

叢 録

2) 耐火材料並に燃料及驗熱

平爐作業用ストッパーの物理化學的性質に就て (Joseph A. Sarandria, Blast furnace & Steel Plant. Nov. 1939) 製鋼作業に關聯してストッパーヘッドに就ての研究報告の餘りにも少い故を以て平爐作業に及ぼすこれが影響を輕視することは大なる誤りである。而してストッパーヘッドの物理化學的性質と平爐に於ける使用成績との關係を究めるに當て次の諸項が最も重大なる性質である。

- (1) 摩耗侵蝕に對する抵抗性の大なること。(良好なるストッパーでも 6" 徑にて 1/2" 程度摩損する.)
- (2) 氣孔度及吸水率はスポーリング抵抗性と熔鋼の侵蝕に影響する。
- (3) 耐火度はノズルとの接觸に依る熔融量の最小なる如く、熔鋼の溫度に充分に耐えるものでなければならぬ。
- (4) 耐壓強度は熔鋼溫度に於て熔鋼の壓力とストッパーの閉閉に働く壓力とに耐えるものでなければならぬ。
- (5) 熱傳導度は或る溫度勾配を必要とする。餘りに熱傳導度の大なるものはボルトを損傷するため不適當である。その傳導度は外部に於て熱の蓄積に依る損傷なき様、適當にボルト及心金に傳熱することが必要である。

第 1 表、第 2 表は著者の工場及他の數ヶ所の製造所より集めた多くのストッパーの性質を記載せるものであり、可成り廣範圍に亘て居るが何れも良質のものである。之等のストッパーは黒鉛として多量の炭素を含有するため中性耐火物と稱するのが適當であるが、 SiO_2 及 Al_2O_3 の含有量大なる故酸性耐火物とも考へ得る。而して含有せる鐵分及フラックスの量は其の性質に著しい影響を及ぼすものである。その吸水率は 9.4~17.6%、氣孔度 17.9~31.1% である。氣孔度の甚だしく大なるもの或は小なるものが不良なることは證明せられて居り 23.0~28.0% のものが良好と考へられて居る。

耐火度の測定は完全に炭素を除去した試料に就て行つたもので、これに依り炭素の存在による測定値の誤差を除いた。測定結果は SK 11~23 であるが實際作業に於ては黒鉛の存在のため熔鋼溫度以上に上昇する。斯の如く耐火度には相當の差異が認められるが低耐火度ストッパーの熔解に依る故障は殆んど經驗されてない。

黒鉛の存在は耐火度を高めるが黒鉛自體は軟いため強度を低下せしめる。實際作業に於てストッパーは 2 回の熱衝擊を受ける故そのスポーリング抵抗性は可成り重要な要素であるが 2,000°F に於て

第 1 表 化學成分

ストッパー	C	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
No. 2	24.71	45.60	23.86	2.19
No. 3	28.80	41.50	23.13	1.96
No. 4	17.60	49.61	25.58	1.14
No. 5	39.22	39.22	18.18	2.52
No. 6	23.55	44.67	24.46	3.41
No. 7	25.47	44.43	27.98	1.83
No. 12		54.86	38.07	2.53
No. 13		58.41	35.14	2.58

第 2 表 物理的性質

ストッパー	種類	吸水率%	氣孔率%	耐火度 (P.C.E)	耐壓・強度 lbs/in ²	荷重酸化率 %/in ²
No. 1	粘土—黒鉛	17.6	31.1	15~16	1630	18SK
No. 2	"	14.3	26.5	15	2380	17
No. 3	"	15.2	27.8	12~13	3620	15
No. 4	"	13.2	24.6	22	2410	18
No. 5	"	13.5	24.6	19	2240	—
No. 6	—	9.4	17.9	11~12	—	—
No. 7	粘土—黒鉛	15.0	27.7	20	2160	—
No. 8	"	14.3	26.6	23	—	—
No. 9	"	15.7	28.1	—	—	—
No. 10	"	16.2	29.0	18	1735	—
No. 11	"	13.4	24.6	17	2610	18
No. 12	粘土	—	23.4	17	5605	—
No. 13	"	—	22.1	33	5320	—

水浸法に依る試験を 8 回反覆したが、スポーリング損失は起らなかつた。これは黒鉛の含有量が多く氣孔度が可成り大なるためである。摩耗に依る損傷は鋼の種類並に溫度に依りその程度を異にするが、實際作業に於て損傷の一部は熔鋼との化學作用にも原因する。

(T. H)

3) 銑鐵及鐵合金の製造

固態炭素並に銑鐵に依るチタン酸の還元 (Baukloh W. u. Durrer R. St. u. Eisen Nr. 1. 60. Jahrg. S. 12) チタン酸含有鐵石の精鍊が工業上重要な意義を有する事を指適しチタン酸の還元に關する既往の文献を述べたる後、著者の一人 Bankloh がマンガン化合物の固態炭素に依る還元の研究 (Z. anorg. allg. Chem 233 (1937) S. 424) を参考にして、先づチタン酸—黒鉛混合物とチタン酸—鐵—グラファイト混合物とを夫々眞空中で反應せしめ、分解酸素の放出量を量て還元程度を調べた結果、鐵が反應促進の作用ある事を新しく指摘し得た。次にチタン酸の 4.1% 及 2.7% の炭素を含む銑鐵に依る還元反應に於ける溫度の影響を調べた結果銑鐵中の炭素含量の多少は影響なく、銑鐵中の Ti 量は 1,700°C で既に 2% に達し 1,660°C 以上では銑鐵中の Ti の量は溫度を上げても増加する量が甚だ少くなる。

(I)

4) 鋼及鍊鐵の製造

高バナジウムトーマス滓の製造及其の電氣爐に於ける利用 (I. II) (Albrecht Harr. Stahl u Eisen. 19 Okt 1939) ドイツでは現在トーマス銑を年に 10,700,000 生産して居りこの内大部分 V を 0.12% 含有して居り若しこの V を全部回收出来たと假定すれば年に 12,840 噸の V を製造し得る事となり V の需要益々増加しつつある現在國內の V で充分間に合ふ事となる。

銑鐵から V を回收する事は早くも 1851 年に Fritzsche, 1864 年に Riley が研究し何れも酸を以て銑鐵を熔解して居り 1882 年には相當大量に Le. Creusot の工場で銑鐵を鹽酸で熔解し V を磷酸バナジウムとして回收した、この方法は甚だ非經濟的である。大戰後轉爐滓其他より V を回收する研究が初められ今日に至る。

第1表 諸種のV含有物の組成

	煙灰	低マンガン よりの煙灰	鉄粒	煙突内 附着物	トーマ ス滓	平爐滓
T.Fe%	25~27	23	35	74	10~11	9
Mn	6	1.5	4	1.5	2.5~4.0	6
SiO ₂	8	10	4	1.3	9~10	10
Al ₂ O ₃ +TiO ₂	1.5	—	0.8	0.65	1.0	2.0
CaO	30	40	36	9	48.0	40
MgO	5	—	1.4	0.65	2.5	5
S	0.08	—	0.03	0.02	0.15	0.1
P	4.4	0.5	2.6	1.7	8~9	11
V	0.8~1.0	1.5	0.6	0.17	0.5~0.6	0.95

Vを含む銑鐵の製造、第1表にVを含む煙灰、鑛滓其他の組成を示した。

轉爐より吹出され集積したものに中々V及Feが多い事が知られこれ等のFe分は再び高爐へ返して回収し得る。平爐より出る磷酸鹽滓もVは多いがFe分が低く經濟的に回収出来ぬ。これ等何れもCaOを多量に含むがSiO₂

少く高爐へ溶劑として装入する際はSiO₂を加へる必要がある。Vを多量に含む煙灰はドワイトロイドの燒結機で先づ燒結する燒結の際砂は入れぬともよくコークスは2~6%の少量でよい。斯くの如くコークスが少くてよい理は一つにはCaOとSiO₂の反應熱により一つには煙灰中の金屬鐵粒の酸化によると思はれる。高爐の鑛滓量を増すとVの損失が多くなる。第2表にV銑鐵製造の際の高爐滓の成分を示した。

表中試Iは銑鐵1tに對し鑛滓309kgの場合であるがVは10%の損失を示し試IIでは鑛滓量2,470kg/tでVは損失33%である。尙この外煙塵の中にも逃げる爲銑鐵に來るVは59~72%の回収率である。このVの鑛滓への損失は獨り鑛滓の量に依らず鑛滓の鹽基度にもよる。鹽基度が高くなると鑛滓中のV量が減少し同時に鑛滓中のVと銑鐵中のVの比が小さくなる鹽基度はSiO₂の量及鑛滓量が増すと低下する。CaO:SiO₂=1:3の場合銑鐵中のV1.5でこれよりSiO₂が多くなるとVは0.7%迄低下する。従てトーマス銑を製造する場合のVの回収は中々重要な問題になるわけである。鹽基性鑛滓の場合銑鐵中のMnも考へねばならぬ。銑鐵中のVの量が0.6%以上になれば鑛滓中のVの量は大した影響がなくなる。銑鐵中のP4.5%, Mn3.2%でV約1%のものが得られる。

トーマス工場に於けるV滓の製造、V含有のトーマス銑と雖も普通のトーマス銑と同様に吹製し20tの熔銑で約6分である。吹終後の熔滓は鍋に受け冷却後粉砕する。試IではV銑1tに對し67kg試IIでは130kgのV滓を得た。第3表に高爐よりの出銑

第2表 V銑製造の際の高爐滓の組成

	試験番號		試験番號		
	I	II	I	II	
Fe%	0.8	1.29	CaO	45.4	42.16
Mn	4.8	4.28	MgO	3.5	3.53
SiO ₂	34.2	39.14	S	1.4	0.92
Al ₂ O ₃	7.1	5.71	V	0.12	0.32

第3表

試I	高爐出銑	轉爐吹製前	轉爐吹製後
C%	2.65	2.62	1.18
P	5.30	5.20	5.33
Mn	3.78	3.40	1.00
S	0.047	0.021	0.014
Si	0.30	0.22	0.00
V	1.13	1.11	0.16
Cu	—	0.07	0.10
Cr	—	0.30	0.10
As	—	0.012	0.013
試II			
C	1.76	1.73	0.12
P	8.25	8.27	8.29
Mn	1.93	1.53	0.07
S	0.080	0.028	0.038
Si	0.63	0.48	0.00
V	1.43	1.44	0.06

第4表 V滓の組成

	T.Fe	T.Mn	Cr	T.P	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	TiO ₂	MgO	S	V
試I	18.9	33.96	1.98	2.45	9.00	0.29	1.80	0.74	0.97	0.12	13.31
試II	31.00	11.99	0.36	3.96	9.30	—	2.65	—	1.00	—	11.24

第5表 V滓使用の際の各元素の熔鋼への還元率%

元 素	C		Mn		P		S		Si		V	
	試験番號		試験番號		試験番號		試験番號		試験番號		試験番號	
	I	II	I	II	I	II	I	II	I	II	I	II
V滓装入前の熔鋼より	41.0	6.3	26.8	4.1	93.4	91.7	26.8	4.1	60.6	85.3	13.1	3.8
V滓より	—	—	59.0	94.2	3.2	7.7	59.0	94.2	37.3	n.b	75.7	94.1
廢氣ガス煙灰等への損失	59.0	93.7	14.2	1.7	3.4	0.6	14.2	1.7	2.1	—	11.2	2.1

第6表 Vの回収率

	電弧爐に於けるV滓 から熔鋼への還元率	轉爐に於ける熔鋼か ら鋼滓への滓化率	全回収率
V	74%	82.3%	60.9%
Mn	66	78.6	51.9
Cr	100	73.1	73.1
Fe	60.7	—	—

から轉爐吹終迄の地金の組成の變化を示す。表に示す如くVはC, Mn等と共に酸化されPは他の元素が燃焼して減少した爲却て上昇を示してゐる。第4表に轉爐より出たV滓の成分を示す試IIの鋼滓は原料の銑鐵にPが多く吹製時間も長かつた爲Pは試験Iの約倍になつて居る。第5表にV滓を用ひた場合の各元素の熔鋼への還元率を示す。

V滓製造費 全費用を分れば試Iでは装入物84% 操業費16% 試IIでは前者が90% 操業費が10%である。試IIでは銑鐵中のV量大なる爲作業費が低下したのである。

精鍊試験 ミルスケールを入れると熔銑の温度は多少下るが酸化が強くなり精鍊時間が短縮される。20tの銑鐵に1.08tのスケールを入れた場合普通1,540°C位のものが1,470°C位になり精鍊時間が1'17"程短縮される鑛滓中のFeが多い場合はMn, V, SiO₂等は低くPは高くなるミルスケールを入れた場合はVの含有量は低くなるが酸化が強い爲Vは充分回収される。この場合VとPの比は12.6:3.8=3.3位になり入れぬ時は21.3:1.7=12.5になる爲この點からみれば入れぬ方が有利になる。スケールを入れぬ場合は吹き初めの温度は1,150°C位であるが入れた時は1,110°C位になり

Cが酸化した後は1,450~1,600°Cに上昇し最後に1,400°C位に下る温度が低いと酸化速度はVが大きくCが小となり温度が高いとCが大でVが小となる傾向があるが結局温度は大した影響はない。

成分少きV滓の製造 V鋼の製造に用ひるにはどうしてもPの少いV滓を製造せねばならず、これにはPの比較的少いVの多い銑鉄をつくる必要がある。P 8.27%, V 1.44%の銑鉄を吹くとP 4.08%, V 11.24%の銑滓が得られV:Pの比は銑鉄中で0.17で銑滓では2.8に上昇する。製造法は先づ電弧爐の中へ15tのトーマス熔鋼を入れて石灰の滓が出来たらV滓 5,100kg 電極屑を1,200kg フェロシリコン 200kgを順次装入し4時間40分溶解後出鋼する、斯くして出来た鋼滓はV 13.2%, P 0.64%でV:P=20.6になる。尙原料のV滓はV:P=5.2でVの歩留は約60.9%である。次にこれ等の試験に於けるVの回収率を第6表に示す。

