

録

1) 製鐵原料

低溫に於ける磁鐵鑛の還元 (觸媒の影響) (G. C. Willams and R. A. Ragatz; Ind. Eng. Chem. vol. 28, 130, 1936) 前報に於て (Ind. Eng. Chem. vol. 24, 1397, 1932) 著者は鐵鑛を固體炭素質で還元する際に Na_2CO_3 が著しく接觸作用を示す事を報じた。今回の報告は其後の経過で次の三項である。

- (1) 多種の化合物の影響
- (2) アルカリ及アルカリ土金屬の炭酸鹽の添加濃度と接觸的效果の關係
- (3) Na_2CO_3 の觸媒效果の持續性 (文献、岩瀬、福島、齋藤「金屬の研究」val. 8, June 20, 1931)

實驗方法 前報通りであるが唯還元用レトリトを太くして 1" とした。實驗條件は試料は Lake champlain 磁鐵石、還元剤は特に斷はらない限り冶金コークス、鑛石と炭素材の混合比は 2:1 (重量)、還元温度 900°C、還元時間 3 時間半、還元率%は 金屬鐵量%/全鐵量% $\times 100$ で表す。又各種金屬化合物の效果比較の爲に還元剤と化合物中の金屬との重量比は常に 20:1 にした。但し 2 種の金屬を含む化合物では此の割合は一方の金屬のみを採つた。例へば Na 化合物としての Na_2CrO_4 では "20:1" は炭素還元剤と Na の比を用いた。

諸種の觸媒の效果。(第 1 表参照) 實驗値の再現性はある程度使用觸媒に依存す。 K_2CO_3 での 8 回の實驗では還元率は 93.5~99.9 で平均値 95.9 に對し平均偏差 1.7% である。又無觸媒のコークスでは 9 回の實驗で 2.96~5.22 で、平均値 4.10 に對し平均偏差 0.84% である。

第 1 表 固體炭素材の存在に於ける磁鐵鑛の還元

化合物	觸媒の重量比%		還元率 %	實驗回数 (この平均値をとる)
	還元剤混合物中に於ける	全混合物中に於ける		
(Al) Al_2O_3	8.63	3.05	3.88	2
(Ba) $Ba(C_2H_3O_2)_2 \cdot H_2O$	9.06	3.22	30.0	6
$EaCO_3$	6.70	2.34	8.00	5
$BaCrO_4$	8.44	2.98	3.56	2
$Ba(OH)_2 \cdot 8H_2O$	10.30	3.69	63.3	3
$Ba(NO_3)_2$	8.69	3.07	30.5	6
$BaC_2O_4 \cdot H_2O$	20.3	7.81	15.76	4
BaO	5.28	1.82	42.6	6
$BaSO_4$	7.84	2.75	27.6	6
(B) H_3BO_3	22.2	8.65	18.7	2
(Ca) $Ca(C_2H_3O_2)_2 \cdot H_2O$	18.0	6.81	33.1	3
CaC_2	7.40	2.60	5.16	2
$CaCO_3$	11.10	3.99	16.10	8
$CaCrO_4 \cdot 2H_2O$	19.36	7.40	15.2	3
$Ca(OH)_2$	8.47	2.99	16.83	2
$Ca(MO_3)_2 \cdot 4H_2O$	22.8	8.95	18.1	3
$CaC_2O_4 \cdot H_2O$	15.41	5.72	10.75	4
CaO	6.54	2.28	15.68	3
$Ca_3(PO_4)_2$	11.61	4.12	3.81	2
$CaSO_4 \cdot 2H_2O$	17.7	6.69	5.70	1
$CaSO_4$	14.54	5.37	10.51	2
(Cr) $Cr(OH)_3$	9.02	3.20	6.53	2
Cr_2O_3	6.82	2.38	4.43	2
(CO) $COCO_3$	9.24	3.28	4.22	2
CO_2O_3	6.57	2.29	4.30	2

(Cu) CuO	8.42	2.97	5.46	2
(Li) $LiC_2H_3O_2 \cdot 2H_2O$	42.4	19.7	31.45	4
Li_2CO_3	21.0	8.15	14.57	4
$LiOH$	14.7	5.43	22.3	2
$Li_2C_2O_4$	26.8	10.90	22.9	2
$Li_2SO_4 \cdot H_2O$	31.6	13.35	14.2	2
(Mg) $Mg(C_2H_3O_2)_2 \cdot 4H_2O$	30.6	12.80	2.92	2
$(MgCO_3)_4 > 5H_2O$	16.65	6.24	2.23	2
$Mg(OH)_2$	34.55	14.96	4.79	2
$Mg(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$	7.65	2.69	5.08	2
MgO	33.6	14.45	3.06	2
$MgSO_4 \cdot 7H_2O$	9.47	3.38	2.63	2
(Mn) $MnCO_3$	7.34	2.57	10.51	2
MnO_2	8.11	2.86	0.67	2
(Mo) $MoO_3 + Ag(85\%M. O_3)$	8.43	2.98	0.70	2
$(NH_4)_6Mo_7O_{24} \cdot 4H_2O$	6.58	2.30	0.85	2
(Ni) Ni_2O_3	11.14	4.01	99.4	2
(K) $KC_2H_3O_2$	11.35	4.09	94.7	2
$KHCO_3$	8.12	2.86	95.9	8
K_2CO_3	8.70	3.08	73.0	4
KCl	11.03	3.97	96.3	2
K_2CrO_4	15.82	5.90	96.5	4
$K_2Cr_2O_7$	7.69	2.70	94.5	2
KCN	12.31	4.47	96.8	2
$K_2F_6(CN)_6$	12.35	4.48	6.75	2
K_2SiF_6	7.70	2.71	97.6	2
$KOH + Ag$	10.55	3.78	96.4	2
$K_2C_2O_4 \cdot H_2O$	16.81	6.31	96.8	2
$KMnO_4$	8.30	2.93	44.6	2
K_2PO_4	10.02	3.67	97.1	2
K_2SO_4	5.10	1.76	2.87	2
(Ag) Ag_2O	—	—	43.7	1
(Na) Metal	22.80	8.98	80.9	2
$NaC_2O_3O_2 \cdot 3H_2O$	29.3	12.13	9.85	2
$Na_2B_2O_7 \cdot 10H_2O$	15.49	5.74	78.8	2
$NaHCO_3$	10.33	3.70	73.5	16
Na_2CO_3	11.30	4.07	34.6	4
$NaCl$	20.3	7.81	73.8	3
$Na_2CrO_4 \cdot 4H_2O$	9.65	3.43	80.4	2
$NaCN$	8.37	2.96	18.5	4
NaF	8.42	2.97	76.8	2
$NaOH + Ag$	12.71	4.63	73.3	5
$Na_2C_2O_4$	21.6	8.40	14.8	4
$Na_2PO_4 \cdot 12H_2O$	13.40	4.90	73.6	2
Na_2SO_4	10.90	3.82	30.65	2
(Sr) $Sr(C_2H_3O_2)_2 \cdot 1/2 H_2O$	7.78	2.73	8.01	2
$SrCO_3$	13.18	4.81	16.75	2
$Sr(OH)_2 \cdot 8H_2O$	10.79	3.87	15.01	2
$Sr(NO_3)_2$	9.95	3.55	19.42	2
$SrC_2O_4 \cdot H_2O$	5.59	1.93	8.63	2
SrO	9.50	3.38	14.81	2
$SrSO_4$	7.70	2.70	2.94	2
(Ti) TiO_2	9.15	3.25	1.44	2
(Zr) $ZrSiO_4$ (天然鑛石)				

