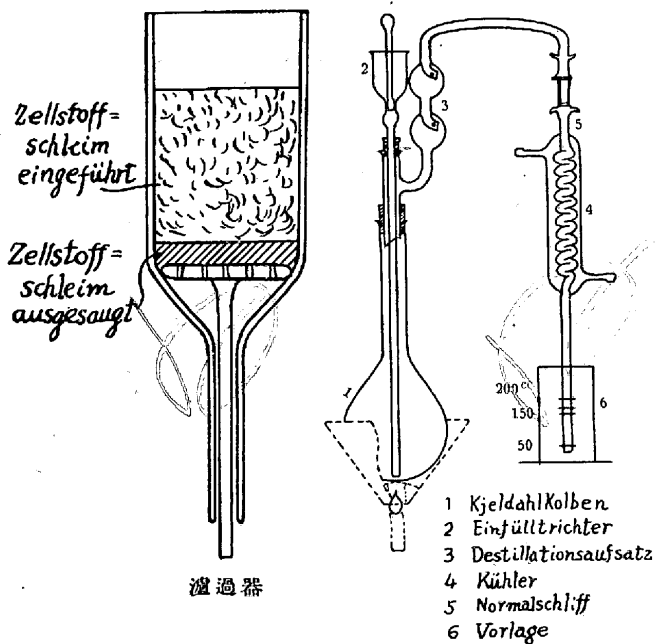
鋼中の化合窒素の定量 (Kempf H. und Abresch K. Arch. Eisenhüttenw. 10(1939/40) S. 419) 窒素の定量は普通酸に可溶の部分のみを定量する溶解法で行ひ酸に不溶の窒化物を残渣として残す場合には高温抽出法で行ひ又は溶解法に残渣處理法を併用する残渣處理法としては残渣を過酸化ソーダ又は重硫酸鹽と熔融する熔融分解法が廣く行はれてゐるが前者は精確な結果を與へるも多數一度に並行して行ふに適せず後者は残渣を一先づ灰化するため窒化物が分解して誤差を生ずる懸念がありそこで有機物の窒素定量に使用濃硫酸によつて分解する Kjeldahl 法を應用して見て甚だ良好な結果を得るに成功した。此の方法は過酸化ソーダ法に劣らぬ精確な且凹凸の少ないよく揃つた結果を與へ、且一度に多數並行して行ふに適してゐる。同一試料に就て各方法と比較した結果は下の表の如くであつて溶液法は普通鋼及酸に分解する AlN を含む場合丈に

窒素分析方法比較

鋼番號	特殊元素	溶解法	H ₂ SO ₄ - 分解法	高温抽 出 法	Na ₂ O ₂ 分解法
1	23.72% Cr 0.95 Al	0.090	0.090	0.043	0.086
		0.090	0.091	0.051	0.084
		0.088	0.090	0.045	0.084
		0.090	0.088	0.038	0.085
		0.089	0.090	0.042	0.085
0.090	0.090	0.043	0.085		
2	17.67% Cr 0.74 Ti	0.003	0.009	0.003	0.008
		0.003	0.009	0.003	0.008
		0.003	0.009	0.003	0.008
		0.003	0.009	0.003	0.008
		0.003	0.009	0.003	0.008
3	2.71% Cr 0.77 V 0.49 Mo 0.41 W	0.002	0.023	0.017	0.022
		0.002	0.023	0.018	0.022
		0.002	0.023	0.020	0.022
		0.001	0.023	0.021	0.022
		0.002	0.022	0.021	0.022
0.002	0.023	0.025	0.022		
4	2.61% Cr 0.81 V 0.43 Mo 0.41 W	0.006	0.019	0.008	0.019
		0.005	0.018	0.012	0.018
		0.005	0.018	0.016	0.018
		0.005	0.019	0.016	0.018
		0.005	0.019	0.006	0.018
0.006	0.018	0.014	0.019		
5	0.18% V 0.88 Mo 0.80 W	0.008	0.013	0.011	0.011
		0.008	0.013	0.012	0.011
		0.008	0.013	0.012	0.012
		0.008	0.013	0.012	0.012
		0.008	0.013	0.012	0.012
0.008	0.013	0.012	0.012		
6	0.19% V 0.91 Mo 0.70 W	0.007	0.014	0.004	0.013
		0.007	0.014	0.005	0.013
		0.007	0.014	0.004	0.012
		0.008	0.014	0.008	0.013
		0.009	0.014	0.010	0.013
0.007	0.014	0.014	0.013		
7	3.5 % V	0.000	0.119	0.110	0.108
		0.000	0.118	0.113	0.110
		0.001	0.116	0.112	0.106
		0.000	0.117	0.108	0.110
		0.001	0.117	0.109	0.100
0.000	0.118	0.110	0.113		
8	0.78% Nb	0.000	0.018	0.017	0.016
		0.001	0.018	0.018	0.016
		0.000	0.018	0.019	0.016
		0.001	0.018	0.018	0.016
		0.000	0.018	0.019	0.016
0.000	0.019	0.019	0.016		