最後に出来る鋼にはV 0.17%含有される様になる。このV滓を化学的に処理してFerro-Vをつくる事もよくこの際はMnが高い方が有利でVを抽出した残りはP 2%, Mn 24%, Fe 15%といふ様なものが出来トーマス銑に混ぜて用ふるに適す。然し化学的の処理では大量にVを回収し難い。次にV滓を篩分、磁選、風選を行つた結果を第7表に示す。

第7表 V滓の篩分、磁選、風選

	V %	P %	V/P
原 滓	12.9	2.53	5.1
篩 分	12.3	2.09	5.9
磁 選	14.5	1.70	8.5
風 選	13.4	2.01	6.7

篩分ではV:Pは約6で大してVが増さぬがV 0.1%程度の鋼をつくるには適す。電氣爐で普通の様に酸化精錬を行つた後除渣しカーバイド鋼滓を入れて更にMn, Cr等の合金剤を入れて還元精錬を續け充分合金剤が溶解してから30分後微粉にしたV滓を脱酸劑例へばC, Si等と共に爐内へ装入す。Siの酸化に依り爐内で發熱反應の爲多少温度が上昇する。CとSiの割合はV滓10に對し電極屑2, フェロシリコン1の割合でよい、精錬時間は45分間程

第8表 V滓を使用せる特殊鋼製造試験結果

	Cr-Mn 鋼 V 0.10		Cr-Mn 鋼 V 0.20	
	V 滓	Fe-V	V 滓	Fe-V
Vの原料				
熔解回数	13	13	6	6
V滓添加量 kg/t	10.2	—	16.8	—
V滓の成分				
Fe %	23.2	—	25.4	—
Mn	29.3	—	24.4	—
P	2.34	—	0.63	—
V	12.16	—	11.8	—
SiO ₂	8.8	—	13.3	—
Cr	1.55	—	1.76	—
金屬Vの添加量 kg/t	1.24	1.04	1.98	1.89
鋼中のV含有量 %	0.11	0.10	0.20	0.19
Vの歩留 %	89	96	99	100
Fe-Mnによる				
Mn添加量 kg/t	4.85	6.83	2.79	5.80
Mnの増加量 %	0.68	0.67	0.52	0.53
V滓よりのMnの歩留 %	64	—	73	—
Pの増加量 %	0.018	0.005	0.013	—
V滓よりPの還元率 %	59	—	100	—
精錬時間 h/min	2h30'	2h30'	3h40'	2h59'
電力量總計 kWh/t	227	203	262	246

度で充分である。第8表にV滓を用ひて特殊鋼を製造した試験結果を示す。表に示す如くVの歩留は89~99%で極めて良好である。比較試験に用ひたフェロバナジウム歩留は96~100%である。然しV滓からフェロバナジウムを製造する際のVの歩留は80%であるから結局75~80%となり直接V滓を電氣爐内で還元してVを熔鋼に入れた方が遙かに有利と思考さる。V滓を用ひた場合はフェロバナジウムを用ひた場合よりMnの酸化消費量が少い。第8表のCr-Mn鋼の場合Pはフェロバナジウムを用ひた時は0.015%でV滓の時は0.031%でV滓の爲に0.05~0.08%Pが高まる。然しこの程度のPなら鋼材に許される範囲内である。Cr-Mn鋼に於てはV滓のP低きを製品のP 0.027%であつた。Pが少し高めでもよいら斯かる方法でV 0.40%のものを製造し得る。この方法で製造した鋼材は非金属介在物が特に多様な事は絶対になく組織は微細で過熱に對して強く調質性良好で機械的性質も優れてゐる。V滓を用ひたものとFerro-Vを用ひたものでは前者がPが多少高いにも拘らず機械的性質も組織も何等變りがないV滓を用ひてV 0.1%の鋼を製造試験した場合の費用を次に示す。

1. 1tの鋼に對しV滓 10.2kg
2. 20tの鋼に對し精錬時間30分の延長
 - a) 賃銀, b) 爐修理, c) 電力 17kwh/t, d) 電極
3. 還元劑 a) 電極屑 2kg/t, b) ferro-Si 1kg/t (K)

鹽基性平爐に於ける硫黄の調節 (Joseph T. L. & Scott F. W., Iron Age, 1939, Nov. 23, Nov. 30, Dec. 7) 鋼を消費することの最も多い自動車工業は均質で寸法が大きくしかも深絞り性の優秀な薄板を要求する。かくの如き大幅の薄板には従来の薄板製造用標準鋼塊よりも更に大型の鋼塊を用ひなければならぬ。鋼塊が大きくなると非金属物の凝離が増し製品の均質性が保持され難くなる。深絞り用に供せられる薄板は殆んどすべてリム鋼である。従て薄板の表面は鋼塊のリムに相當する。リムの部は清淨で非金属物が低いので展性に富みコールドストリップミルで高度の仕上げを行ふことが出来る。然しリムの内側にはこの部から析出した非金属の多い部分があり、この凝離帯は他の如何なる部分よりも鋼塊の頭部中心部に於て大である。即ちこの部にはC, Mn, P, Sが最も濃く薄板の展性を最も不良ならしめる。すべての非金属物の内でSの凝離が最も顯著で且甚だしく有害である。Sは鐵及Mnの硫化物として凝離し壓延鋼中では長い線條を形成する。多くはMnSであるが若干のFe及Mnの硫化物を含み又SiO₂及Al₂O₃と共存することもある。かくの如き鋼は顯微鏡下では穢なく、長く延びた非金属物のため深絞り性は低い。

リム鋼塊は次の如き明瞭な4層から成て居る。

(1) 取鋼分析及殆んど同一成分の急冷された極く薄い皮殻、(2) 皮殻に相接して居るのが純度の高い鋼から成るリムでこの部は鉛筆状の氣泡を含む。この氣泡は鋼塊の凝固中眞先きに来るので普通一次氣泡と呼ばれて居る。(3) 比較的の不純物に富む狭い層で二次氣泡或は中間氣泡と呼ばれる球形の氣泡を伴ふ。この層は特に興味ある部分で多くの鋼の缺陷はラミネーションとなつたこの部から起る。(4) 中心部の内質で成分上純度及均質性が一層低い。この凝離層の中でも頭部が最も不純である。内質氣泡と稱せられる球形の氣泡がこの區域に散在する。

リム鋼塊から壓延したストリップ用鋼片の鋼塊中央部に相當する部分から試料を切りとりその肉眼腐蝕を行ひ且硫化物及酸化物の試験を行つた。第1表がこれであつてリムと内質の接合部の平

第1表 Strrip Mill 用板用鋼片中の非金属介在物(%)

	表皮試料			平均 (%)
	1	2	3	
SiO ₂	0.0000	0.0044	0.0029	0.0024
Al ₂ O ₃	0.0083	0.0113	0.0080	0.0094
FeO	0.0473	0.0262	0.0341	0.0359
MnO	0.0027	0.0033	0.0024	0.0027
FeS	0.0200	—	0.0385	0.0293
MnS	0.0112	—	0.0056	0.0084

	接合点試料					
	1	2	3	4	5	
S.O ₂	0.0013	0.0010	0.0020	0.0033	0.0000	0.0017
Al ₂ O ₃	0.0048	0.0044	0.0045	0.0045	0.0038	0.0044
FeO	0.0203	0.0272	0.0210	0.0196	0.0558	0.0288
MnO	0.0033	0.0043	0.0038	0.0014	0.0067	0.0039
FeS	0.0577	—	0.0192	0.0385	—	0.0385
MnS	0.0248	—	0.0372	0.0352	—	0.0321

	中心部試料					
	1	2	3	4	5	6
SiO ₂	0.0004	0.0008	0.0017	0.0046	0.0039	0.0023
Al ₂ O ₃	0.0030	0.0032	0.0034	0.0055	0.0013	0.0035
FeO	0.0483	0.0154	0.0476	0.0470	0.0471	0.0411
MnO	0.0022	0.0036	0.0026	0.0050	0.0013	0.0026
FeS	0.0385	0.0659	0.0797	0.0577	0.0687	0.0621
MnS	0.0179	0.0136	0.0108	0.0275	0.0105	0.0161

第2表 ラミネーションのため廢却された薄板中の酸化物

	試料 No. 1 (%)	試料 No. 2 (%)
SiO ₂	0.0130	0.0042
Al ₂ O ₃	0.0284	0.0150
FeO	0.0401	0.0117
MnO	0.0414	0.0118
Total oxides	0.1229%	0.0427

均 S 含有量は 0.071%，外皮が 0.038%，内質が 0.080% である。かくの如くこれ等の平均値は接合部は甚だ不純質の薄膜であつて鋼の缺陷をこの部に導き易いことを示す。又厚さ 0.045" の炭素鋼ストリップの不合格品 2 枚につきその酸化物を分析した結果が第 2 表の如くである。

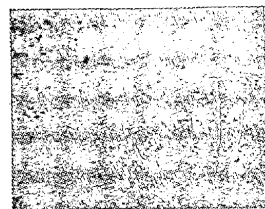
S の凝離は結晶粒度に影響を及ぼすものであるから使用者の要求に沿ふ様これを調節しなければならない。即ち絞りの形及深さによつて粒度を大きくするか細かくするか又は中位にするかを決める。結晶粒度の不同がどの程度まで許されるかはつきりは解らないが、或場合に良かったものが他の場合にも良いとは限らない。結晶粒度は薄板の表面即ちリム部から中央部に至るにつれて變化するのが普通でこの變化は非金属物の凝離によるものである。然して又粒度の變化の程度は凝離の程度に比例する。ストリップ鋼の物理的性質に及ぼす凝離の影響は第 3 表に示す如くである。

C も凝離するので S の影響だけを分離することは困難である。即ちこれ等は他の因子が一定ならばどれが増しても硬度が増し展性が減るからである。然しある現象から S の獨特の影響を知ることが出来る。それは S は粒子の生長を妨げ炭化物を細長く分散せしめる傾向があることである。第 1 圖は薄板の縁の組織を示すものでこれは元の鋼塊の S の低いリムから形成されたものである。粒子は等軸状を呈し丸味を帯びて居る。第 2 圖は中心部に近い薄板の末端の組織を示すもので表面に近い部分はリム部から成り中心部は純度の低い内質部から成るものである。組織の差は明瞭であつて中心部で

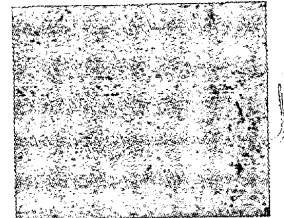
第3表 鋼の物理的性質に及ぼす凝離の影響

	ストリップ, 0.012 ゲージ, 幅 62"							
	降伏点 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	延伸 限	ロック ウェル 硬度	Olsen Draw	化學分析%		
						C	S	
試料 1								
端部	34,780	42,520	38.5	B-45	0.412	0.06	0.018	
心部	31,350	41,960	38.5	B-45	0.405	0.08	0.019	
試料 2								
端部	29,470	43,000	38.5	B-41	0.400	0.05	0.021	
心部	35,120	44,320	38.5	B-52	0.387	0.09	0.030	
試料 3								
端部	24,160	37,440	42.0	B-38	0.402	0.06	0.018	
心部	33,820	45,170	38.0	B-52	0.370	0.07	0.043	
試料 4								
端部	28,220	41,820	39.5	B-45	0.390	0.05	0.018	
心部	33,340	47,830	35.0	B-59	0.377	0.10	0.042	
試料 5								
端部	28,520	41,020	40.5	B-48	0.405	0.045	0.019	
心部	38,540	49,270	36.0	B-59	0.376	0.10	0.045	

第 1 圖



第 2 圖



は粒子は歪を示し且炭化物は細長く分散して居り代表的な焼鈍不足組織を呈する。

鋼の適當な組織と云ふのは物理的性質がよく、しかも均質なことである。取鋼分析が使用者の注文規格に合致しても S が調節されないと凝離が薄板の均質性を害する。S は非常に凝離し易く薄板中の最大濃度は取鋼中の S 量が増すに従て急速に増加する。第 3 圖は或取鋼分析に對してリム及内質に豫想される S の百分率を示す。但しこれは鋼塊が試験鋼塊と同型でリム作用や蓋置き時間等が正常に行はれた場合を假定したものである。薄板に於ては鋼塊の場合の如く内質とリムとを分離して試料を探ることが出来ないがその中心部は主として内質から成り S が最も高い。従て薄板のこの部分には含有 S 量に制限があるわけである。第 4 圖は取鋼中の S 量が増る場合及鋼塊の各高さに對する薄板中心部の S 量を示すものであつて取鋼中に 0.030% ある場合は薄板の中心部では約 0.046% S に相當する。物理的試験に於ても薄板中心部の S 量は 0.040% を越えてはならないことを示す。即ちこの量より多いと硬度を著しく増し展性は激減する。第 4 圖によれば薄板の S を 0.040% 以上たらしめないためには取鋼分析を 0.028% S 以上たらしめてはいけない。即ち取鋼中の S が増加すると薄板中の S はその割合以上に増加する。

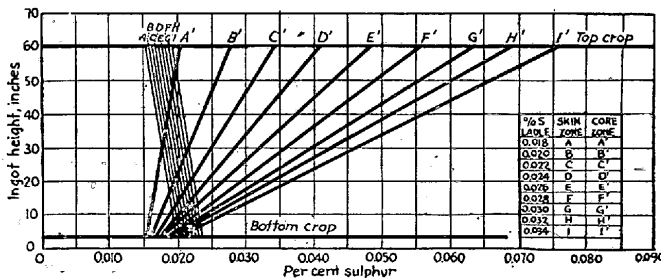
しからば S を調節するには何ふすれば良いか? 1924 年に Neal は平爐内の S について研究し出鋼時の熔鋼及スラグ中の S の大部分は燃料から吸収されるものであることを示し發生爐ガス中の S は S の低い燃料が使はれる場合に比べてスラグの脱硫作用に大なる荷重を課するものと結論した。又近年 C. H. Herty 等は鹽基性平爐に於て S を除去すべき有效なる方法について研究した。彼等は熔浴上の SO₂ の濃度と熔解中に屑鐵によつて吸収される S 量及鹽基性スラグ中の S との間には直接の関係あることを見出した。この