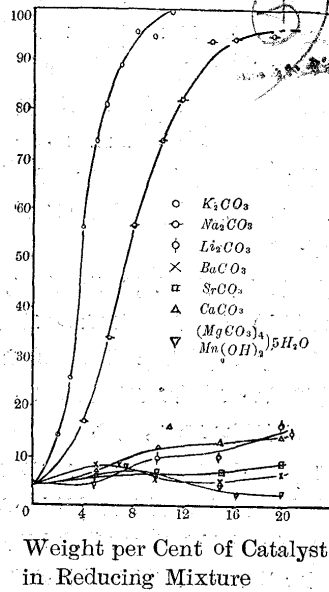
其 他

コークス混合物 (添加物なし)	4.10	9		
堅木 (Hardwood) より木炭 (添加物なし)	52.9	8		
堅木質の木炭 ($CaCO_3$ 添加)	11.10	3.99	37.6	6
" (Na_2CO_3 添加)	10.33	3.70	99.0	2
" ($BaCO_3$ 添加)	6.70	2.34	48.03	6

第 1 表に依れば 14 種の K 化合物の内 11 種は還元率が 94.5%~99.4% で唯 K の鹽化物、磷酸鹽の效果は大分落ち、弗珪酸鹽は殆ど效加無し。 Na 化合物の場合も K に於けると類似で 12 種の内 8 種は 73.3%~80.9% の還元率を示すが鹽化物、弗化物磷酸

鹽、硼酸鹽の順に効果が落ちる。尙金屬 *Na* を混合した時は平均還元率は 43.7% である。73.3%~80.9% を示す *Na* 化合物は、94.5~99.4% を示す *K* 化合物と同型で、且つ鹽化物、燐化物に於る接觸効果低下も兩者相似である。*Li* 化合物の効果は最高 31.4% (醋酸鹽) で *Na*, *K* 化合物より遙に低い。*Ba* の化合物では最高の還元率は水酸化物の 63.3% で、酸化物 (42.6%) が之につき、醋酸鹽、硝酸鹽、硫酸鹽は 30% 附近、蓆酸鹽は 15.8% に過ぎず。炭酸鹽、クロム酸鹽は殆ど作用無し。*Ca*, *Sr* の化合物では醋酸鹽を除いては 20% 以下の値を示し就中安定な化合物 (炭化石灰、燐酸石灰等) は可無視的效果である。*Mg* 化合物還元率 6% を出ない。*Al*, *B*, *Cr*, *Cu*, *Mn*, *Mo*, *Ni*, *Ag*, *Tl*, *Zr* の化合物 (主として酸化物) では *MnO₂* (10.51%) 以外は負効果を示す。尙コークスの代りに堅木よりの木炭に於ては無添加の場合は 52.9% でコークスよりも遙に良い。此の時には炭酸バリウムは無作用で炭酸石灰は負効果を示す。然し炭酸ソーダは効果著大で殆んど完全に還元する。木炭自身の高度還元率は木炭中のアルカリ化合物と木炭より發生する炭化水素の影響であらう。

第 1 圖 アルカリ及アルカリ土金屬の効果



アルカリ及アルカリ土金屬の炭酸鹽の濃度の影響

(第 2 表及第 1 圖參照) 炭酸鹽の内では効果の大なるものは *Na₂CO₃* と *K₂CO₃* だけであり就中後者が著しい。又兩者共還元剤中の觸媒量が夫々大體 10% 及び 16% 以上になると金屬鐵は左程増加しない。(以上實驗條件は鐵石とコークスの重量比 2:1, 還元は 906°C にて 3 時間半)

Na₂CO₃ に關する研究續報

(1) *SiO₂* の影響 *SiO₂* の影響を決定する爲磁氣分離によつて gangue を除いた試料を調製して *Na₂CO₃* を各種の配合比で實驗すると次表の如く分離集鐵すると還元率がよくなる。

還元剤混合物中の <i>Na₂CO₃</i> %	還元率 %	
	粉碎篩分けをしたままの鐵石	磁石を用ひて集鐵した鐵石
2	8.0	7.1
4	16.7	28.9
6	33.7	55.4
8	56.5	89.9

更に分離試料について還元剤混合物として 8% の *Na₂CO₃* 及び任意量の *SiO₂* を添加した結果 *SiO₂* は *Na₂CO₃* の効果を減少し且つ *SiO₂* の増量と共に甚しくなる。*SiO₂* が増量して *Na₂CO₃* を *Na₂SiO₃* に變化する理論値になると還元率は 31.2% に降る。理論値より 100% 過剰に *SiO₂* を加へると 13.8% となり本還元温度 (900°C) では少くも一部の *Na* は *SiO₂* と化合して比較的不活性な化合物となると思はる。

(2) 反應効果の持続性 磁氣分離鐵石を *Na₂CO₃* の初期濃度 6% と 8% の場合について實驗した。この時一度實驗した後被還元

第 2 表 アルカリ及アルカリ土金屬炭酸鹽の存在に於ける磁鐵鐵の還元 (還元剤はコークス)

化合物	觸媒の重量比%		還元率 %	實驗回数
	還元剤混合物中に於ける	全混合物中に於ける		
<i>BaCO₃</i>	5.00	1.72	7.62	2
	6.70	2.34	8.00	5
	10.00	3.57	5.30	2
	15.00	5.55	4.46	2
<i>CaCO₃</i>	20.00	7.69	6.43	2
	5.00	1.72	6.80	2
	10.00	3.57	11.89	2
	11.10	3.99	16.10	8
<i>LiCO₃</i>	15.00	5.55	12.33	2
	20.00	7.69	14.03	2
	5.00	1.72	3.93	2
	10.00	3.57	9.98	2
<i>(MgCO₃)₄ · 5H₂O</i> <i>Mg(OH)₂</i>	15.00	5.55	9.86	2
	20.00	7.69	16.09	2
	21.00	8.15	14.57	4
	5.00	1.72	5.55	2
<i>K₂CO₃</i>	10.00	3.57	6.50	2
	15.00	5.55	4.01	2
	16.65	6.24	2.23	2
	20.00	7.69	2.87	2
	2.00	0.67	13.97	2
	3.00	1.02	25.4	2
	4.00	1.37	56.0	2
	5.00	1.72	73.6	2
	6.00	2.08	81.0	2
	7.00	2.45	89.1	2
8.12	2.86	95.9	8	
9.50	3.38	94.5	2	
11.00	3.96	99.8	2	
<i>Na₂CO₃</i>	4.00	1.37	16.68	2
	6.00	2.08	33.7	2
	8.00	2.82	56.5	2
	10.33	3.70	73.5	16
	12.00	4.35	81.9	4
	14.00	5.15	93.6	2
	16.00	5.97	94.0	2
	19.00	7.25	94.7	2
<i>SrCO₃</i>	5.00	1.72	5.42	2
	7.78	2.73	8.01	2
	10.00	3.57	6.62	2
	15.00	5.55	6.93	2
	20.00	7.69	8.65	2