使用される事が分た。又高温抽出法は結果が不完全で餘り信頼が無い事も分つた。分析方法として試薬は(1)鹽酸“分析用”

1:124~1:126, 約 25%, (2) 硫酸“分析用” 1:84, 約 96% (3) 硫酸カリ結晶 (4) 苛性ソーダ“窒素定量用” 1:35 (5) 黒鉛, 薬局方 (6) アスベスト, グーチ用 (7) Tashiro 指示薬, メチルレッド 0.03% アルコール溶液 100cc とメチレンブルー 0.1% 水溶液 15cc 混合 (8) 1/100 規定硫酸 (9) 1/20 規定 NaOH を使用. 試料 7g を 300cc ビーカーに取り, 鹽酸 40cc を加へ時計皿で蓋をして溶解する. (60~70° の加熱板上に置いて一夜放置するのが良い.) アスベスト filter で濾過し残液は少量の鹽酸を含む水で洗ひ次に蒸溜水で洗滌し濾液はとつておく. 濾過には隣り容量分析に使ふ次圖の如き濾過器を使ふ. 次にアスベストと残液を一緒に 500cc の Kjeldahl フラスコに移し硫酸カリ 15g 硫酸 (1:84) 30cc を加へ裸火上蒸溜フラスコ



で 1 時間加熱する. 此の際の加熱温度は約 350° である. 分解中時々振盪して硝子壁に溶け残りがかぬ様に注意する. 冷却後蒸溜水 100cc を加へフラスコ内容物を濾液と共に圖の如き蒸溜装置に洗ひ込む. 此の蒸溜フラスコ (1) 中には苛性ソーダ液 150cc と graphite 約 3g を入れておく. graphite の代りに純亜鉛を使用しても良い. 受器 (6) 中には 1/100 規定硫酸 50cc と Tashiro 指示薬 1cc を入れる. 先づ 100cc 溜出せしめた後受器を下げて尙 20cc を溜出せしめる. 空試験に使用するのと同じ蒸溜水で溜出口を洗ひ込んだ後更に 200cc の線迄満す. 1/100 規定硫酸の過剰を 1/25 規定苛性ソーダで逆滴定する. 次に全く同様にして空試験をする. 空試験に於ても鐵は存在しなくてはならぬから空試験試料は本試料の蒸溜後直ちに同じ蒸溜装置に入れて蒸溜する. こうすれば硫酸鐵溶液を使ふ必要はない. 従て此の場合は苛性ソーダ液を 150cc の代り 300cc で行ふ事になる.

本試験値から空値を引差つたものが試料中の窒素に相當する 1/20 規定苛性ソーダの量と與へるわけである. 試料 7g の場合此の苛性ソーダ 1cc は 0.010% N に相當する. 1 回の分析時間は試料溶解の時間を除いて 2~3 時間である. 試料は前日採取して鹽酸を加へ翌朝迄に溶解を完了せしめておく. 本方法の誤差は甚だ少く N 0.020% 迄は誤差 ±0.005~0.001% である. 之より窒素が高い場合でも誤差は 0.002% になる事は殆んど無い. 勿論誤差を少くするためには NH₃ や nitrous fume の contamination を受けぬ部屋で

分析を行はねばならない. 之が出来なければ溶解フラスコを空氣から shut する様にしなければならない. 所謂 glass error は同一蒸溜器による空試験で除く事が出来洗滌水の CO₂ error は煮沸水を同量使用する事により完全に除かれる. 試薬よりの誤差に就いては苛性ソーダ液 graphite アスベストを精製したものとせざるものを用ひて實驗して見たがその差は 1/20 規定苛性ソーダの 0.05cc 即ち 1~2 滴で之は誤差範囲内にあり問題とする程ではないが念の爲精製を行ふ方が賢明である. (T. I.)