第4表 湯面上のガス中のSと使用燃料中のS

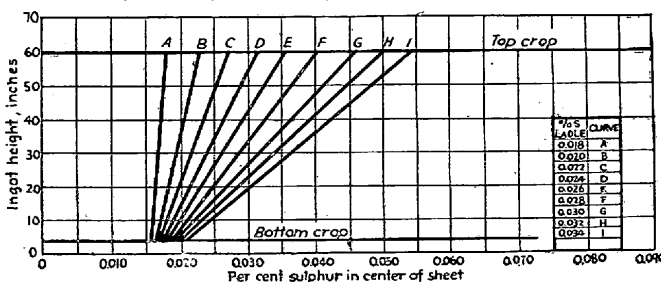
湯面上 ガス中の SO ₂ Vl%	石炭中 の S %	發生爐ガ ス中のS		ター ル 或は油 中のS %	COガス 中のS	
		Vl%	Gra/100ft ³		Vl%	Gra/100ft ³
0.09	0.0	0.00	0	0.0	0.0	0
0.01	0.15	0.02	12	0.15	0.063	37
0.02	0.29	0.04	24	0.31	0.13	75
0.03	0.44	0.06	35	0.46	0.19	112
0.04	0.59	0.08	47	0.61	0.26	150
0.05	0.74	0.10	59	0.76	0.32	187
0.06	0.88	0.12	71	0.92	0.38	224
0.07	1.03	0.14	82	1.07	0.45	262
0.08	1.18	0.16	94	1.22	0.51	299
0.09	1.33	0.18	106	1.38	0.57	336
0.10	1.47	0.20	118	1.53	0.63	373
0.11	1.62	0.22	130	1.68	0.70	410
0.12	1.77	0.24	141	1.83	0.76	448
0.13	1.91	0.26	153	1.99	0.83	485
0.14	2.06	0.28	165	2.14	0.89	522

後者の関係を第5圖に示す。Sの吸収を防ぐには爐内のガスはSO₂を0.035%以上含んではいけない。従てこの爲にはークス爐ガスでは100ft³中のSが135グレンを越えない様に清浄されねばならない。又もし平爐燃料からSが入らないならば熔鑄爐作業が相當有利になる。即ち平爐で燃料からのSの吸収がなくなれば0.080%と云ふ様なSの高い銑鐵を使用することが出来、これによつて熔鑄

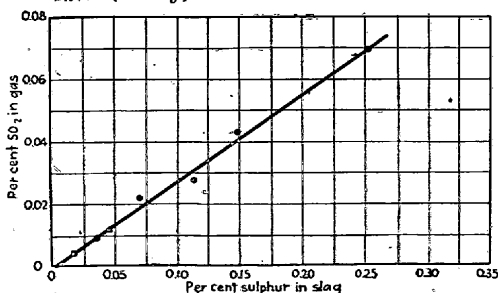
第3圖 取鋼中のSとリムド鋼塊の各高さに於けるSkinとCoreの平均Sとの關係



第4圖 取鋼中のSを異にする場合の鋼塊高さの薄板中央部のSとの關係



第5圖 ガス中のSO₂とスラグ中のSとの關係 (Herty)



爐の能力を増し燃料及石灰石消費量を低下せしめることが出来るからである。1926年 C.H.Herty は平爐熔解中のSの吸収作用について更に進んだ研究を發表した。即ち彼は燃料中のSと熔浴上のガス中のSO₂の關係を第4表の如く決定した。この表と第5圖からスラグ中のSと燃料中のSとの間の平衡の決定される。Sの高い燃料を克服する一方法として Herty は強い脱硫力を有するスラグ即ち非常に鹽基性でしかも流れの良いスラグを用ひることを提案して居る。彼は更に流れを良くするために Mn の高いスラグを使用することを暗示して居る。1929年には Herty は更に屑鐵がガスからSを吸収することに關するデータ-を發表した。即ち第5表に示すのがこれです。或S含有量の屑鐵に對して作用を及ぼさないガス中のS量のあることを示して居る。表中の値よりもガス中のSが多いか少ないかによつて高S燃料からのSの吸収がより速かになり或は低S燃料によりガス中へのSの失はれ方が迅速になる。A. N. Diehl はSの低い燃料即ち天然ガスの如きものが用ひられた場合は製出鋼中のSは装入銑鐵中のSに關係することを觀察した。

第5表 屑鐵中のSに對して作用を及ぼさないガス中のS

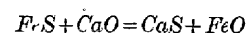
屑鐵中のS%	發生爐用石炭中のS%	ター ル 或は油 中のS%	ークス爐ガス中のS Gra/100ft ³
0.02	0.38	0.40	97
0.03	0.49	0.51	123
0.04	0.59	0.61	150
0.05	0.67	0.69	169
0.06	0.73	0.75	183
0.07	0.77	0.79	194

又彼は燃焼ガス中のS量の差異が仕上鋼のS量に反映することを見出した。即ち仕上鋼中のS量はガス發生爐用石炭中のSによつて左右されることが解た。Sが高く且Siの高い石灰石を使用すれば出来た鋼のSが高くなる。この影響は銑鐵中のSが低い場合は大して強く現はれないが銑鐵のSが高いと著しく現はれる。平均してSの高い石灰石を使用する場合はSの低い石灰石を用ひたものに比べて0.015%のSの増加が期待される。残留Mnが高く熱度が高く且流れの良いスラグは脱硫作用に好都合である。脱硫に最も良いスラグは一般に石灰が高く珪酸が低く且酸化鐵の低いものである。然しかくの如きスラグは平爐には適しない。と云ふのは斯くの如きスラグは平爐温度で流れが良くしかも地金に對し清浄作用を持つことがむつかしいからである。脱硫能力の貧弱なスラグも螢石を使用し流動性を増進せしめることによつて脱硫力の良好なスラグと化することが出来る。Mnの異常に高いスラグによつても同様な結果が得られる

Maxwellは仕上鋼の成分に及ぼす高S銑鐵の影響に關する Diehl の結論を確認した。1936年 Maurer 及 Bischof は平爐に於ける脱硫作用の研究を報告した。彼等の結果は傾向を示したに止まるが熱度が高いこと、スラグが鹽基性であること及鋼浴中の残留Mnの高いことカ脱硫作用に都合よきことを示した。

Chipman はスラグの脱硫力は成分、流動性、温度、熔浴面積及起りつゝある反應の量に依ることを述べて居る。

鋼浴からSの除去される根本的化學反應は一般に次式によつて表はされる。



この可逆反應は鹽基性の強いスラグによつて促進され反應帯に於けるCaS及FeOの蓄積作用によつて阻止される。この反應は

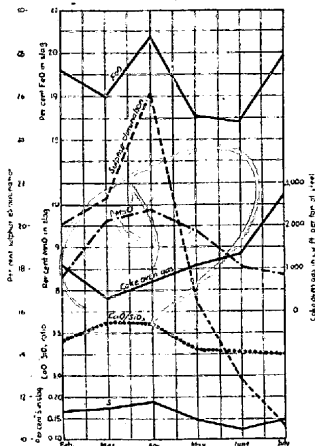
第6表 鹽基性平爐内に於けるスラグと地金間のSの分布

熔解 番 號	月 日	種 目	鋼及鋼滓中のS重量lb					熔鋼 中の S lb	熔鋼 中の S %	製鋼 中の S %	熔解 番 號	月 日	種 目	鋼及鋼滓中のS重量lb					熔鋼 中の S lb	熔鋼 中の S %	製鋼 中の S %
			試 験 番 號											試 験 番 號							
			1	2	3	4	5							1	2	3	4	5			
1	4-22	スラグ メタル 比 率 計	10.17 107.95 10.65 118.12	16.85 107.95 6.41 124.80	28.26 85.73 3.02 114.09	— — — —	54.20 79.38 1.46 135.58	37.37	27.98	0.027	13	6-30	スラグ メタル 比 率 計	17.42 97.68 5.61 115.10	34.61 79.08 2.29 113.69	— — — —	— — — —	53.17 80.63 1.52 33.80	39.40	39.45	0.026
2	4-22	スラグ メタル 比 率 計	17.29 126.17 7.30 143.46	40.26 122.93 3.03 163.19	49.25 97.05 1.97 143.06	58.95 84.11 1.60 143.06	59.74 74.4 1.25 134.15	45.85	34.18	0.028	14	7-1	スラグ メタル 比 率 計	24.01 103.78 4.32 127.79	32.72 103.78 3.17 136.50	39.43 94.49 2.40 133.92	— — — —	61.13 86.74 1.42 147.87	42.82	28.96	0.028
3	4-25	スラグ メタル 比 率 計	13.93 112.81 8.10 126.74	24.85 107.60 4.33 132.45	42.60 88.51 2.08 131.11	— — — —	55.09 85.04 1.54 140.13	36.32	25.92	0.025	15	7-1	スラグ メタル 比 率 計	26.39 106.82 4.05 133.21	51.85 102.24 1.97 154.09	58.25 90.03 1.55 148.28	49.12 88.51 1.80 137.63	59.61 82.40 1.38 142.01	50.07	35.26	0.027
4	5-25	スラグ メタル 比 率 計	17.17 92.90 5.41 110.07	23.47 94.58 4.03 118.05	13.26 81.07 1.87 124.33	— — — —	48.90 77.69 1.59 126.59	30.63	24.20	0.023	16	7-2	スラグ メタル 比 率 計	26.38 113.56 4.31 139.94	40.85 105.57 2.58 146.42	— — — —	— — — —	53.80 84.77 1.58 138.57	41.83	30.19	0.027
5	5-26	スラグ メタル 比 率 計	17.47 79.83 4.57 97.30	51.83 75.84 1.46 127.67	— — — —	— — — —	45.51 65.19 1.43 110.70	31.44	28.40	0.025	17	7-2	スラグ メタル 比 率 計	14.04 100.33 7.15 114.37	21.62 91.35 4.23 112.97	— — — —	— — — —	33.57 70.87 2.11 104.44	39.80	38.11	0.027
6	5-26	スラグ メタル 比 率 計	17.76 80.57 4.54 98.35	40.66 77.35 1.90 118.01	48.02 72.52 1.51 120.54	— — — —	67.41 67.68 1.00 134.09	26.86	19.90	0.021	18	7-3	スラグ メタル 比 率 計	25.48 103.43 4.88 124.61	21.18 103.43 4.88 124.61	40.15 89.94 2.24 130.09	— — — —	53.22 80.95 1.52 134.17	48.21	35.93	0.027
7	5-27	スラグ メタル 比 率 計	33.46 108.24 3.24 141.70	34.07 95.31 2.80 129.38	46.36 90.47 1.95 136.83	— — — —	39.98 79.16 1.98 119.14	33.17	27.84	0.025	19	7-7	スラグ メタル 比 率 計	14.13 111.50 7.89 125.63	15.18 102.81 6.77 117.99	— — — —	— — — —	34.68 86.88 2.51 121.56	33.75	27.76	0.030
8	5-28	スラグ メタル 比 率 計	22.44 126.94 5.66 149.38	29.67 111.71 3.77 141.38	38.63 113.40 2.94 152.03	— — — —	77.62 93.09 1.20 170.71	31.55	20.23	0.028	20	7-7	スラグ メタル 比 率 計	16.54 109.71 6.63 126.25	51.44 102.29 2.00 153.73	40.11 97.85 2.44 137.96	— — — —	54.90 88.80 1.62 143.70	35.70	24.84	0.030
9	5-28	スラグ メタル 比 率 計	30.44 119.05 3.91 149.49	69.25 125.67 1.82 194.92	— — — —	— — — —	72.38 90.94 1.26 163.32	39.34	24.09	0.028	21	7-9	スラグ メタル 比 率 計	48.13 91.17 1.89 139.30	59.11 82.35 1.39 141.4	— — — —	— — — —	64.35 82.35 1.28 146.70	38.06	25.94	0.028
10	6-29	スラグ メタル 比 率 計	25.27 110.00 4.35 135.27	52.44 80.85 1.54 133.29	66.85 82.47 1.23 149.32	— — — —	66.77 77.62 1.15 144.39	39.05	27.05	0.024	22	7-9	スラグ メタル 比 率 計	37.83 101.93 2.69 139.76	— — — —	— — — —	— — — —	62.13 97.08 1.56 159.21	34.05	21.39	0.027
11	6-29	スラグ メタル 比 率 計	21.58 120.36 5.58 141.94	31.78 120.36 3.79 152.14	47.51 97.79 2.06 145.30	— — — —	50.55 63.28 1.85 143.83	36.10	25.10	0.031	23	7-10	スラグ メタル 比 率 計	22.32 117.62 5.27 139.94	27.73 111.51 4.02 139.24	31.56 85.54 2.71 117.10	— — — —	61.31 84.01 1.37 145.32	43.68	30.06	0.028
12	6-30	スラグ メタル 比 率 計	51.09 86.30 1.69 137.39	66.45 84.40 1.27 150.80	— — — —	— — — —	62.09 66.96 1.08 129.05	38.13	29.56	0.023	平均 合計		130.26	137.58	134.81	—	137.74	39.40	27.93		

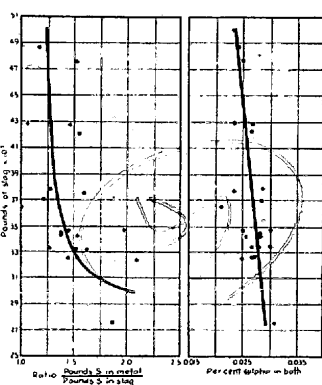
熱的には中性であるから反應そのものだけを考へる場合は温度は重要でないが然し脱硫作用には温度の高い方がスラグの鹽基度と流動性を増すので都合が良い。鹽基性平爐内の反應を考へる場合に反應の眞の速度は反應物質が其處に持つて來られる速さよりも著しく速いものであることが指摘されるべきである。これはスラグと地金が混合されないことによるものであつて地金中の FeS の小部分とスラグ中の CaO とが接觸し反應することによるものである。接觸點に於ては濃い硫化物の皮膜が出來、このものが對流作用や攪拌作用によつてばら播かれない内は脱硫の進行は阻害される。スラグ成分が適當であつても流動性が低いと反應物質は相集まり難い。スラグや