鐵石と混合還元剤を磁石で分離し非磁性残渣試料は温湯で抽出し、硫酸で全アルカリ量を滴定した。一度使用した混合還元剤をそのまま鐵石の新試料と合して第 2 回の實驗を行つた。結果は第 3 表に示す。これによれば混合物の還元能力は僅か 1 回の使用によつて (觸媒の消耗により) 激減する。

第 3 表 還元剤混合物中の *Na₂CO₃* の初めの量

新還元剤	6%	8%
還元剤混合物 1gr 中の <i>Na</i> の gr 數	0.02604	0.03471
還元率	55.4	89.9
還元後非磁性體 1gr 中の <i>Na</i> の gr 數	0.00464	0.00870
還元剤混合物 1gr 中の <i>Na</i> の gr 數	0.00464	0.00870
還元率	10.6	23.7
還元後非磁性體 1gr 中の <i>Na</i> の gr 數	0.00088	0.00220

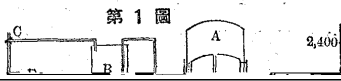
(Y. F.)

2) 耐火材、燃料及び驗熱

石炭の酸化性 (Oxidisability) (E. Stansfield, W. A. Lang 及び K. C. Gilbert, Fuel in Sci. & pract., 1936, 15, 12) 石炭をボールミル中で空氣の雰圍氣内で長時間絶えず粉碎し、其間に於て石炭が吸収する酸素の量を測定した。實驗は 30°C にて行ひ、ボールミル中で吸収消失した酸素量は酸素の貯槽から絶えず補給する。又ボールミル内の濕度は鹽化マグネシウムの飽和溶液の蒸氣を以て 32% の恒定値とした。

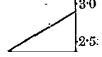
第 1 圖はその装置である。ここに

A, 酸素貯槽 B 及 H, 鹽化マグネシウムの飽和溶液 C, 三方栓 D, 壓力計 E, F, 水封 G, 恒温室 (30°C) J, ボイス (Boys) ガスメーター K, 油封 L, ボールミル室 (油封) M, ボールミル



第 1 圖

第 3 圖



第 2 圖は 6 種の石炭に就ての代表結果である。但し酸素吸収量 (cc) は 100g の無水、無灰炭の吸収せる乾燥空氣量 (cc) (30°C, 700 mm.Hg) を示せるもの、又吸収量 % は無水無灰炭についての吸収酸素の重量である。

第 2 圖で判る様に最初の 24 時間までは實驗結果又は不規則である。その原因は實驗條件がまだ一定化してゐない物であつて、特に有煙炭 (圖中 A, B 等) はメタン瓦斯を放出するから吸収量は却つて負の値となつてゐる。尙新鮮な石炭と貯藏した同じ石炭については大分異つた結果を與へるが其一例を第 3 圖に示してある。之より明なことは貯藏炭の酸化性は新鮮炭よりも弱くなつてゐる。尤も貯藏中に既に酸化が進んでゐるからではあるが。

第 4 圖は新鮮な石炭について長時間 (12 日間) 實驗を續けた一例である。これによると酸化の速度は最初の 2, 3 日の間で急に減少することが判る。

次表は實驗に供した全試料についての結果を總括して示したものである。但し此表で石炭階級 76~153 とあるのは固定炭素 76%、

るので、他の試料と反応の様式が格段に異なるのは恐らくその鐵分の接觸作用と思はれるから、之を確かめる爲にヤシ殻活性炭を鹽化第二鐵で處理して實驗して見ると果して、無煙炭の場合と同じ様な結果を得た。この様な實驗結果から従つて次の様な結論が出る。即ち [B] に示した酸化様式即ち CO_2 と CO が同時に發生する場合は鐵分の様な觸媒の存在の下でのみ起り、純炭素ならば CO_2 が直接生成する [A] 様式を行ふものである。然らばこの際觸媒の作用は何であるかと云へば恐らく表面酸化物の安定性を減じ、その爲に CO_2 と CO に分解が促進されるのであらう。所でこの様な表面酸化物の安定性は觸媒の無い時には高温度で起るものと考へられるのであつて Langmuir (Journ. amer. chemical soc., 1915, 37, 1,154) の結果を見ると $950^\circ C$ までは純炭素は [A] 型式のみを行ひ、漸次温度が上つて $1,430^\circ C$ 位になると更に [B] 型式によつて CO の生成が開始する。

(Y. F. O.)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

Mn に依る銑鐵の脱硫 (H. Wentrup, Archiv f. d. Eisenhuettenw. Mai 1936.) Mn による銑鐵の脱硫作用に對する C, Si, P の影響並に脱硫過程を論じた報告である。Fe 中に C の含有せられる時は Fe 中の Mn が炭化物となり従つて Mn の脱硫作用はそれだけ減ぜられるけれど、之と同時に Fe 中に Fe, Mn の炭化物存在せば Fe の S 溶解度が減ぜられる。結局は兩作用の差だけが實際上の脱硫作用として現れ、C は Mn の脱硫作用を助けることとなる。又 C は鑛滓の Fe, Mn 溶解度を減退せしめる。 $1,350^\circ C$ に於て實際銑中に入る Mn は最高 2% ならば、此の温度に於て Fe 中の S を 0.2% 以下と爲すことは不可能であらう。Si も亦脱硫能力を有す。之即ち C と同様 Fe の S 溶解力を低下せしめるからであらう。Si と C が同時に Fe 中に含有せられる時は更に脱硫作用が増加せられる。P も亦 Si と同じく著しき脱硫作用あるも Mn 含有量 1% 以下の場合には P の量を變化しても脱硫作用に對する P 量變化の影響が認められない。

$1,300^\circ C$ の低温に於ては Si の脱硫作用著しきも之は Mn 1.5% 以下の場合にして Mn 量多き時は P の方が脱硫作用が大である。2% P の銑に 0.5% の Si を添加しても Si の影響は認められない。