平爐鋼滓中の珪酸迅速定量 (Maurer E. St. u. Eis. 2. Mai 1940 S. 391) 鋼滓中の珪酸の迅速定量には Hertzy の方法があるが之では珪酸の沈澱に硫酸クロムの沈澱を伴て焼きつける時激しく飛散する缺點がある. そこで Carnegie Illinois Steel Corp. の工場で行てゐる方法が良い事が分たので報告する. 鋼滓 0.5g の細粉にして 65 番乃至 100 番の篩で篩つたものをビーカーに入れ水 2cc を加へて泥状となし之に濃硝酸 5cc を加へ 1 分間加熱して 60% 過酸素酸 25cc を加へる. 白煙の立つ迄熱し湯湯で稀釋, 煮沸し濾過する. 濾紙を鹽酸 (1:5) で洗ひ次に湯湯で 4 乃至 5 回洗滌し灰化秤量する. 灼熱殘量に 200 を乗ずれば SiO₂ の % を得る. 分析操作に要する時間は 30 分, 精密度は ±0.1% SiO₂ である. 此の方法では珪酸の沈澱がアルミナを混りせず非酸處理の要らぬ點 Cr は Cr₂O₃ に酸化される爲に多量あるも妨げとならぬ點が優れてゐる. 更に汲み出して鋼滓を早く冷却すために高さ 200mm, 徑 70mm の銅製鑄型を用ひて底部徑 15mm 頂部徑 20mm の塊にした. 鋼滓中の鐵の分離には鋼滓粉末を 100 番篩を通して漏斗より磁石の間を通して鐵を除き眞鍮箱の中に受ける. 此の操作に各々 5 分を要し結局全所要時間は 40 分である. (T. I.)

白銦中の水素 (Schwartz H. A. and Guiler G. M. Trans. A.F.A. March. 1940, p. 743) 酸素氣流中にて白銦を直接燃焼する方法に依る水素定量の方法につき述べて居る. 此の方法に依り白銦中の水素含有量は 2/10,000~15/10,000 程度なる事を示した.

又白銦を水素中で溶解するか或は裝入材料中に錆がある時は水素含有量を増加し, 約 800°C に加熱する時は水素は鐵から急速に逸出する事を知つた. 白銦の表面に電氣的に堆積した原子水素は白銦に吸収され此の爲に水素含有量は溶解した鐵が水素ガスから吸収する量まで増加する. 而して此の吸収された水素は加熱する事に依り速かに追ひ出される. 凝固後白銦中に殘留する水素が白銦の機械的性質乃至黒鉛化に及ぼす影響に就ては何等試驗して居ない.

著者等は本方法が眞空熔融法と同程度に可能なるを確信し本報告に記載せる數値が眞空熔融法に依るものと殆んど同様信頼し得べしと述べて居る. (J. A.)

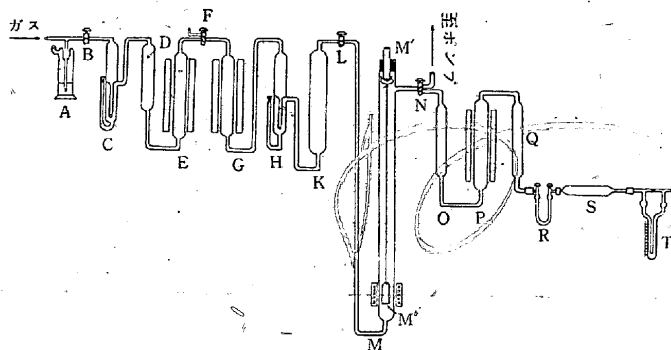
鋼中酸素の迅速分析法 (Singer L. Ind. Eng. Chem. Anal. Ed., March, 1940, p. 127.) 鋼に及ぼす酸素の影響に就ては多くの研究がなされてゐるがその酸素の迅速正確なる分析法は未だ充分なる發達を遂げてゐない. 本法は窒素熔融法とでも言ふべきもので試料を錫と共に黒鉛坩堝に入れ窒素氣流中に於て 1,200~1,250°C に加熱熔融して酸化物を CO ガスとして發生せしめ, 酸化銅中を通過せしめて CO₂ ガスとなしアスカライトに吸収させて重量法で酸素含量を測定する方法である. 可熔合金として錫とアンチモンの等量合金も使用したがアンチモンは揮發し易いから適當でない.