地金中の S が兩者の間に自由に出入し得る程度にスラグの流動性が良くなければならない理由はこゝにある。又もし脱硫を迅速に行はうとするならばスラグは CaS の飽和點に達してはならないし又これに近づいてもならない。飽和を防ぐためには裝入物中の S は出來るだけ低くなければならぬし又熔浴上のガスも燃料の種類に許す限り硫化物の少ないことが必要である。熔浴の上にスラグが出來るとスラグの S 含有量とガスの SO_2 含有量によつてスラグがガスから S を吸収するか又はスラグから酸化されてガスに逃げる。スラグ中の S の平衡値は $3.7 \times$ ガス中の $SO_2\%$ であると計算されて居る。スラグの CaS の含有量が平衡値の相當下位にあることによつ

第6圖 鹼基性平爐に於ける燃料及スラグ成分と脱硫率との關係



第7圖 熔銑中のSと熔け落ち及出鋼時の平爐地金中のS



て脱硫作用が有効に行はれ得るものである以上スラグ量と云ふものが非常に重要になる。装入物中のS量が計算出来ると熔解中にガスから吸収されるS量も知り得るから規格に叶ふ鋼中のSを得べき最小のスラグ量が決定され得るわけである。

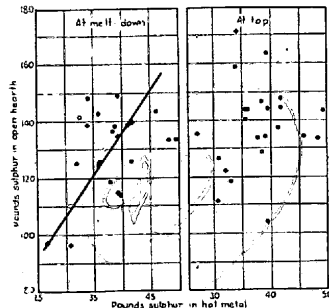
第6圖は熔浴からのSの除去と、スラグ成分と、使用した高Sコークス爐ガスの量との關係を示すものである。脱硫曲線は熔銑中のSと取鋼中のSとの差を熔銑中のSで除したものである。Julyと云ふ例外もあるが脱硫の百分率はスラグ中のFeO及MnO、鹽基度及S含有量に關係する。Julyには平爐燃料中のコークス爐ガス量の變化が重大な因子になつて居る。即ちこの月には使用ガス量が決定的に増加して居る。CaO/SiO₂の比は最大の脱硫率を示したApril以降徐々に低下して居る。又鹽基度の低下に伴ひMnO, FeO, Sが低下し仕上鋼中のSが増加して居る。

著者等の研究した23熔解の各期に於ける熔浴中の全硫黄量は第6表に示す如くである。Test No. 1の欄は熔け落ちに於けるS量を示す。熔銑中のSの變化は寧ろ狭い範圍に止まつて居るがそれでも熔銑中のS%の増加は熔浴中に於ける鋼浴中のS量に反映する。即ち第7圖に示す如く熔銑中のSが高いと全Sを若干増加する傾向がある。多くの場合全Sは熔解が進行するにつれて増加する。熔け落ち時はガス相とスラグは平衡には遙かに遠くないが精錬が進むにつれてスラグの性質が變り出鋼間近になると一層平衡に接近する。第6表及第7圖は熔銑中のSと鋼浴の最終S含有量の間は何等の關係もないことを示す。これはDiehl, Maxwellその他の人々の一致した觀察である。屑鐵が熔解しスラグが出来る時鋼浴中のSは平衡に達するまでスラグに入らうとする傾向を生ずる。もしスラグ中のSがガス中のSO₂の%の3.7倍以下である時はSはガス相からスラグに吸収されるとHertyは云て居る。これ等の反應はスラグとガス相が平衡に達しもはやSがガス相からスラグに入らなくなるまで続く。もしスラグがまだ地金に關してSに飽和して居ない時はSは地金からスラグに移行しつゞける。かくしてスラグに入るSが増えればガスと平衡にある濃度が超過しSはスラグからガスに移行する。従て地金-スラグ系はSを失ふ。スラグ中のSの濃度がガスと平衡する量以下にある場合はSはガスからスラグ中に移行するわけである。この場合はスラグ中に増加したSは地金中にSを増加せしめる。即ち結局はガス相中のSが仕上鋼中のSを左右するわけである。

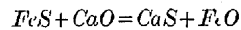
鋼の經濟的生產は屑鐵及鉄鐵を精錬するに要する時間による。

前述の如くCaSで飽和されて居ないスラグで作業すると脱硫作用は一層速かである。装入物から入るSを知り又燃料から吸収されるSを知てその飽和を防ぎ規格に合致せしむべきスラグの最小量が保持されねばならない。スラグの量が多いとスラグ中のSの濃度を低下し従て地金中のSを低下する效がある、これは第8圖に示した如くである。第8圖は出鋼直前にとつたデータであつてスラグの鹽基度と温度に關する重大な考察を無視して居り

第8圖 スラグ量のS分布及地金中のS%に及ぼす影響



このために各點は相當にばらついて居るが然しその傾向に間違ひはない。前述の如く鹼基性平爐製鋼法に於けるSの除去は次の反應による。



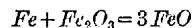
Nernstによればもし或物質が互に溶け合はない或は極く僅かしか熔け合はない二つの液體に熔けこの兩熔質中で同一分子量を有する時は一定温度で一定の分配係数を有する。質量作用の定律によれば平衡時に於ては

$$K_s = \frac{(CaS) \times (FeO)}{(FeS) \times (CaO)}$$

これは平衡に於てはFeS+CaOの反應が丁度CaS+FeOの反應と釣合ひその結果としてこの時の反應系に於ける反應物の濃度が一定になることを示すものである。スラグ及地金中のSは極く僅かであつてその百分率は分子濃度と甚だ接近して居ると思はれるから平衡係数の計算の目的には百分率を使つても良い。即ち

$$K_s' = \frac{(\text{スラグ中のS\%}) \times (FeO)}{(\text{地金中のS\%}) \times (CaO)}$$

FeO及CaOの分子率はC.H. Hertyに從て計算した。脱硫反應の起るスラグと地金の境界面ではスラグ中のFe₂O₃は鋼浴と次の如く反應するものと推定される。



第7表 計算による温度とSの平衡係数との關係

順位	K's	計算温度 °F	平均 K's	試験 番號	順位	K's	計算 温度 °F	平均 K's	試験 番號
1	0 to 1.0	2854	0.91	4	5	0 to 6.0	2960	5.53	17
2	0 to 2.0	2878	1.78	9	6	0 to 7.0	2969	6.28	6
3	0 to 3.0	2924	2.55	12	8	0 to 9.0	2961	8.55	1
4	0 to 5.0	2940	4.52	28	9	0 to 10.0	2995	9.33	1

スラグ中のFeOはこの根據によつて計算した。SiO₂はCaO・SO₂に化合し、又P₂O₅は3CaO・P₂O₅に化合するものと推定される。遊離鹽基即ち有效石灰分は全石灰分から酸と結合する石灰分を差引いて計算した。恒数K_s'は多數の熔解例について計算し第7表に示す如くこれを温度によつて分類した。温度は正確に測る方法がなかつたが残留Mnを正密に定量したのでこれからHertyによつて決定された次の關係を利用し温度を計算することが出来た。

$$\log K_{Mn} = \left[\left(\frac{1}{T} \times 10^5 \right) - 28.95 \right] \frac{1}{4.33}$$

$$K_{Mn} = \frac{(MnO)(\text{有效鹽基分})^{0.50}}{(Mn)(FeO)}$$

第7表の温度はかくして計算したものでK_s'の或範圍に對する

平均温度を示した。温度に伴ふ K_s' 値の増加は何故に平爐作業者が脱硫を有効ならしめるために温度を上げるかを示すものである。

以上の研究に於て脱硫に影響を及ぼす諸因子の基礎的な質験室的研究の必要さが痛感される。種々の因子を各分離してその相互的關係を確立することは研究室に於てのみ出来得ることである。然しこの質験室的研究もスラグ成分が正確に調節されねばならないと云ふ點が仲々困難である。即ちスラグが酸化の状態に保持されねばならず斯くの如きスラグはルツボに對し甚だ熔蝕性に富み鹽基性、酸性いづれの材料をも冒しスラグ成分が變つてしまう。

現在この種の研究は Mincsova 大學の冶金學研究室で行はれて居り熔鋼の搖動式熔浴を用ひ中性ガス氣圈の下で脱硫に影響する諸因子が決定され數値が求められて居る。この方法によつて脱硫に及ぼす個々のものゝ作用が分離されるであらうと期待される。

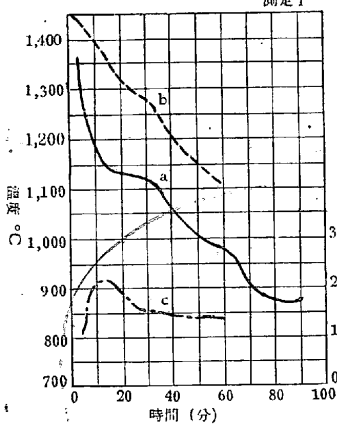
(G. M.)

5) 鐵及鋼の鑄造

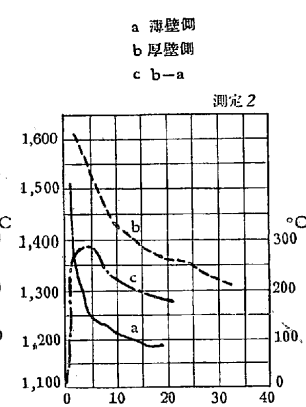
鋼塊の冷却及鋼質に對する鑄型壁の厚さの影響 (Stahl u. Eisen 59 Jahrg. Nr. 31 S. 898 Umcha.) 露の I. Ja. Granač 及 A. A. Besleneshnych は特に圓筒狀鑄型を製作質験し併せて普通の 7t 鋼塊用鑄型を用ひて研究した結果を報じてある。鋼質は熔鋼の性質、鑄込温度、同速度等許りてなく鋼塊の各部に於ける熱の放出状態に左右される。底部では床板、側面は鑄型壁、頂部は輻射及對流を通じて放出される。良質鋼塊を造るには固化の際と其後の冷却の際と放熱の條件を全く異にし固化の際には足部の放熱最強にして、頭部に至るに従て緩慢たる可きを要す。鋼塊偏析を最少ならしむるには冷却速度大なるを要し、割れ其他の缺陷を防ぐには第

2 段の冷却緩徐ならしむる要がある。著者等は鋼塊鑄型壁の厚さの影響を調べる可く第 1 圖の如き押湯部分を附せざる圓筒狀鑄型にして、壁面に上下の傾斜をつけず以て鋼塊拔去の難易をも併せて試験した。厚みの不同に依る鋼質の變化を厚みの兩極端部壁に接する鋼塊の温度を直接測定し、鋼塊の Baumann プリントを取り、厚みの最大及最小部壁に接する鋼塊面 $1cm^2$ 當り放出する熱量を計算して考察した。熔鋼の温度は鑄型の中腹、厚みの最大及最小部壁に穿孔し之に白金-白金ロヂウム電對の端を壁から 30mm の熔鋼内に挿入測定した。アランダムに入れ石綿紐で固定して測た。其結果は第 2 圖及第 3 圖の如くである。曲線 a は最薄部壁、b は最厚部に於て測定せるもの、c は a, b の差である。a, b を比較すれば薄壁に接する部分の冷却甚だ大にして而かも或る時間經過すればその冷却速度緩慢となるに反し、厚部壁に接する部分の冷却速度は質験中常に前者に遙かに劣る事が分かつた。又最大冷却速度は何れも 8~10 分後にある事が分つた。約 2 時間半冷却後鋼塊を拔去した。鑄型壁と鋼塊との隙は薄い所で 15~18mm, 厚い所で 5~7mm, 即ち薄い壁に接する部分の冷却速やかなる事が之でも分かる。上下の傾斜無くも拔去に困難なく鋼塊が離れぬ如き事は一度も無かつた。鑄型の改良に一示唆を與へるものである。鑄型の薄壁に接した所より厚い壁に接した所にかけて鋼塊を縦斷し斷面を磨いてプリントに取たのに厚部に接する中心より半分は普通の鑄型で造塊した鋼塊の斷面と同じ貌を呈し、中心より薄壁に接する半分は低部の偏析線を除ては均質、無瑕疵であつた。此の偏析線は著者の考ては薄壁部の鋼が殆んど中心部近く迄固つた時尙ほ不純の熔鋼が残存し最初に固つた部分の成生結晶面内に入り込んだ爲に生じたものと見られ、その斜めの位置は底と側壁とから結晶の成長が起て行た爲に斯くなつたものである。鑄型の薄部及厚部を通じて鋼塊表面 $1cm^2$ 當り放出した熱量を温度測定から算出した。温度測定部は鑄型表面、壁内の内壁より 15 及 60mm の所(薄部)、15 及 180mm の所(厚部)であつた。結果は第 6, 7 圖に示す。計算方法には立入らないが鑄型の吸熱のみならず、輻射及對流による放熱をも計算に當ては考慮した。第 8 圖に示した如き結果になるが之を見ても鋼塊の放熱は薄壁に接する部分が遙かに良好な事が了解される。比較的長時間例へば 90~100 分、曲線を迎れば薄壁部の放熱曲線と厚壁部の放熱曲線は相交るが鋼塊が完全に固る迄約 50 分の間は前者が上位にあり、鑄込構造の均質性に良効果を齎すものである。既述の如く鋼塊面からの放熱は先づ鑄型の加熱に消費され、ついで一部は輻射、對流により外界に放出される、此の模様を兩壁面に就て比較したのが第 9 圖である。最初の 20 分間に於ては薄壁部は厚壁部より鋼塊面 $1cm^2$ より吸収する熱量大である。次いで薄壁部の熱量増加は減退し約 50 分後に含熱量は極大に達す。之以上は單に外界への放熱のみが行はれ従て鋼塊の冷却は續いて行はれるが壁の含熱量は減少する。厚壁部に於てはその含熱量は前者と反對に斷えず増加する。第 8 圖に於て鋼塊から輻射及對流に依て失はれる熱量を見ると薄い壁が厚いものに較べて如何な長所があるかが分るであらう。前者に於ては鋼塊面 $1cm^2$ 當り約 5kcal が鑄型表面から放熱されるに比し後者に於ては僅か 1kcal に過ぎない、何れも 60 分間に於てである。又薄壁は熔鋼に接するや自體內に熱を取入れ同時に輻射と對流により放熱するが蓄熱は 40 分以内で止み、以後は外界への放熱のみ行はれ鑄型外面の温度の低下と共に之も減退する。故に薄壁に依る放熱は初期に旺盛で漸次緩やかになる。放熱旺盛期は鋼塊固化期に當り、緩慢期は固化鋼塊の冷却期に丁度なるので、之こそ