銑鐵の脱硫に關しては 3 つの區分に就いて研究しなければならない。即ち 1) 高爐の爐腹に於ける石灰及 Mn による脱硫、2) その後の Mn による脱硫、3) Mn の脱硫作用に對する他元素の變化の影響を研究しなければならない。爐腹に於ける脱硫は鐵と鑛滓間に於ける移動に歸着するものにして、此の際の鑛滓成分は平均 30~35% SiO_2 , 40~45% CaO , 2~7% MnO , 1~2% FeO , 1~2.5% S と Al_2O_3 及び MgO を含有し、その温度は $1,400\sim 1,500^\circ C$ である。H. Schenck によれば 40% CaO , 26% SiO_2 , 1% FeO , 2% S の鑛滓が、 $1,480^\circ C$ で 1.5% Mn の銑中の S を 0.081% とすことが出来る。この値は FeO , SiO_2 が多ければ大きくなる。上の成分の鑛滓にては CaO の脱硫作用は SiO_2 及び特に FeO のために害せられ居る故脱硫の大部分は Mn によつて爲されるべきである。若し FeO の量を 0.1% 以下に下げれば利用可能の CaO 量は約 10 倍の作用をなし、銑中の S は 0.027% に低下するであらう。鑛滓中に多量の FeO が含まれてゐる時は爐腹内に於いて平衡に達し得ない。若し湯出後銑と鑛滓を分離して置くならば S は $FeS-MnS$ 鑛滓として偏析する。此の偏析の開始は銑中の他の元素並に鐵の温度によつて變化し、例へば Mn 1.5%、S 0.1% の鐵にあり

ては、 $1,300^\circ C$ 以上に於て偏析が始まり、脱硫作用は鐵の降下温度に關係して行はれ、普通は $1,250^\circ C$ 以下まで繼續せられる。實驗室的試験によれば P 2%、Mn 1~2% の鐵にありては偏析し來る鑛滓中の Mn:Fe は $1,300^\circ C$ では 2.33~9.0、 $1,250^\circ C$ では 9.0~9.5 となつた。混銑爐に於けるこの種の現象と上述の事柄はよく一致して居る。即ち混銑爐に於ては偏析物中の Mn:Fe 値は温度の下る程大となる。 $FeS-MnS$ 滓は鐵より分相したる後酸化して酸化物となるも兩成分の混合物の熔融點は、 $1,370^\circ C$ 以上なる故鑛滓の状態には何等の影響をも與へない。

研究の結果によれば Mn の脱硫作用は純粹なる結晶過程として現れる。脱量に關して他の意見の出るのは他要素の影響のためである。Fe が Mn 及び S に飽和した時に S 鑛滓が分相して來るのであるから、此の脱硫作用を害ふものは Fe の Mn, S の飽和量を増加せしめる如き事項のみである。即ち温度を高めること及び C, Si, P, Mn の量を低下せば Mn の脱硫作用を減退せしめることとなる。

(F. K.)

平爐スラグ (T. Blundell, Iron & Steel Ind., Feb., 1936, p. 175) 酸性スラグ:一沸騰期のスラグの機能は不純物を吸収することと確實な沸騰を起させることによつて此期のスラグは主として珪酸鐵から成る。實際上仕事し良いスラグはほぼ 5% SiO_2 , 25% FeO のものでこの割合が變ると流動性も變つてくる。 SiO_2 が 65% にも達すればスラグは濃くなりこれが 40% 位に下がり FeO が 30% 位になれば薄くなる。濃いスラグは酸化速度を減じ従つて製鋼時間を延長するばかりでなく多量の熱が天井、噴出口、爐壁等に反射し損傷を起す危険が伴ふ。薄いスラグは SiO_2 との親和力が強いので爐床を侵す。スラグを調べるのに隨時爐から試料を汲み出し放冷して破面を見るのが甚だ便利で之によつてスラグの色がその性状と大なる關係のあることがわかる。薄いスラグは常に黒色で硝子状を呈し破面は滑かである。適當なスラグは暗灰色を呈し石灰の加用につれて軽くなる。濃いスラグは屢々暗青色を呈し外觀、破面共に鈍く粗雑である。マンガン鐵を爐内に加へるとスラグに淡綠色を加へ FeO の作用を中和し流れが良くなる。普通 2~2.5% である銑鐵中の Si が 3% 以上に及ぶとスラグは濃くなり沸騰までに 2 倍の時間を要し過剰の Si の酸化のため地金は泡立ち従つてスラグも泡立ち膨れる。又多量の熱が發生されるので此時期は瓦斯は極く僅かしかいらぬ。斯様なスラグを調整するには時々石灰石を加へねばならない。仕上期では石灰は FeO の作用を中和するもので出鋼時のスラグに石灰を 6~8% 含ませることは大切なことである。又爐の壽命が終つて蓄熱室が塞まつてくると爐熱が昇らず反應が不活潑となるが斯様な場合は鹽基性酸化物が増加し爐床が侵され易く仕事が困難となる。この場合は前チャージのスラグを加へるか或は銑鐵を追加するかして調節し得るが時間が長びくので操業費が嵩む。

精鍊期のスラグは酸化性でなければならないが仕上期になると中性即ち非酸化性のものを必要とする。この状態は酸化鐵の減少を俟つて得られるもので仕上期間中は鑛石は全然加へないが或は加へても極く少量に止める。又良い中性スラグを得るため屢々脱酸劑として珪酸鐵を用ひる。スラグの薄い間は出鋼してはならない、さうでないと Mn が逃げる。

鹽基性スラグ:一鹽基性スラグの機能に 2 つある。即ち一は鐵、炭素間の化學作用を生ぜしむるに充分な酸化性を有すること、次は除磷を行ふに充分な鹽基性であること、である。スラグの流動性は珪酸と結合する石灰と酸化鐵の割合によるもので、珪酸は 12% を

越すと地金への復磷を來たす恐れがある。

螢石は鹽基性スラグに著しい影響を及ぼす。即ち之を加へると石灰の熔解度が増すので脱磷、脱硫作用が増す。只螢石が入るとスラグの水溶性が低下するので肥料用には不適となる。肥料としない場合は螢石を用ひて急速操業を行ふことが出来、螢石の費用は操業時間の短縮によつて償ふことが出来る。スラグ中の鐵分は脱磷に重要な影響を及ぼすもので普通仕上スラグ中之が9~12%ある方がよい。即ち鐵分はSiの作用に抗し地金への復磷を抑制するものである。磷や硫黄の多い銑鐵を用ひる工場では良好な仕上スラグを造るため精鍊期の終りにスラグの大部分を排除する場合がある。

鹽基性スラグの色の變化は酸性スラグに於けるが如く明かでない。この色は地金中の磷の量を示す好箇の指針となる。螢石の入らないスラグは始は暗灰色であるが精鍊の進行につれて鐵、磷の酸化物が增加し濃色を加へ仕上スラグでは黒色となる。螢石の入つたスラグは熔解時は一般に暗褐色を呈するが漸次變色し仕上期では弱黒色となる。スラグ試料を汲み採つてその状態を調べるのに次の三つの要領がある。(1) 色、(2) 表面に光澤があるか否か、(3) 收縮の度合。螢石の入らないスラグで破面が灰色を呈し收縮が遅く表面が磨いた様に見えるのすは地金に磷の高いことを示す。脱磷が進むとスラグは暗色を加へ表面の光澤も減少し收縮速度も増加する。出鋼期のスラグは黒色で急速に收縮するのが普通である。螢石の入つたスラグは暗褐色から黒色への變化が極めて明瞭で表面の光澤も弱黒色に變り收縮が極めて迅速となる。(G. M.)