窒素の清淨: ポンプ中の窒素ガスに就て豫め O₂ 含量を測定しその當量より稍過剰の H₂ を添加して 400~500°C のパラヂウム輕石を通過せしめて O₂ を H₂O となし更に過剰の H₂ を除く爲に

300°C の酸化銅に通じて H_2O となし P_2O_5 で乾燥して反応管内に送り込む。

装置：分析装置の大要は圖の通りである。

窒素熔融法の分析装置



圖に於て A は水銀安全瓶 B は流速調節用コック C は硫酸瓶, D は CO_2 吸収用アスカライト塔 E は 400~500°C に加熱してあるパラジウム軽石塔(10~20 メツシユ), F は酸化銅再生用の空氣又は酸素を送入する爲のコック, G は 300°C に加熱してある酸化銅塔, H は硫酸瓶, K は大型乾燥塔, L はガス流速加減用コック, M は透明石英製反應管で外徑 37.5mm, 長さ 550mm, 壁の厚さ 1.587mm のものである。その中に Mo 又は Ta 線(太さ 0.762mm) で黒鉛坩堝 M' を吊してゐる。黒鉛坩堝は外徑約 22mm, 長さ約 38mm である。 M' は測熱用硝子窓 N は管内排氣用真空ポンプへ通ずるコックである。

試料より發生した CO は N_2 と共に O に行く O はダスト除去用の硝子綿を填めた管, Q は乾燥塔, R はアスカライト及 P_2O_5 を填めた秤量管, S は乾燥管, T は流速計である。

分析操作：先づアチエソン製黒鉛坩堝をマツフル爐で 1,000°C に

15min 灼き反應管に入れて真空となし 1,250°C に 1hr 高周波爐で加熱し冷後取り出して 15g の錫を入れ N_2 氣流中で再び 15min 灼いて冷却し取り出しデシケーター中に保存する。同一の坩堝を數回使用出来る。

窒素熔融法と真空熔融法の比較

試料	酸素分析値%		試料	酸素分析値%	
	窒素熔融法	真空熔融法		窒素熔融法	真空熔融法
リム鋼	0.025 0.025 0.027	0.018	18/8 不銹鋼	0.004 0.005	0.002
高 Mn 鋼 (Si 脱酸)	0.021 0.022 0.020	0.017	Al 脱酸鋼	0.023 0.024	0.017

次に約 15g の試料を坩堝に入れて反應管に吊し排氣したる後加熱を開始すると共に N_2 を徐々に導き入れ約 3min の後 20 cc/min の流速に調節する。この間に坩堝内の温度を 1,200~1,250°C となしその温度に約 15min 保て試料中の酸化物を CO となして發生せしめ更に CO_2 に變じて吸収管の増量より酸素含量を測定する。空質驗値は 5min に對し 0.2mg である。

分析成績：本法を各種の試料に適用して加熱時間の影響を試験したところリム鋼, 高 Mn 鋼(Si 脱酸), $Cr-Ni$ 鋼等は總て 15min で完全に酸素を發生するが Al 脱酸鋼は 40min 以上を要する。つまり FeO , MnO , SiO_2 等の酸化物は 15min で完全に CO になるが Al_2O_3 は數十分を要する事が判つた。

1,250°C の如き低温で SiO_2 のみならず Al_2O_3 迄も完全に CO に分解することは奇異に感ずるが Sn が接觸作用をなして酸化物の分解を促進するものと考へられる。本法は金屬蒸氣の揮散少く酸化物の分解は完全であるから真空熔融法よりも高値を與へることが多くその一例は上表の如くである。(S. K)