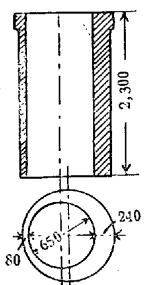
第 2 圖



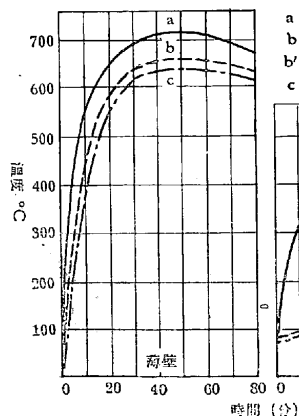
第 3 圖



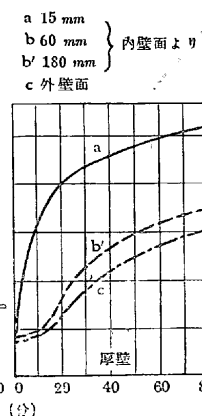
第 1 圖



第 6 圖



第 7 圖



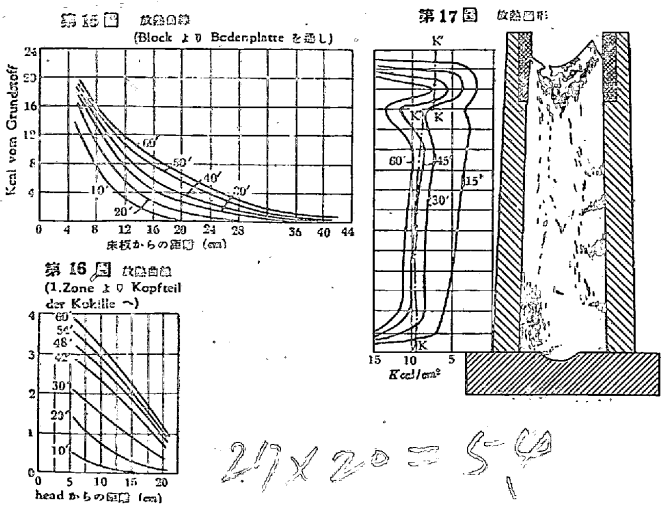
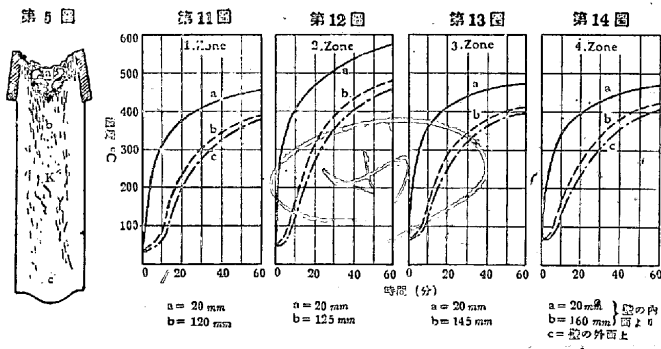
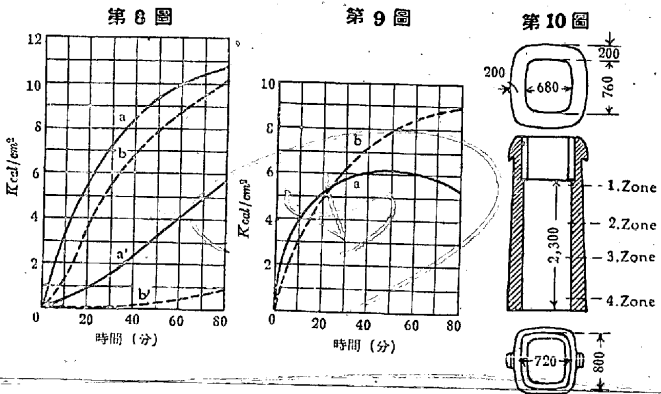
38 x 27 = 1026 45

良質鋼塊製造に最不可欠の冷却方法と一致するのである。厚い壁を有する鑄型に於ては放熱は主として殆んど熱傳導のみに依て行はれる。此の際熱は鑄型中に蓄へられ、鑄型容積の大なる爲壁の温度は高くならず従て輻射、對流は始めは與る事乏しく、放熱量は前後を通じ本質的に變化せず、その爲に既に固つた鋼塊は後になつて比較的速やかに冷却する。此の様な冷却が起ると特に硬鋼では割れや其他の缺陷の原因となるのである。露國では中炭素鋼々塊を多數造る目的に主として第 10 圖の如き鑄型を使用してゐる。押湯枠を特別につけず鑄型の一部を以て之に當てる。經濟的であり、使用簡單な點に良い。壁は下部に至るに従ひ厚みを増す。熔鋼を中間鋼から注入する。7t 鑄型で注入時間は 12 分である。1½~2 時間後鋼塊を抜く。此の鑄型で造た鋼塊の主な缺點は大きな收縮孔と甚だしい偏析を有する事である。次に押湯は 7t 鋼塊の固化の模様を見やう。此の鋼塊の Baumann プリントは大體第 5 圖の如きものであるが、之を見ると押湯部分から本體に移る部分 (b) 鋼塊底部 (c) 及最上端、蓋が鋼塊を閉ぢてゐる所 (a) の 3 箇所緻密部分

があつて、a と b の間に收縮孔があり b と c の間に收縮孔と偏析のある不純粗雜な部分 (k) がある。b の部分はその上側と下側の層が未だ固つてゐない時に形成されたものであり熔鋼で満たされた押湯を内奥部の熔融本體から分つてゐる。a の部分は輻射と對流に依る盛んな放熱の結果生じたものであり、c は側壁と床板の相合する作用の結果生じたものである。緻密度及純度を劣悪化した主因の一つは放熱の分布を誤り b 部に於て最大に達したに因るものである。之を温度測定及放熱量計算の實際から検討して見やう。鑄型に於ける温度測定位置は第 10 圖に明かなる如く 4 箇の異なる高さの位置に於て、鑄型壁内部の、内側から 20mm、の所 120—160mm の所、及外面の 3 箇所を夫々用ひた。實測は中炭素鋼注入に際し行たもので 7t 鋼塊の鑄込時間は 12 分であつた。實測は 5 回試みたが皆完全に一致したので、此所には其の中の一つに就て結果を第 11 圖から第 14 圖に掲げる。鑄型に於ける最大の高温は第 2 段の層にある事が分る (第 12 圖)。更に考察と計算の結果著者は第 15 及 16 圖の如き曲線を求めてゐる。研究の結果から第 17 圖の如き放熱図形を製作し之に断面のプリントを同尺にて併示した。破線 K-K' は鋼塊の各高さに於て固化に要する熱量を表はしてゐる。之で見れば推算通りに注入後 30 分にして b の部分は c の部分と共に完全に固つてゐるが、b と c の中間部分は 50 分後にやつと固る事が分る。此の圖形製作に用ひた材料の一部 (床板と押湯に對し) は唯考察のみに據つたのであるから數字上からは嚴密な事は餘り望まれぬが、尙ほ固化の模様を明かにする上には充分であらう。以上より著者等は次の結論的考察に到達した。1. 鋼塊の固化の際鑄型の壁の薄きものが厚きものより多量の放熱を行ふ。2. 7t 鋼塊用鑄型の熱作用の研究の結果主なる鋼塊缺陷の原因は鑄型の構造の誤りに求めなければならぬ。特に枠を嵌めて造た押湯部分は有害である。

3. 改良の一つとして鑄型壁の厚みを頭部で厚くする事、而して (鋼塊押湯機ある際は) 鑄型の傾斜を除くか最小限に止める事。4. 薄い鑄型を使用する事は甚だ經濟的な事。 (I)

鋼塊凝固に於けるマクロ構造 (Luigi Bruno M. Revue de Metallurgie No. 7 1939, p. 335) 1937 年伊太利で建築材丸鋼用半硬鋼製造が必要になり之には鎮靜鋼を造れば良いが實際パイプを生じて鋼塊の 20% は損失となるので非鎮靜鋼製造に移たのであるが之に伴て非鎮靜鋼塊の一般構造、氣孔の生成や性状に就て考察して見たものである。製造には 13t エル式電氣爐と 27t 及 50t の鹽基性平爐とを平行して用ひた。先づ電氣爐製鋼につき述べる。造塊は下注ぎして底 152mm² の普通型 100~150kg 鋼塊にする。第 1 の問題として満足な製品が得られ、鑄型中で餘り膨れ上らないで C0.30% 又は之以上の沸騰鋼が順調に造られるや、次に鎮靜劑の量を次第に増して鎮靜される迄加へる時、その影響如何である。鎮靜劑として經濟上から 45~50% Si のフェロシリコンを選んだ。製造に於ては極くありふれた高級製品を求めたのであつて、S, P は高くても何等差障りなく、従て鋼滓を造るに多量の石灰を必要としなかつた。精鎮時間は短かくてすむので熔解した際湯浴に加へた炭素量から出發して速やかに所期のニュアンスを得る様努めた。若し炭素量が多い時は自然的に、又は鎮石を加へて脱炭する。不充分の時は鋼滓掻出をした後湯浴の炭素量が自然に所期の最終量になる様コークスを調節して加炭鋼滓を石灰、螢石、コークスから造る。マンガン量は最終結果から調節した。次に著者は非鎮靜鋼塊横断面に就て氣孔を次の諸型に分類定義してゐる。a) 圓狀氣孔。鋼塊の壁と軸の間距離にある球狀氣孔の環、氣孔の徑は數耗、普通 10mm 以内 5mm



27 x 20 = 540

位。b) 偏平氣孔細長く軸が鑄型壁に直角の方向にあり長さ 0~30 mm の氣孔の小環、常に a の外側にあり鋼塊の全く内部に、又は壁迄達する事もある。c) 分散氣孔、不規則に存する球状又は之に近い氣孔、d) 偶發性氣孔、鑄型の鑄、酸化物介在物、鑄型上塗りのタール過量等の偶發的原因に因るもので小さく表面直下にあり表面下に遊離成生する氣孔は總て之と考へて良い。

a を除いては何れも鋼塊の内部又は表面(表面氣孔)に生じ得る。d と b は後者が消失限にある時は混同され得るが、前者は分散してゐるが後者は数が多く並列してゐて、鋼塊表面下、或る層面を占める事に注意すれば良い。全製鋼過程より次の事實を確め得た。炭素量 0.40% に達する場合でも沸騰鋼(縁付鋼)を出す事が出来る。炭素量の變化は凝固鋼の構造に影響を與へなかつたから更に之以上の場合でも可能と云ひ得やう。兎に角比較的多量に炭素を有する鋼に於て沸騰を得るに充分な FeO が存在する事が分てゐる。鑄込後、鋼が膨れ上る事はなく 2 度 9cm の昇りを見たに過ぎず。沸騰鋼は還元鋼滓の下では容易に得られガスの分離も少いが普通鋼滓の下ではガスの分離激しく注入管の閉塞が起るので鑄込が困難になる。鑄込温度が高いとガスの溶解量が増す爲、閉塞甚だしく従て鑄込速度は緩慢になり鋼の粘度が増してガスの分離を妨げ大型氣孔成生の因となる。沸騰鋼では添加する Mn の量を定めるのが難かしく、添加量が増すにつれ銻鋼の粘度は増す、鎮靜劑を極く少量與へると全然反對の作用がある。即ち氣孔徑を大きくするのみならず鋼塊壁に近く生ぜしめる。更に添加量を増して而かも尙ほ完全な鎮靜作用の起る迄には到らしめない時は表面の氣孔は消失して鋼塊上部の内部の氣孔と小さなパイプとが認められる。此の型の鋼を「半鎮靜鋼」と呼ぶ。之の特徴は氣孔環が無くパイプも無く之に代て分散氣孔を生じる。壓延の際、表面極く近くにある偏平氣孔環は相當大きなものでも、殆んど疵のない合格製品が得られた。又内部の缺點が實驗室に於ける検査で時々認められたが之も大したものではなく所期の成分を有する鑄込鋼塊は所要の機械的性質を與へた。次に化學組成に就て、炭素、所要の機械的性質を得る爲 C の量を平均 0.25% に定め銻解の際の炭素量の多少に従て、脱炭又は復炭を行た。装入物が完全に銻解すると同時に試料を採て C の迅速定量之がない時は蒸汽槌に依る断面検査をする。復炭には 25% 灰の粉コークスを使用した。加炭鋼滓成生後 40 分で復炭操作は終り湯浴が出鋼温度になる様電流を加減する。Mn 良沸騰鋼を得るために半鎮靜及鎮靜鋼に對し 0.35~0.45% とした。フェロマンガンの添加は出鋼前 5 分前に爐中に行ふ。珪素、沸騰鋼を得んとすれば添加量は零であるが一定量を含ませる場合その効率を圖に示してゐる。磷及硫黃 0.07% 及 0.06% にした。鋼塊鑄造に影響を與へる全因子を一つの圖に纏めて示し熔解に於ける炭素量を横軸に製造過程の諸因子を縦軸にとり一度最初の炭素量が決めれば全精鍊過程は此の圖の示す曲線に従て自動的にリズムカルに進行し 13t の装入に對し設定された製造條件が不變に保持されたい場合に大變便利である。次に平爐鋼に就ては、電氣爐に依る正常石灰鋼滓の下での製造に就き前に述べた事以外特に興味ある事はなかつた。沸騰鋼の鑄込の際注入管での閉塞が一層激甚なるため平爐では半鎮靜鋼を良しとする。又平爐鋼は電氣爐鋼程 dry でないため軟かく、従てその炭素量を 0.25~0.35% の間に決めた。次に凝固鋼塊の構造に就ての考察。此所に於て著者は今迄の軟鋼及極軟鋼の製造過程に於て起る諸反應の調査及之に關聯する化學的、物理學的諸則律の知識を一般の鋼に對する考察に結びつけ、Léon Guillet の論文を擧げ更に之を補ふ事に依て非鎮