製鋼スラグ (W. R. Maddocks, Ivon & Steel Ind., March, 1936, p. 213) 非金屬類、C, Mn, Si等はすべて酸化によつて除去されるものであるが普通の平爐では瓦斯による酸化作用が測定されて居ない。信すべき根據により計算して見ると瓦斯による酸化はほぼ60%に當り甚だ注目し値する。即ち爐に加へられる鐵石の酸化作用以外にこの瓦斯による相當な酸化作用が絶えず作用して居るわけである。

酸性平爐スラグ：一約30% FeO, 40~45% SiO₂及び若干のMnOを含む一般のスラグは尙游離のFeOを含み得る不飽和珪酸鹽であつてその熔融點は1,200~1,300°Cである。50~55% SiO₂, 50~45% 鹽基性成分より成る普通の仕上スラグは熔融點が1,45°C以上の飽和珪酸鹽であつて之は游離のSiO₂を含み最早や游離のFeOを熔かし得ない。酸性爐に於けるスラグの反應力はその成分によつて左右されるもので游離酸化物を含むスラグは地金を酸化してC, Si, Mnを除去すると共に爐壁を熔蝕する。反對に游離珪酸を含むスラグは比較的の不活潑で爐壁を侵さない。スラグの粘性は又その反應力を示す一指針で粘性の大なるものは小なるものより反應力は小さい。仕上スラグの粘性は石灰の加用によつて減ずることが出来この粘性を減ずることは爐からスラグを排出するに甚だ便利であるのみならず石灰は過剰なSiO₂と結びつき又SiO₂と結合して居るFeOを游離せしめ、このFeOは地金を更に酸化する働をなす。仕上スラグではFeOはSiO₂と安定な化合物を造つて居るので瓦斯が之をFe₂O₃に酸化することが出来ない。然しこのFeOをFe₂O₃にする瓦斯の酸化作用は此期の初期には起り得るので酸性スラグには常に少量のFe₂O₃が見出されるわけである。

酸性爐が高熱で作業され急速な脱炭に伴ふスラグ中の酸化物の減少が起るとスラグの酸が異狀に増加する。この状態ではSiは還元されて地金中に戻る。此反應は巧に調節されるとかなり有效

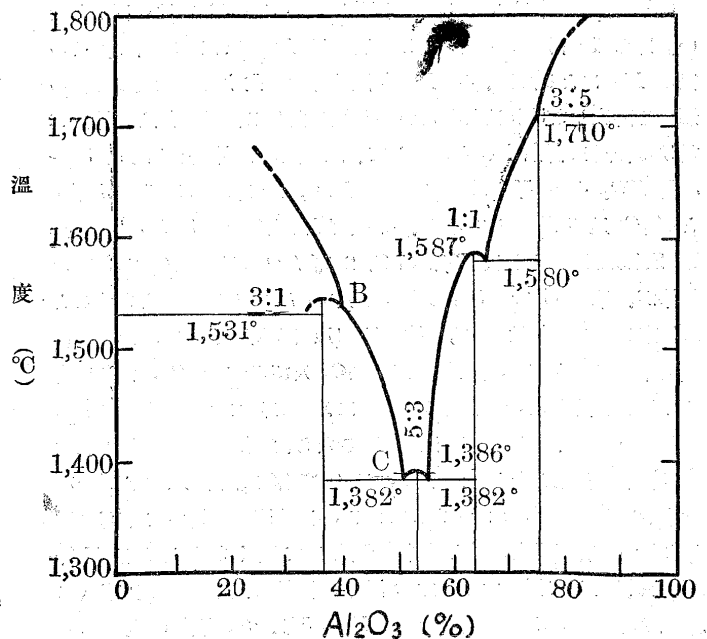
なものであるがこの場合もし鐵石、石灰等が加用されるとSiは直ちにSiO₂に酸化され地金中に微細な固體として析出し、SiO₂の微粒は仲々除去され難いので結局斯様なやり方をすると製品は微滓の多いものとなる。

鹽基性平爐スラグ：一熔解期のスラグはいづれも相似たもので普通30~40% CaO, 10~20% SiO₂及び少量のP₂O₅を含む。脱磷は游離のCaOの存在によつてのみ可能であつて熔解期のスラグの脱磷能力は比較的小である。初期のスラグは2RO·SiO₂, 4CaO·P₂O₅の組成をなしこのROはCaO, FeO, MnO其他の弱鹽基である。鐵石の添加はスラグの成分に大した變化を齎さないが石灰の加用はスラグの組成を根本的に變へる。酸性分即ち主としてSiO₂, P₂O₅のすべてを満足せしむる程石灰が加へられて居るとスラグの組成は2CaO, SiO₂, 4CaO, P₂O₅となりFeO, MnO等の鹽基分は游離石灰の若干量と共にスラグに熔け込んだ状態となる、斯様なスラグではFeOが少しでも存在する間Pの除去は急速に行はれ復磷の機會は極めて少ない。換言すればこの期のスラグはPで飽和される機會がなく熔解期のスラグが常にPで飽和をされて居ると正反對である。

地金中の諸成分の減少した精鍊の末期に於てスラグ中のFeOが急速に増加するのはFe₂O₃の分解による。この現象を制禦するにはFe₂O₃を解離温度が高くなる様に安定させなければならない。幸にしてこれは石灰が過剰に存在する時に達せられる。即ちFe₂O₃は石灰と結合して2CaO, Fe₂O₃となりこれは製鋼温度ではかなり安定である。

酸性爐でSiが還元されると同様に鹽基性爐ではMnが還元される。然しこのMnの還元する利益も鐵石を再々加用すると無駄に終る。螢石を使用することは熔劑としての作用以外にPの結合状態を變へるもので恐らくCaF₂·3CaO·P₂O₅が出来ると思はれる。この物はスラグの流動性を一層良くするのみならずPと結合して居た石灰の一部を游離させることによりスラグの鹽基性を一層高める。(G. M.)

熔鋼脱酸劑としてのカルシウム—アルミニウム (G. P. Fenner, Ivon & Steel Ind., April, 1936, p. 244) Calloy 法に
CaO-Al₂O₃ 平衡圖



36 x 2.7 = 7.02

よれば Ca 25% 以下残餘 Al の合金を工業的に製造することは可能である。一般製鋼用としては 8~12% Ca のもので充分であるが特に高價な特殊鋼には 25% Ca のものが有利である。脱酸が取鋼中では行はれる場合は Ca-Al 合金を 1' 位の小片として加へ、鑄入時に行はれる場合は一定の棒状のものを用ひる。

Ca も Al も酸化に際して多量の熱を發生しその酸化物は製鋼作業温度では固體として存在し大部分は鋼中の微滓として殊に傾向がある。Ca-Al 合金で脱酸される場合は圖示の如く CaO-Al₂O₃ は 3:1, 1:1, 5:3, 3:5 の分子量の化合物を造り脱酸生成物は熔融點の低いカルシウムアルミネートを造る。熔融したこの組成のスラグが熔鋼中を上昇する際清掃作用を行ひ微滓として浮游する Al₂O₃ を除去する。即ち CaO-Al₂O₃ 平衡圖に相當する割合に酸化物を生ずる様な Ca-Al 合金は理想的脱酸劑と云へるが現在では價格の點で實用的ではない。要するに Al の代りに Ca-Al 合金を用ひると次の様な利點がある。