靜鋼の凝固の複雑な諸現象を支配する法則を明かに出来るであらうと云てゐる。先づ鋼中のガスに就き溶解ガスとして窒素、水素を、成生ガスとして CO を擧げた後鋼塊凝固の型を次の諸段階に分類定義してゐる。a. 甚だ激烈なる沸騰鋼、鑄込中ガスの發生激甚。鋼は流動性よくガスの壓力の爲膨れガスの逸出したあとに可成長い所謂「長靴の胴」を造る。鋼塊の横断面は頭部を除き内部に於て圓形氣孔環に境された甚だ厚い表層よりなる。氣孔内側の中心部に著しい偏折あつて海綿狀、暗色をなす。壓延に於て製品は疵多く氣孔の壓着不完全。b. 激烈なる沸騰鋼、鑄型中に滑かに靜かに上る。鑄込の終りに頭部に「長靴の胴」を生ずるが a 程大袈裟ではない。鋼塊横断面に圓形氣孔の環が下部から上部に達し軸と壁との略中間にあり上部で環の内側に幾らか分散氣孔を伴ふ。よく壓延されるが氣孔の接着は常に完全とは云はれぬ。

細い針金の壓延に用ふる低炭素極軟鋼の場合が之である。c 沸騰鋼、鑄型中に滑かに上る。海泡石に似た小さな殻をつくる傾がある。鑄込の終り頃内部は尙ほ沸騰せるに頭部には鮮やかな絲を生じ徐々に凝固して膨れ上る。下部横断面に二重の氣孔環あり、數 cm の厚さの緊密な外層、偏平氣孔の環、圓形氣孔の環、内部に外層と同じ外觀の無疵、緊密な中心部あり。偏平氣孔環は下部より高さの 2/3 を越えず、上部には圓形氣孔環を残すのみで断面は b と同様の外觀を呈し唯氣孔の数が少く小さく鋼塊表面から軸に到る距離の初めの 1/3 の所にある。偏折の度少く偏平氣孔は完全に壓着する。d 非鎮靜(極微沸騰又は非沸騰)鋼軟鋼は鑄型中を上る時粘くガスが出難い。鑄型中で多少膨れ上る。軟鋼の場合は特に著しく溢れる事さへある。断面には表面に近く、又は全然表面性の偏平氣孔環が見られ、内部は無疵、緊密で、唯膨れ上つた頭部は「甘藷の花狀」をなし多孔性で脆く落さねばならぬ、氣孔はよく壓着する。本鋼を鑄込中殆んど沸騰せず、表面氣孔を有するので半鎮靜と呼ぶものもあるが環狀の氣孔の存在するを考へれば非鎮靜のカテゴリーに入れるが妥當である。非鎮靜鋼は總べて鑄込の際、ガスに伴ふ金屬の微粒により著しい火花の束を生じる。e 半鎮靜鋼、鑄型中に靜かに上り火花を伴はず、内部に分散氣孔が見られその大部分は頭部に集中す、典型的のものはパイプを有せず、即ちパイプを缺ぐ事と氣孔環無き事、實用に重要性乏しき事が特徴。f 鎮靜鋼、氣孔を生ぜず、自然的にパイプを發生して緊密に固る鋼を云ふ。本鋼の凝固の構造は最も良く知られてゐる。更に著者は脱炭劑と鎮靜劑との反應の模様、及その相違に論じし凝固の現象、脱炭反應、鎮靜反應の考察に於て P. Bastien の *viscosité, Tension superficielle et coulabilité en Metallurgie* (冶金に於ける粘性、表面張力、及流動性、Bulletin de l'association technique de fonderie No. 9 1937 所載)を擧げて化學的見地許りからでなく物理的側面からも考察するの重要なるを力説し、溶解ガスと成生ガスの鋼塊凝固に於ける態様に就て先に述べた各類型の鋼に關聯し物理的側面から詳細な解説を試みてゐる。又非鎮靜鋼中の氣孔の成生及位置に影響する二次的原因として脱炭、鎮靜之仕方、鑄込温度、同速度、鑄型の温度、鑄型壁の厚さ、鋼塊の大きさ、装入物の組成、爐中に於ける精鍊の諸點を擧げてその影響を論じてゐる。其等に就て要約すれば a, b, c 等の上の各種類型の構造は鋼中に殘存する脱炭反應生成物の性質に依る。Mn の如き脱炭劑は殆んど全部の FeO を分解し従て CO の成生をなくし之に因る氣孔をなくする事が出来るが溶解ガスに何等の作用を有しないので常に偏平氣孔を残存せしめる。Si, Al の如き鎮靜劑は FeO が存在すると比較的大きな複化合物を造り、之は多少凝集

性で傾斜を受ける。従て此の場合は單なる脱酸劑として働くのみである。 Mn Si 間の此の比較はその構造に及ぼす作用のみを以て始めて爲され得べき事は勿論の事である。何故ならば前者は鋼の處理及實用に障害とならない酸化物を残すが、後者は鋼中に之を變形不能にし従て役に立たぬものにする化合物を残すから、前者を單に Si Al の代りとするに云ふ事は出来ないからである。 FeO の大部分が除かれると鎮靜劑は一部分他の酸化物と化合して非金屬介在物を與へる。此の物は多少は傾斜で除き得られるが一部は全體に分散して凝集しない Al_2O_3 又は S_2O_3 の懸濁粒子の如き微細な個體懸濁粒子となり此の分散微粒子の爲に、溶解ガスが成生する結晶から逸出し相合して氣孔を造るのを妨げる。鎮靜效果を得るに必要な懸濁粒子の量は甚だ少く、粒子の大きさが小さくなると更にその量は少くて済む。非鎮靜鋼に於ては氣孔の型及位置は酸化の程度に依る、即ち殘存 FeO の量に依る。反應するに充分な炭素の量は少くとも 0.05% である可きである。酸化の程度が著しい程氣孔は内部に向ふ。二次的原因是極く僅かの影響しかなく鋼の粘性を變へる丈、それ丈の影響を與へる。圓形氣孔環は常に鋼塊の内方にあり、軸と表面の中間 1/3 の部分に含まれる。偏平氣孔環は前者の外側にあり鋼塊體中、又は表皮近くに存在し得る。強く酸化された鋼を鍛込むと圓形氣孔を生ずるのみで、酸化の度が少いと偏平氣孔環を生じその鋼塊肌からの距離は殘存 FeO の量に正比例するが、その高さは之に逆比例する、

偏平氣孔のある位層は偏析のない綺麗な地質の一部をなしてゐるから、氣孔を鋼塊肌から遠く離さうと先入的に考へるのは常に正しいものとは限らない。どうしても極く緊密な位層の厚さを増す爲には何れにせよ沸騰を容易にして鋼の酸化程度、鋳込の温度を均一にして外殼の凝固し始めるのを遅くする様に鋼の粘度を減少するにある可きである。諸種の鋼中「沸騰甚だ激烈なる鋼」は不純物及強度の偏析があるから、又その外側緊密層は殘留 FeO を含むため歴延が困難で用途は限られる。一般に表面性偏平氣孔を有する鋼は時には working もうまく行き良好な製品を與へる事も有るが、安全性を缺き、諸種の抗張力に耐え得ないから避ける可きである。任意の炭素量の非鎮靜鋼を造る事が出来るが、硬度が増すにつれ氣孔の壓着性が減少し一定の點を越すと不完全になるから、常に宜しいとは云へない。それ故に一般に製造は沸騰鋼と鎮靜鋼に限られるであらう。前者は軟鋼、後者はあらゆるニュアンスの鋼に。製鋼を最も合理的に進めんとすれば脱酸の最終相は鋼中にある FeO の量で決める可きであらう。而して必要に應じては所定の構造を間違ひなく得るために添加す可き脱酸劑及鎮靜劑の量の計算は上の FeO の量に應じて行はる可きであらうと思はれる。(I)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

FeO 及 V 添加に依る 5.0 及 7.0% Cr 鋼の特性 (Hil'or W. G., Clark C. L. and White A. E. Transact. of the A. S. M. Dec. 1939. p. 1090) 著者等は Mo 0.50~2.0%, V 0.0~1.0% を含む 5.0% 及 7.0% Cr 鋼に就て室溫及 1,200°F に於ける短時間抗張力試験、1,200°F に於ける破壊試験、並びにマイクロ試験を行った結果、1. 室溫及 1,200°F に於ける短時間強度及 1,200°F に於ける破壊強度は一般に Mo 0.50~2.0% と増加せしめたるに連貫的に増加し、2. V の或る濃度迄は之に比例して増加するが 5.0% Cr 鋼では 0.50% V 、7.0% Cr 鋼では 0.18% V を越すと逆に減退する。3. マイクロ試験の結果低珪素鋼では、 δ 鐵は 2.0% Mo で始めて表は

れるが、 V では既に 0.18% (7.0% Cr 鋼)、0.5% (5.0% Cr 鋼) で表はれる。4. δ 鐵の量が或る量を越えると強度は減退する。 V を定量を超過して加へると強度は増さないで寧ろ減少するのは之に因ると思はれる。5. Cr 量の變化は 1,200°F に於ける Mo 鋼と V 鋼の破壊強度に差違を生ぜしめ、同一珪素含量に於て、 Cr 5.0~7.0% の變化は 1.0% 乃至之以上の Mo を含む「鋼の破壊強度に殆んど影響を與へなかつたか V を含む」鋼は總べてその破壊強度を減少せしめた。(I)

保溫に依る鐵道用軌條の白點防止 (Cramcr R. E. and Bast E. C. Transact. of the A. S. M. Dec. 1939 p. 923) 鋼中の白點を除く事の肝要なるを論じ歴延製品、鑄物製品の尙白點を含むものある事に言及し、過去の白點に關する文獻を擧げたる後、131 lbs 鐵道用軌條に就き、水素處理した鋼塊より歴延した製品について白點の成生を防ぐに必要な保溫時間を 1,100, 900, 700, 500°F の各温度に於て測定し 1,100°F で 3 時間、900~700°F で 4 時間、500°F で 5 時間であつた由報じてゐる。(I)

鉛鋼に就て (Robbins F. J. and Caskey G. R. Transact. of the A. S. M. Dec. 1939. p. 887) 著者等は鉛を加へたる鋼の二、三に就きその工業的應用價值如何を調べる可く行た物理的機械的試験の結果を報告してゐる。物理的性質を判定するに標準として類似の基本的化學性質の鉛を加へざる鋼の平均性質と比較してゐる。鉛鋼の缺陷に就て述べ製造過程の改良に依り根絶出來つゝあると云ひ、此の種の鋼の性質、使用範圍の精確な事は未だ研究の餘地があるが既に諸種の工業的應用の價值ある性質を示してゐると。(I)

高速度鋼の焼戻 (Morris Cohen and Koh P. K. Transact. of the A. S. M. Dec. 1939 p. 1015) 18-4-1 高速度鋼に於ける焼戻及二次焼入の機構を、2~3 の温度に於て 1 分~數百分間焼戻したる焼入試料に就て、 X 線、硬度、比容積、電氣抵抗、金屬組織、膨脹、磁性の諸測定を行つて研究した。二三の温度に於て單一焼戻と多重焼戻とを直接比較した。焼戻過程の詳細な圖を掲げその中で二次焼入は殘存オーステナイトから複炭化物の沈澱並びに此のオーステナイトのマルテンサイトへの變化に因るものであるとしてゐる。オーステナイトは焼戻温度から冷却中に變化しその變化量は主として焼入條件は同一として、焼戻の時間及温度に依存するものである由。其他の條件の變化のオーステナイト變化に及ぼす影響をも調べた。之等の結果に基づいて、單一焼戻と比較して得られた多重焼戻の相違に對する直明な説明が與へられてゐる。(I)

鋼質に對する含有ガスの影響 (George T. Motok. The Iron Age Nov. 30. 1939, 27) 特定の組成を持た鋼を造て而かも豫期の機械的物理化學的性質を示さない事が往々ある。從來此の事に就ては鋼の "personality" とか "body" とか "sensitivity" とかの曖昧な言葉を使って表はしその眞因は普通の元素分析からは分らなかつたのであるが今迄學問上の興味のみから扱はれてゐた少量の元素即ち O , N , H に起因する事が分て來た。之等は (1) 分子狀ガスとして氣孔中に、(2) 化合物として窒化物、酸化物、珪酸鹽の如き非金屬介在物の形で、(3) 金屬中に固溶體として存在する。その主な影響を擧げると、 O は C のオーステナイト及フェライト中への溶解度を左右し強度、硬度、延性、彈性限界、衝擊抵抗、透磁率、白點、齒痕線、毛割れ、時硬性、腐蝕性脆性、不規則炭化、腐蝕現象等に影響し、 N は硬度、延性、抗張力、彈性限、磁氣學的諸性質に影響し、青脆性、時硬性、焼鈍中氣孔發生等の因となると考へられる。又機械的諸性質に及ぶ影響は P の 4 倍に達し、 C 其他の元

素があると更に顯著になる。鑄鐵には不満足な展性を與へる。Hは量が多くなると影響を現はし新しく析出した電解鐵の脆性、或る型の酸洗に依り生ずる脆性もHの爲とされる。少量のOが製品中にあつてもその性質に及ぼす影響が明かに考慮せられると云ふのでは無くOの量が決定的要因で無く此のOが化合して鋼中に散在してゐるその状態に依るものである。Massilon, OhioのRepublic research laboratoriesでは真空熔融ガス分析を行つて、鋼質缺陷の解明に資してゐるが其の二三の例を擧げて見やう。分析方法は鋼と錫の合金を黒鉛坩堝中で真空、加熱、坩堝の炭素が熔鋼中に入つて酸化物と夫々反應し抽出温度に従つて、夫々の酸化物がらのCの酸化物及N、Hが出て来るから標準分析法で分析する。鐵の酸化物が先づ還元され温度が高くなるにつれてMnO、珪酸、アルミナの順に抽出される。