- (1) 非金属微滓に關する限り高度の清淨作用が行はれる。(2) 湯面にスラグが凝集浮游し脱酸生成物の分離の佳良なことを示す。
- (3) 熔鋼の流動性が良くなる。(4) スタンプ用鋼に對して著しい利點を示す。(5) 6ヶ月間の記録では廢品が減少した。

(G. M.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鑄鐵ダイキャストイング (Charles O. Herb Machinery N. Y. May, 1936) 従來種々の形式のダイキャストが行はれて居るが之等は熔融點の高い鐵合金に用ひらず主として非鐵合金に用ひられた。其原因は長時間高温に耐へる型地金に缺乏せるに因る。然し Samuel Price Wetherill 氏の考案になり Wetherill Eng. Co. にて發達せしめられた本法は従來のものとは大變に異つて居る。

ダイキャスト製の鑄物は同一成分の砂型鑄物に較べ微結晶粒の均一組織で物理的性質良好で擴張力平均 53,000 *lbs/in²* で砂型より 20,000 *lbs/in²* も優れてゐる。尙氣泡少なく酸化する事少い。物理的性質はダイキャストする時の湯の温度と鑄込の方法に大いに關係する普通鑄鐵で 2,700~2,750°F にて鑄込むが砂型の場合は 2,400~2,600°F にて鑄込む。高級鑄鐵を鑄込む時は 2,950°F で鑄込む。ダイキャストの他の利點は鑄物表面が滑かに又孔、絲ねぢ等を鑄込と同時に加工し得尙角度等も正確にして仕上り寸法も ±0.005' の間で一定のものが得らる。中子を鋼製にすると砂を用ひる必要無く作業も清潔にし得。材質も普通鑄鐵のみでなく Ni 5% を含むもの或は珪素量多き特殊鑄鐵でも可能である。本法に依る製品の二三の實

例を示すと長さ 14' 徑 5 1/4' 重さ 35 *lbs* の活栓、バルブ本體、幅 5' 長さ 17' のラヂエーター、外徑 9' の管鋸、徑 15' 厚さ 2' 重さ 96 *lbs* のピストン、ポンプの廻轉子等である。

Wetherill のダイキャストの方法は在來の非鐵合金のものとは異つて居る。第一に鑄込み壓力は僅か 20 *lbs/in²* で第二に金型は高級な特殊鋼を使用せず鑄物のダイブロックと冷間壓延鋼製のライナーとを組合して使用する。ライナーは比較的安價で多數は製作して置き適時取換へて用ふ。装置も比較的簡單で第 1 圖の如くである。A は費府の Ross Tacony 坩堝會社の "Syncarb" 製で同質の坩堝 B 中に収まり同質の坩堝臺 C の上に置かれる。A の容量は 450 *lbs* で筒 D が蓋 E に支へられて坩堝中に突出して上端はノズル F に連らなり F の口径は 1 1/2' である。E は "Syncarb" で作り D, F は炭化珪素で作る、坩堝其他の附屬物は鋼板製外函 H に包まる。その大きさは高さ 41' 徑 42' で外函と坩堝の間は耐火物で充たし上下四つの孔 J は重油又は瓦斯の火口で坩堝及ノズルを加熱するに用ふ。

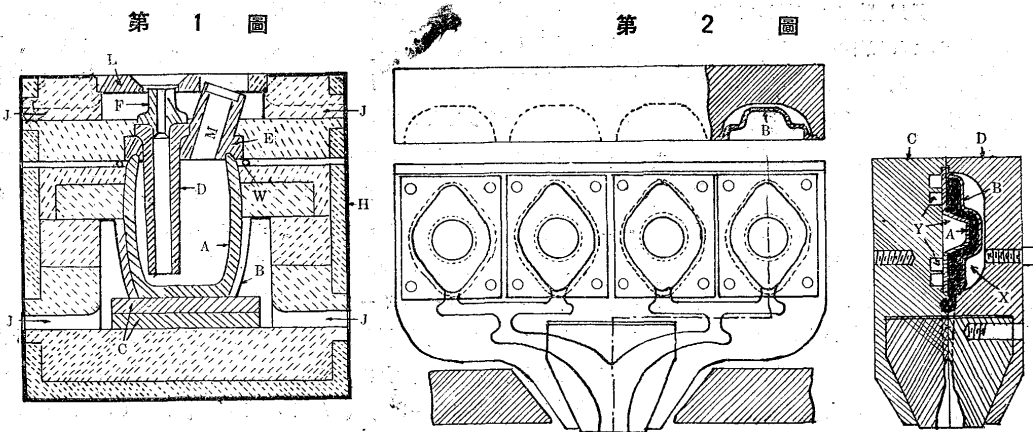
作業する時は炭化珪素製の板 L の上に型の湯口を正確に置きノズルを加熱し適當の温度になると鑄込む。熔湯は M より坩堝に入る M の上端に徑 6' の凹所を設け之に活栓を取付け石綿にてパッキングをす活栓に空氣管が連り之より 20 *lbs/in²* の空氣を熔湯表面に吹きつけて鑄込む壓縮空氣は多少坩堝と蓋との間から逃げる故之を防ぐため徑 1' の管 N を坩堝上部に巻付け其中に冷空氣を通ず。前記の如く鑄込の場合逃出す空氣及鑄鐵は N 管の所にて冷却固化されて損失を防ぐ。

外函 H の外側に支柱があり其上部に氣筒を取付け此のピストンロッドを金型に連結せしめて型を上下するに用ふ。鑄込前に L の上に 1/4' 厚みの石綿のパッキングを置き型を此上に置く、次にピストンに依り 100 *lbs/in²* の壓力を以て石綿を約 1/8' 厚さに押し完全にパッキングの能力を發揮せしめてから鑄込む、尙壓力は鑄込中之を加へて居る、鑄込に用ふる壓縮空氣は鑄物の大小に應じて適當時間加壓し湯口が尙熔融狀態を呈する間に壓搾を止む、しかる時湯口以下の熔湯のみが坩堝に流れ返る。

鑄込成功の要點は金型中の湯が凝固して尙湯口附近の湯が熔けて居る様ノズルの温度を調節する事である。容量 450 *lbs* の坩堝を以て一時に 375 *lbs* の鑄物を製作するは容易である。第 1 圖の如きものにて一回の操業に 50 *lbs* の鑄物を鑄込めば經濟的に作業し得。尙鑄鐵ダイキャストの經濟的操業の主因は溶解作業の巧拙でキヌボラは不適當で Wetherill Eng. Co. では重油燃焼の廻轉爐を用ひ爐の上部にタンクを設け之れで空氣餘熱を行ふ、空氣の壓力は 16~20 *lbs/in²* で爐は 15 分毎に一回轉せしむ、現在冷銑を用ひて 2 時間に 2,950°F の熔湯 1 *lb* を供給し得らる。

金型は比較的簡單で上型下型共に壓延鋼にて作る。第 2 圖が金型で A, B は鋼製ライナーにて之か鑄鐵製のダイブロック C, D. に各々取付けられ其間に間隙 X, Y. があり之に冷熱何れかの空氣を通じて金型の温度を適當にし鑄物の硬度を調節する様に出て居る。

(Y. O.)