例 I. ダイス製作用鋼中一つは容易にロックウエル C-70に焼入する事が出来るが他の一つは Rc 66 にしか達せぬものが多く又 'soft spots' を示した。分析値は C 1.25-1.30, Mn 0.25-0.35, P 0.025, S 0.025, Si 0.15-0.25, Cr 0.05-0.15, ガス分析は次表の通り。

鋼 A		O	H	N重量%
抽出温度	推定酸化物			
1,960°F	FeO	0.00039	0.0020
2,200	MnO	0.00117	0.00005	0.0027
2,500	SiO ₂	0.00078	0.00015
2,900	Al ₂ O ₃ -Al Silicates	0.00784	0.00039	0.0007
	全量	0.01018	0.00059	0.0054
鋼 B		O	H	N重量%
抽出温度	推定酸化物			
1,960	FeO	0.00049	0.00012	0.0034
2,200	MnO	0.00194	0.0017
2,500	SiO ₂	0.00778	0.00012
2,900	Al ₂ O ₃ -Al Silicates	0.00972	0.00042
	全量	0.01993	0.00066	0.0051

BはAより酸化物の量多く、SiO₂は10倍も含む。即ち精錬中酸化激しく脱酸剤も多量を要し従つて脱酸反應物も多く含む様になる。鋼が不純物を含まぬ様にするには精錬前、装入の形及熔落期が重要なファクターである。又Bに於ては酸化物の分散が不均一でその爲Cの均一性を妨げて 'soft spots' を示した。H、Nは兩試料共等しく、且Hは最高抽出温度で大部分、又Fe、Mnの窒化物は低温で殆んど大部分解離してゐる事が分た。

例 II. S: 鎮靜鋼の二つの試料を同一板より取たが一つは nick-break test に於て良好な結果を示し他の一つは貧弱な結果を與へた。成分は C 0.14%, Mn 0.40%, Si 0.21%, S 0.028%, P 0.018%, Cu 0.13%, Ni 0.088% フェロマンガンを爐中に加へ、鍋にフェロ

試料 No. 1 (良)

抽出温度	推定酸化物	O	H	N
2,000°F	FeO	0.00086	0.00004
2,200	MnO	0.00634	0.0005
2,500	SiO ₂	0.00374
2,900	Al ₂ O ₃	0.00374	0.00014	0.0025
	全量	0.01468	0.00018	0.0030

試料 No. 2 (不良)

抽出温度	推定酸化物	O	H	N
2,000°F	FeO	0.00061	0.00004	0.0011
2,200	MnO	0.00730	0.00004
2,500	SiO ₂	0.00381	0.0006
2,900	Al ₂ O ₃	0.00113	0.00028	0.0050
	全量	0.01541	0.00036	0.0067

シリコンを加へて鎮靜, Al は加へず、此の鋼塊を 2" 板に壓延ガス分析結果は表に示せる如し。

O 中 MnO として含まれる部分が多いが、フェロマンガン添加後反應生成物が残留したもと思はれる。H、N を No. 2 は No. 1 の倍も含むが H、N が白點又は毛割れ、脆性の因となる事から考へて、No. 2 の不良なるは之に因るもと思はれる。

例 III. 電氣爐製プロペラ材の同一組成の 2つの板から試料をとつて分析した。熔接性を測る爲原子状水素トーチに當てる所謂 "flame torch test" を行つた所兩者に差があり、分析の結果次表の如く良熔接性の鋼はスフェロイド構造を有し O、N、Al₂O₃ 低く Al 高きものなる事が分た。

試料 No. 1 (良)

C	Mn	Si	S	P	Cr	V	O	H	N	Al	Al ₂ O ₃
0.26	0.60	0.35	0.017	0.019	0.92	0.22	0.0049	0.0003	0.005	0.050	0.016

試料 No. 2 (不良)

C	Mn	Si	S	P	Cr	V	O	H	N	Al	Al ₂ O ₃
0.29	0.60	0.33	0.016	0.018	1.00	0.22	0.009	0.0002	0.014	0.035	0.026

例 IV. Mn-Si-Mo 鋼 (coal cutter bits 用) に就き衝撃試験をして脆性を調べた次でガス分析を行つた所、Al₂O₃ 及窒化珪素の形で含まれる N の量をより多く含む No. 1 が脆い事が分た。製鋼法と併せ考へるなら脱酸剤投入より出鋼迄の時間が大切で、之が短いと脱酸生成物たる酸化物が鋼液中に入り切らず鋼中に残るものが増加する。脱酸剤として Si を用ふる時は (フェロシリコンとして)、N を窒化珪素として多量鋼中に残留せしめる。窒化珪素は 2,800°F で解離するから窒化珪素としてある N は 2,900°F で抽出した。脱酸後成生する酸化物の種類、量及之の脱除は真空熔融抽出法で確められる。脱酸剤の種類、脱酸剤添加から出鋼迄の時間が所期の性質の鋼を得るに重要な素因となる。

	C	Mn	S	P	Si	Mo
試料 No. 1	0.645	0.78	0.012	0.016	2.10	0.22
No. 2	0.591	0.78	0.012	0.016	1.86	0.23

試料 No. 1 (不良)

抽出温度	推定酸化物	O	H	N
1,900°F	FeO	0.00081	0.00003	0.0014
2,200	MnO	0.00054	0.00010	0.0014
2,500	SiO ₂	0.00136	0.00007	0.0009
2,900	Al ₂ O ₃	0.00434	0.00010	0.0057
	全量	0.00705	0.00030	0.0094

試料 No. 2 (良)

抽出温度	推定酸化物	O	H	N
1,900	FeO	0.00122	0.00004	0.0005
2,200	MnO	0.00092	0.00004	0.0016
2,500	SiO ₂	0.00092	0.00011	0.0016
2,900	Al ₂ O ₃	0.00275	0.00007	0.0037
	全量	0.00571	0.00026	0.0074

例 V 同一組成同一處理のスプリング鋼で 1/2" 徑のものを 500 磅プレス上で破壊試験をして見た所優劣の差著しく、分析の結果劣等の No. 1 はガス及酸化物を多重に含む事が分た。

例 VI 不銹鋼 4つの中 3つはミルカーバイド溶液處理をし、No. 4 は僅かに冷間壓延を施した。普通の熱分析では各試料の點蝕の差違を説明する事が出来なかつたのでガス分析に附した結果次表の如く腐蝕試験に於て抗蝕性の大きい No. 1, No. 2, は No. 3, No. 4 スプリング: 1,650°F に加熱、空冷、1,500-1,525°F. に再熱、Houghton No. 2 焼入油使用 800°F で引く。

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Vnil.
試料 No. 1	0.90	0.41	0.024	0.036	0.08	0.13	
No. 2	0.87	0.40	0.024	0.037	0.09	0.03	nil.
試料 No. 1 (不良)							No. 2 (良)
FeO		0.0036			0.0055		
MnO		0.0024			0.0041		
SiO ₂		0.0025			0.0017		
アイゾット	37.0				67.0		
ロツクウエル	56.5				56.5		

試料 No. 1,		試料 No. 2					
抽出温度	推定酸化物	O	H	N	O	H	N
1,960°F	O ₂ , FeO	0.00908	0.000936	0.00590	0.00259	0.000016
2,149	MnO	0.01259	0.000855	0.00169	0.00246	0.00023
2,410	SiO ₂	0.01945	0.000842	0.00212	0.00621	0.000016
2,860	珪酸アルミ	0.02404	0.000536	0.00853	0.01200	0.000143	0.00245
3,000	Al ₂ O ₃	0.03060	0.000324	0.00908	0.01030	0.000115	0.00338
	全量	0.09576	0.004293	0.02732	0.03356	0.000290	0.00606

より全 O 量が多いのみならず Cr₂O₃ としての O 及之と同温で解離する窒化クロウムとしての N が多い事に注目すれば粒子の表面に酸化物窒化物の膜を造て腐蝕に對する抵抗を増すものと考へられる。(I)

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Ti
試料 No. 1	0.06	0.41	0.016	0.009	0.41	10.55	18.75	
No. 2	0.065	0.43	0.018	0.011	0.39	9.00	18.42	
No. 3	0.05	0.49	0.017	0.014	0.36	9.27	18.15	0.13
No. 4	0.09	0.48	0.016	0.010	0.45	8.97	17.92	

試料 No. 1

抽出温度	推定酸化物	O	H	N
2,100°F	FeO	0.0026
2,400	MnO, SiO ₂	0.00186	0.00008	0.0039
2,600	SiO ₂	0.00445	0.00013	0.0072
2,900	Cr ₂ O ₃	0.00445	0.0202
	全量	0.01076	0.00022	0.0339
	點蝕	重量減 4.8mg		蝕點數 2

試料 No. 2

2,100	FeO	0.00005	0.0064
2,400	MnO, SiO ₂	0.01840	0.00010	0.0150
2,600	SiO ₂	0.00490	0.00031	0.0172
2,900	Cr ₂ O ₃	0.00612	0.0350
	全量	0.02942	0.00046	0.0736
	點蝕	重量減 6.9mg		蝕點數 7

No. 3

2,100	FeO	0.00010	0.0090
2,400	MnO, SiO ₂	0.00129	0.0008
2,600	SiO ₂	0.00258	0.00005	0.0068
2,900	Cr ₂ O ₃	0.00258	0.00021	0.0082
	全量	0.00645	0.00036	0.0248
	點蝕	重量減 99.6mg		蝕點數 59

No. 4

2,100	FeO	0.00005	0.0044
2,400	MnO, SiO ₂	0.00085	0.0007
2,600	SiO ₂	0.00297	0.0022
2,900	Cr ₂ O ₃	0.00170	0.00021	0.0052
	全量	0.00552	0.00026	0.0125
	點蝕	重量減 140.7mg		蝕點數 110

含銅鑄鋼の性質 (Greenidge C. G. and Columbus C. H. Ohio, Transactions American Foundrymen's Associations, Sep. 1939, No. 1 p. 229.) 鋼が鋼に含まれると鋼に析出硬化性を

與へ、この作用は鑄鋼の抗張力、降伏點及硬度を増加する。Cu は平衡状態に於ては 0.35% 地鉄中に固溶する。この固溶した地鉄が、強さを増加する要素となる。

本論文は熱處理された普通合銅鑄鋼及低合金合銅鑄鋼の機械的性質に及ぼす Cu 2.4% 迄の影響に就て論議されて居る。低合金合銅鑄鋼とは V, Ti, Al, Mo, Cb, Zr, Cr, Si, Mn を 1 或は 2 元素以上含むもので、Si 及 Mn は普通鑄鋼よりその含有量が大い。以下その結果に就て述べる。

(I) 普通合銅鑄鋼 普通合銅鑄鋼及低合金鋼は酸性或は鹽基性ライニングされた高周波誘導電氣爐のいづれかで熔解された。

これから抗張力試験片及アイゾット試験片を採取した。今 1,600~1,650°F で 1 時間焼鈍された合銅鑄鋼の機械的性質を見ると、0.5% 以下の Cu 添加は機械的性質に大した影響を及ぼさぬが Cu 含有量が 0.5~1.30% 増加すると、抗張力、降伏點、硬度は寧ろ急増し、延伸率、断面收縮率衝撃値は徐々に減少する、1.30% から 2.40% 増加する事に依て性質の僅かの變化が得られる。機械的性質と硬度の最大値は 2.0% Cu で最大値に達する。

充分焼鈍された試料は析出硬化の現象は表はれない。

これは疑ひもなく焼鈍温度からの冷却が極めて徐々である爲に地鉄に過飽和に溶け込んで居る固溶體を作るに充分な Cu の量が存在し得なかつた爲であつて、合銅鑄鋼を充分焼鈍する際の特徴である。

焼準及焼準後焼戻された合銅鑄鋼では、0.50% 以下の銅含有量では機械的性質に殆んど影響を及ぼさぬ事を示す。0.5% 以上 2% 迄の Cu 含有量では抗張力、ブリネル硬度を急に増加するが延伸率、断面收縮率衝撃値は Cu の増加と共に徐々に減少し、2% 以上では Cu の増加と共に強さの増加が少ない。焼準化された状態に於ては Cu は地鉄中に過飽和固溶體として溶け込んで居る。

然るに充分焼鈍された鑄鋼に於ては Cu は、Cu の地鉄に溶け込む固溶限度以外の過分のものは析出硬化に對する臨界大きさ以上の大きい粒に結合して居る。焼準状態に於て、過飽和に溶け込んだ Cu は、析出硬化に對する臨界粒度以上の大きさ析出して居る場合より地鉄を強くする。故に單に焼準した合銅鑄鋼中の Cu は充分焼鈍した鋼よりも特徴を有する譯である。0.35% 以上の Cu を含む焼準鋼は Cu が地鉄中に過飽和に固溶するので容易に析出硬化する。焼準後 930°F で 3 時間析出硬化させると 0.50~1.75% Cu の範囲内では、抗張力、降伏點が各々 16,000 及 20,000 *lbs/in*² 増加し、最大効果は約 1.25% Cu の處で得られる。抗張力、降伏點の増加する一方断面收縮率、延伸率の相當な減少、衝撃値の約 50% の減少を伴ふ。析出硬化は Cu 1.25% 以上では減少し實際的には Cu 2% 附近で消失する。有效析出硬化温度範囲は 800~1,100°F 間で 800°F 及 800°F 以下で最大析出硬化を生ずる時間は約 25 時間であるが、この保持時間は 950°F で約 2~3 時間、1,050°F では 1/2~1 時間に減少する。

焼準合銅鑄鋼の無比の特徴は、高温に於ける降伏點が高い事であり且又焼戻温度を適當に變化する事に依て種々の機械的性質を得る事である。

(II) 低合金合銅鑄鋼 V, Ti, Al, Mo, Cb, Zr, Cr の各々一元素を含む合銅鑄鋼の充分焼鈍されたものの機械的性質は、Mn, Si, Cr V のみはその含有量に依て抗張力を増加し、添加元素の最も大なる

効果は靱性及衝撃抵抗の増加である。

V, Ti, Al, Zr, Cr は靱性及衝撃値を増加する様に見えるが、1.2% 含銅鑄鋼に於て Mn 1.2% 以上は靱性及衝撃値を減ずる。Cb も亦減ずる。

焼準後焼戻された低合金含銅鑄鋼に於ては、Cu, V, Ti, Al, Mo 又は Cr を含む鋼は普通の含銅鑄鋼よりも等しいか又は多少大なる抗張力と明かに良い衝撃抵抗を有する。加ふるに V, Ti, Al は降伏点を上昇する。

Cb は著しく降伏点を増加したが靱性及衝撃抵抗を低下した。

焼準、焼準後焼戻された含銅鑄鋼に 0.05% から 0.10% 加へると、降伏点及衝撃抵抗を増加する Mn-Cu 鋼に 0.2% Ti を添加すると降伏点を増加するが、アイゾット及靱性を多少減ずる。次に Si と Mn を含む焼準含銅鑄鋼の性質は、普通の Mn 含有量を有する低炭素含銅鑄鋼に 1% 迄 Si は餘り影響を及ぼさぬが Mn 1.00~1.20% 含む鋼は抗張力及降伏点を上昇する。過剰の Si 及 Mn は析出硫化に對する銅鋼の反應に影響を及ぼさぬ。

焼準された Cu-Mn-Ti 鑄鋼に於て、Cu と Mn は抗張力及降伏点を上昇する爲に添加する。Ti は高 Mn 鋼の空氣焼入性によつて起る降伏点、靱性、衝撃抵抗の向上に對する傾向を減少する事が知られて居る。(T. T.)

高構造用鋼の強度に及ぼす少量の Cu の影響 (Houdremont, E. Archiv für das E. H. W. Sept. 1939) ドイツの高構造用鋼 St 52 は Cu を 0.55% 含有して居り其他の鋼でも大抵 0.3~0.4% の Cu を含有して居る最初 Cu は珪素構造用鋼の大氣中に於ける耐蝕性を増加する目的に使用され相當効果があつた爲め更に他の種の構造用鋼に加へてその降伏点及抗張力に及ぼす影響を調べた Cu はフェライト固溶體の強度を高め變態点を移動せしめ析出硬化を起さしむ α 固溶體に溶け込む Cu の量は約 0.5% で他の元素があるところの溶解度を減少せしむ、J. Welter 氏は Cu はフェライトの抗張力降伏点及伸を高めると稱して居るが實際に試験した結果は出して居らぬ C. S. Smith, W. Palmer の兩氏及 C. E. William C. H. Lorig の兩氏等は Cu は固溶體の強度を高めるが大した事はないと云て居る、此等の人の用ひた試料は極軟鋼で C 0.05~0.08% 及 C 0.016~0.028% の純鐵に近いもので Cu 0.5% の添加で抗張力 2~3 kg/mm² 降伏点 2~3 kg/mm² の上昇を見た程度であつた然しこの實驗に用ひた試料の C 以外の成分が發表されて居らぬから正確な證明にはならぬ、Cu の添加による變態点の移動は極く少いもので W. Radelker に依ればパーライト變態点は Cu 1% の添加で約 10° 低下する、焼入硬化性は H. Bennek によれば Cu 0.2% の添加により明に増加し共析炭素鋼の焼入深度も高まる。

1900 年頃から含銅鋼は盛んに研究され W. Lipin G. Dillner P. Brenil. K. L. Zeyen H. Mehl K. G. Lewis. H. Bennek C. S. Smith W. Palmer の諸氏の試験結果に依ると C 0.2% 以下 Mn 0.7% 以下の軟鋼では Cu 0.5% 迄は殆んど影響がなく 2~3 の場合抗張力及降伏点が 1~2 kg/mm² 増加したが靱性は多少減少したこれ等の試料を種々の臨界冷却速度で熱処理したが組織は何等變らなかつたが冷却速度を増すにつれ抗張力、降伏点増加し伸、絞が低下した、Cu 0.08~0.24% 加へた C 0.24% Cr 0.38~0.91% Mo 0.30% の Cr-Mo 鋼に於ては焼入状態に於て抗張力、降伏点は約 10 kg/mm² 上昇し 600°C で焼戻後は僅か 2 kg/mm² 程度の上昇である Cu は空冷で低合金鋼を硬化せしめる作用があり Cu 0.6% で極軟鋼の抗張力

降伏点を 1~2 kg/mm² C 0.11~0.17% の軟鋼では 2.8~3.6 kg/mm² C 0.37~0.43% のものでは 3.8 kg/mm² 上昇せしめるこの場合 Si, Mn, Ni, Cr, Mo があればこれ等は何れも Cu のこの作用を更に強める。C. E. William 氏の試験に依ると C 0.1% Cr 1% の鋼に Cu を 0.5% 加へると伸、絞を減少せしめず抗張力、降伏点を 3.5 kg/mm² 上昇せしめられる、J. A. Jones の試験結果では C 0.3% Mn 0.5% Cr 0.65% の鋼が Cu 0.5% の添加により 2~1 kg/mm² の降伏点抗張力が増加し Cu 0.5% 以上 1% 迄更に増加した。

C 0.23% Mn 0.67~1.53% Mo 0.14~0.17% の Mo 鋼は Cu 0.5% 迄の添加では何等變化がなかつた。

著者の St 52 の構造用鋼 330 種に就て試験した結果では厚さ 5~50 mm に壓延したものは Cu が増加するにつれ抗張力が高まつたが降伏点は變らず伸びは減少を示した。

C 0.16~0.18% Si 0.4~0.6% Mn 約 1.5% の Mn 鋼に Cu を 0.2~0.8% 添加した厚さ 6~12 mm に壓延、焼準し抽焼入、焼戻した試験材の組織は Cu 0.19% から 0.45% になるとパーライトの縞が次第に減少し Cu 0.78% になると完全に變化する Cu 0.45% 迄は強度に影響がない、降伏点が約 10 kg/mm² 上昇するが厚さ 6 mm の鉄では變化がない、Cu 0.78% では抗張力約 10~15 kg/mm² 上昇する C 0.17~0.18% Si 0.37~0.52% Mn 0.91~1.25% Cr 0.30~0.6% の Mn-Cr 鋼に Cu を 0.15~0.45% 添加した結果は徐冷した場合に於て Mn 0.9% 程度の比較的軟いものは Cu が入ると抗張力及降伏点が低下したが Mn 1.26% 程度の硬いものは降伏点が上昇を示した、伸、絞、衝撃値は何れも殆んど變化がなかつた。

次に 800°C で鍛造し 1,050, 950, 900, 850°C の各温度で焼準したものを 400~650°C で焼戻の試験を行つた處比較的軟い Mn 鋼では強度に殆んど變化が見られなかつたが只降伏点のみが、多少上昇し焼戻温度 403°C 迄がこの上昇程度大で 500°C で最高値に達した硬マンガン鋼では焼戻により組織及性質が明に變化した。

この際 Cu も影響を及し軟 Mn 鋼では Cu を含むものは焼戻により降伏点著しく高まり硬 Mn 鋼では各焼戻温度で抗張力、降伏点高まり靱性は低下した、Mn-Cr 鋼では焼戻による變化は極く少かつた次に平爐鋼の大型試料に就て以上の試験を行つた試験材は C 0.16~0.17 Si 0.33~0.45 Mn 1.26~1.42 P 0.010~0.029 S 0.020~0.023 Cu 0.15~0.39 の 130 mm 角の鋼片を 50 mm 角の小鋼片に壓延し更に徑 20 mm の丸棒にしたものを用ひ壓延方向に引張及衝撃試験片を鋼片の心部及外周部より採取した、130 mm 角の鋼片の外周部心部の何れに於ても Cu の添加により降伏点が約 1~1.5 kg/mm² 上昇を示し 50 mm 角のものでは外周部に於て降伏点が約 4 kg/mm² 高まつた、徑 20 mm の丸棒に於ても Cu の添加により降伏点が上昇した。(K)

オーステナイト・Cr Ni 鋼の粒間腐蝕に對する V の作用 (Riederich G. u. Hoch, G. St. u. E. 11, Jan. 1940, S. 30) 表題の作用に關しては 2 種類の見方がある。其の一は V が Ta, Nb, Ti と同様に炭化物生成元素として作用すると云ふ考へ方で、其の二は V がフェライト生成元素として粒間腐蝕作用を爲すと云ふ考へである。V は相當強力な炭化物生成元素であるのみならず、ループを作る合金元素である。即ちフェライト生成元素であるから、上述 2 種の何れの見方が正しいかを明かにするために次述の試験を行つた。

V が炭化物生成元素として粒間腐蝕に與へる影響を検知するため 17~18% Cr の Cr Ni 鋼に V を添加して試験を行つた。此の場

第 1 表 1,050°C で加熱後空冷しフェライトを有せざる試験片の成分, 機械的性質及粒間腐蝕

鋼	C %	Cr %	Ni %	V %	降伏点 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸		1,050°C より空冷後加熱せるもの 粒間腐蝕					ガス溶接せるもの 粒間腐蝕
							l=5d%	l=10d%	1h 500°C	1h 600°C	1h 600°C	1h 600°C	1h 700°C	
1	0.10	17.91	10.24	0.76	31.8	63.4	58.4	51.8	粒間腐蝕無し	粒間腐蝕を完全に起す	同	同	粒間腐蝕強し	継目から 10~15mm 距離の所は略完全に 粒間腐蝕を起す。
2	0.11	17.35	9.20	1.04	28.3	62.1	59.1	53.9						
3	0.13	18.05	9.95	1.32	31.3	64.4	57.8	48.1						
4	0.09	17.68	10.60	2.12	29.5	62.1	52.2	43.0						
5	0.10	17.37	12.41	2.32	32.1	61.8	50.2	41.8						
6	0.12	17.35	14.05	3.01	30.0	60.8	49.6	39.9						

第 2 表 1,050°C より空冷し, フェライトを有する試験片の成分, 機械的性質, 組織及粒間腐蝕

鋼	C %	Cr %	Ni %	V %	降伏点 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸		フェ エ組 織 イ%	1,050°C より空冷して加熱せるもの 粒間腐蝕の程度						ガス溶接状態 に於る腐蝕
							l=5d %	l=10d %		1h 500°C	1h 600°C	10h 600°C	50h 600°C	1h 700°C	1h 700°C 1h 600°C	
7	0.10	18.95	8.83	1.15	37.6	66.9	47.9	40.2	15	無	完	幾分	少し	無	無	継目より10~ 15mmの箇所 は略完全に腐 蝕す。
8	0.10	18.76	8.80	1.82	43.7	69.5	42.4	33.6	25	無	略完	無	無	無	無	
9	0.12	18.09	8.94	2.40	44.8	67.6	41.5	31.9	30	無	略完	無	無	無	無	

(完は完全に粒間腐蝕を起すの意)

合フェライトの生成を避けるために V 含有量 0.5~1.5% の鋼に對しては Ni を 9~10% とし, V 1.5% 以上のものに對しては之に應じて Ni を多くした。(第 1 表参照) Mn 含有量は 0.44~0.55%, Si は 0.31~0.6% である。引張試験及組織の検査は 1,050°C に均熱してから空冷せるものに就て行たのである。(第 1 表参照) 降伏点は V を添加することに依り一般の 18.8. Cr-Ni 鋼より幾分高くなつたが, 抗張力は V の影響を受けず, 伸は V 1.5% の鋼に於て少しく低下した。組織は完全なるオーステナイト組織となつた。

粒間腐蝕に関する試験は厚さ 3mm の試験片を上記熱処理を施したる後更に 600~700°C で加熱したものを, 及ガス溶接せるものものを, 硫酸を含有する硫酸銅溶液に沈漬してその腐蝕を検した。その結果 V を添加することによつて粒間腐蝕の傾向が何等影響されないことが確められた。V 含有量最高 (3.00%) で C:V=1:25 になつて居る所の鋼 6 が, V 0.76% で C:V=1:7.6 の割合になつて居る鋼 1 と殆んど同程度に強く腐蝕せられた。又ガス溶接せる試片は全部継目より 10~15mm 離れた部分が略完全に粒間腐蝕を受けた。この事實より結論すれば添加量 3% 以下に於ては V はオーステナイト Cr-Ni 鋼の粒間腐蝕に對し炭化物生成元素として何等腐蝕的作用をも爲さないと云ふことになる。

次に V がフェライト生成元素として粒間腐蝕に影響するかどうかを試験した。試験用鋼は約 18% Cr, 8% Ni のものに V を 1~2.5% 添加せるものを選んだ。此の鋼中の Mn は 0.36~0.47%, Si は 0.41~0.49% である。(第 2 表参照) 而して全ての試験片はフェライト組織を有し且 V 添加量多くなるに従つてフェライトも増加した。フェライトが有るために第 1 表に示すオーステナイト鋼の V 同含有量のものに比し降伏点は高くなり, 伸は小さくなつた。V を含有する Cr-Ni 鋼中のフェライトは純 Cr-Ni 鋼中のフェライトと同様に引張強度に影響するものである。

腐蝕試験結果 (第 2 表参照) から次のことが云へる。即ち V を含有する Cr-Ni 鋼でフェライト組織を有するものは, V を含有するオーステナイト鋼よりも粒間腐蝕少く且フェライト組織の多い程腐蝕の傾向が減ぜられる。最も強く腐蝕せられたのは 600°C で 1hr 加熱したものである。加熱時間を延長し例へば 600°C で 50hr 加熱せる場合は腐蝕に對して安定となつた。又高温で加熱した場合も之と同様の結果となつた。以上の事實から V はフェライト生成元素として粒間腐蝕に對して之を防止する作用を爲すのであると云ふことが出来る。(F. K.)