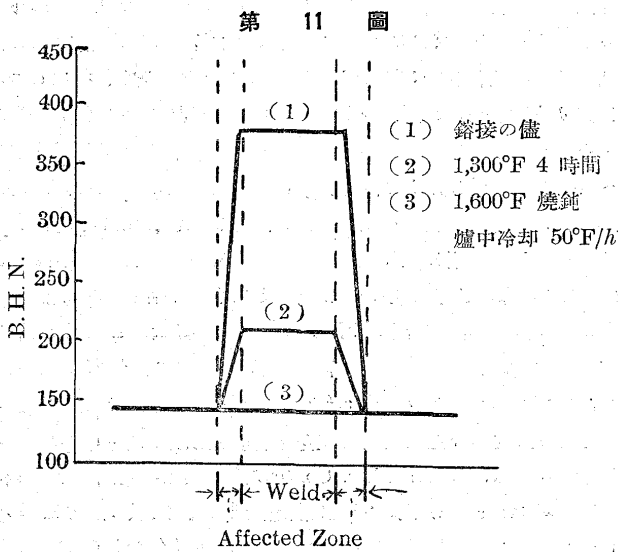
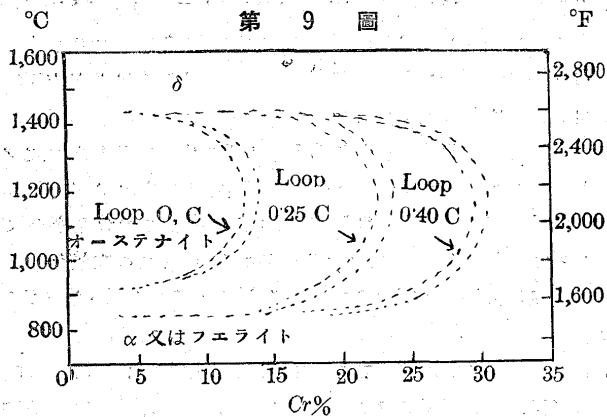
4.4 x 1.6 = 7.04

4.0 x 2.5 = 10.0

6) 鐵及び鋼の加工

合金鋼の銲接 (J. C. Hodge. The Iron Age Feb. 13, 1936.)
工業的に廣く使用されてゐる耐銲鋼及鐵の銲接に就て述べる。耐蝕及不銲の性質は Cr の添加により變り一般に Cr が多いと耐蝕性が大になる。耐蝕不銲の鐵鋼の銲接は普通の鋼の場合と可成異なる。第 9 圖に Bain の Fe-Cr-C の平衡圖を示す。

ある C 量のものへ Cr を段々加へて行くと $\alpha \rightarrow \gamma$ 及び $\delta \rightarrow \gamma$ と變態點を變へ Cr の量が増して二つの變態線が合する所に達すると γ loop を作る更に Cr を増すと變態は無くなり即ち單相の合金となる。それで再結晶による結晶粒の微細化は不可能になり熱處理によ



り結晶構造及物理的性質を變へる事は出來ず只高温で處理して結晶を生長させる事が出來る丈である。Cr がこれ以下では熱處理により變へる事が出來又硬化も出來る。Cr 鐵に C, Mn, Ni を加へると C に対する平衡圖の様に γ loop を大にする。Al, Si, Ti は γ loop を小さくする。低 Cr の區域のものを銲接すると自硬され熱處理の影響を受け又物理的性質も變つて來る。 γ loop 以上のものを銲接すると硬化はせぬが脆くなる。この兩者の間に空冷硬化の影響を受けず然も脆くならず幾分靱性を保つ様な合金の區域があるに相異なる。この合金は二つの變態點を合致させるに必要な程の Cr を有し然も下の臨界點は過度の自硬を妨げるに充分な程高いものである。次に不銲鋼及鐵の銲接の例を述べん。

(1) 4~6% Cr 鋼 4~6% Cr 鋼は W, Mo の有無に拘らず自硬の傾向が大で C は空冷硬化の傾向を増し銲接は普通低炭素のも

のに限られる。實驗から見ると Ti, Al は過度の自硬を防ぎ又は失くする爲に加へられる。同成合の極を使用して銲接した結果豫熱せぬと割れを生ずる。割れは銲接される部分を 300~400°F に豫熱して銲接の終る迄その温度に保ち後焼鈍爐に入置くと起らない。第 11 圖に銲接の儘及び熱處理後の硬度の分布を示す。

最も硬化したのは 1,600°F で焼鈍し 1,200~1,300°F まで 50°F/時間の割合で爐中冷却し後空中に出したものである。普通の軟かきならば 1,300°F 位で焼鈍して充分得られる。

(2) 12% Cr 鋼 12% Cr 鋼とは一般に Cr 11~14 で C 最高 0.15 のものを言う。刃物用の鋼はこの種の鋼で C の高いもの時には Cr もこれ以上のものである。低炭素ではあるがマルテンサイト鋼で自硬性を有してゐる。この種の鋼では高温に豫熱し直ちに銲接せねばならぬ。C 0.07 の物では自硬性は極小で銲接が可能である。例へば Cr 13, Al 0.25 の物は自硬性殆ど無く銲接して工業的に重要である。

(3) 16% Cr 鐵 Cr 15~18, C 0.15 以下のものは熱處理が效き自硬性もない。普通の温度で電弧銲接が可能で豫熱しても約 200°F 位で充分である。銲接の儘では局部は非常に脆く 1,450°F で焼鈍した方がよい。焼鈍したものは靱性及び衝擊値大で銲接したものゝ靱性は Cr の量により變り衝擊値は Cr 17.25 に達すると急に下る。

(4) 18% 以上の Cr 鐵 Cr 18% 以上で C は普通のものは完全にフェライト鐵でこの様な單相合金は熱處理の影響少なく自硬性無く高温で結晶生長を表す丈である。それで銲接金屬及び影響された部分は非常に粗雑な組織で脆い。熱處理により靱性を持たぬ。Cr 26~30 のものゝ銲接では豫熱が必要で残留歪は焼鈍で取除かねばならぬ。

(5) オーステナイト Cr-Ni 鋼 この種のものには 18~8, 19~9, 20~10, 23~11, 25~20 等のものがあり更に之に特殊元素を加へた例へば 18~8 に Si 2.5, Mo 3 の物等がある。又安定にするために Ti や Nb 等を入れる。凡て銲接は容易である。母材に及ぼす銲接の影響も種々で又豫熱や焼鈍等も考へられる。この種の銲接したものはデンドライト組織を呈し熔接金屬は靱性を有する。

(及川)

佛國に於ける特殊鑄鐵の熱處理及び其の應用 (Marcel Balley, Raymond Chavy: American Foundrymen's Association, No. 36-1) 普通鑄鐵を水又は油中に焼入れると顯微鏡の龜裂を生じ又多孔質になり易いが、Ni, Si, Mn 等を含むものは焼入温度は低くてよく特に冷却速度を正確にする必要なく龜裂の生じる虞れも少なく、複雑なる鑄物にも應用出来る。此處では主として特殊鑄鐵の熱處理に關し現在佛國で應用されてゐる所のもの、即ち鑄造の儘で可削性あり、水、油、又は空氣焼入等により硬化されるもの、及び必要に應じ鑄造の儘使用出来るマルテンサイト組織のものに就きその概略を述べることとする。

ディーゼル又は内燃モーターシリンダーブロック、モーターサイクルシリンダー、モーターカム、ピストンリング、薄肉のシリンダーロール、腐蝕液を取扱ふポンプ體、ポンプピストン、火造型、火造打型、旋盤心金等種々の問題に關する多數の實驗がある。

自動車用シリンダースリーブの如き鑄物には種々の成分のものが試験されたが、この中機械加工後熱處理されたるマルテンサイト鑄鐵は大なる耐摩耗性を有するため最も興味あり經濟的のもので、一般の成分は T. C. 2.8~3.0%; Si 1.5~1.8%; Mn 0.8~1.0%; P 0.3%; Ni 2.5~2.8%; Cr 0.5~0.7% で之等の鐵は一般に銲銑爐

で溶解される。*Ni*, *Cr* の添加には一部その押湯、湯道等を装入中に配合し、又一部は *Ni-Si* 塊を取鍋中に添加する。上述の成分のものは鑄放しの儘でも可削性を有し、ブリネル硬度は 270~300 である。機械加工後（最終仕上げを除き）831~851°C で油焼入し、歪、脆性を除くため 250~300°C に焼戻す。

熱処理が完全過ぎるとブリネル硬度は約 450 になり実際には可削性はない。佛國では斯の如き熱処理されたスリーブが各種自動車に廣く使用されてゐる。

ベンチレーターの齒車に就てはパーライト鑄鐵、自硬 *Ni-Cr* 鋼、及び空氣焼入した *Ni* 鑄鐵の中、耐摩耗及び生産費に關しては *Ni* 鑄鐵が最も優秀である。この大體の成分は *T.C* 2.8~3.0%、*S* 1.5~1.8%、*Mn* 0.8~1.0%、*P* 0.30%、*Ni* 2.5~2.8%、*Cr* 0.5~0.7% で坩堝製のものに鑄放しの儘でブリネル硬度 270~300 で、之もある場合シリンダースリーブと同様完全に機械加工せる後 831°C で空氣焼入し 300°C に焼戻す。焼入中は全齒の焼入状態を均一にするためゆるく廻轉せる水平軸に取り付けて焼入れを行ふ。齒は餘り脆くならず硬度はブリネル 360~420 になる。

特殊機械にとりつけるボールベアリングカリプレティングプレートも大壓力下に廻轉せるボールの爲に甚だしく磨耗する。過去數年間各種の材料を用ひ *Ni-Cr* 鑄鐵で鑄造の儘でマルテンサイトになり、熱処理してブリネル硬度約 340 のものが得られたが、この成分は *T.C* 約 3.2%、*Si* 1.5%、*Mn* 1.0%、*P* 0.4%、*Ni* 4.0%、*Cr* 0.8% である。この鑄物は重量大なる爲、銑銑爐で押湯スクラップ等の鑄屑、本鑄物の廢盤、2.5% *Cr* の *Cr* 銑赤鐵鑄よりの普通銑、及び *Si* 鋼屑 (*C* 量を低下さす爲) の混合物を配合して作る。鑄造の儘でマルテンサイト組織を得る爲に鑄造後 45 分してまだ赤色の間に (約 815~898°C) 鑄型より取去る。後成るべく冷却速度を早くする爲に通風のよい場所に置く。するとブリネル硬度約 420 のものが得られる。この熱処理は簡單で歪を伴ふ事無く約 550°C に豫熱せる爐中に 2~3 時間保持後爐中冷却をなす。斯様に熱処理を施せるプレートの壽命は以前使用せられてゐた硬度 180~200 の普通鑄鐵のプレートより平均 10 倍も長く、且つ製作費は熱処理費を加へ 2~3 倍のみである。

研磨ベアリングローラー用圓筒形サポートも唯費用が高くつくだけで熱処理を施せる *Cr* 鋼が時々使用されるが、普通にはカリプレティングプレートと同一成分の熱処理された *Ni-Cr* 鑄鐵を用ふ。

併しこの鑄物は軽く厚さも薄いため鑄型中で冷却させるが之で充分マルテンサイトになり硬度もブリネル 360 のものが得られる。

大壓力下に作業する高壓力水力ポンプの「二重ピストン型」ピストンプランジャーはパッキングにより急速に磨耗する。之に就き滲炭鋼、窒化鋼で試験せるもその結果は良好でなく自硬 *Ni-Cr* 鋼はよく磨耗に耐えるがマルテンサイト *Ni-Cr* 鑄鐵 (*T.C* 3.0%、*Si* 1.5%、*Mn* 1.0%、*P* 0.4%、*Ni* 4.2%、*Cr* 0.8%) に就ては特に興味を以て實驗した。この鑄鐵は銑銑爐で *Ni-Cr* 鐵を装入中に添加して作る。重量 225 lb 以上の大なるピストンは赤色の間に鑄型より取去るが小なるものはその儘冷却さす。鑄造の儘のブリネル硬度は 360~420 で之は乾燥爐で 200~250°C の低温に熱処理せる後使用する。機械加工は炭化タングステンの工具で行ひ精密研磨機で最後の研磨を行ふ。

養行機用モーターシリンダーは特殊の性質を必要とするので困難なる問題である。即ちこの鑄物には從來低 *C* のものが使用されて來たが、耐摩耗性に關する範圍内では高 *C* のものがよい。硬度の

高いものを得るには機械加工前に熱処理するとブリネル約 300 のマルテンサイト鑄鐵になる。この鐵の成分は *T.C* 2.8%、*Si* 2.0%、*Mn* 1.0%、*P* 0.6%、*Ni* 4.2% でフマタイト銑及び 1.5% *P* “PL-3” 銑を混合して坩堝で溶解する。鑄込温度は成るべく高く約 1,440°C で行はれるが、鑄物砂としてはクンシードオイルで結合せる超珪酸度の砂を使用する事が必要である。鑄造の儘のブリネル硬度は 360~420 で機械加工してその儘使用出来るが、この加工時間を短縮し内應力を除く爲一般には 500~576°C で焼鈍される。即ち 2~3 時間でこの温度に達せしめ 30 分間保持後爐より取出して均熱爐に入れて冷却する。急速なる作業をすれば龜裂の生ずる危険を伴ふ。この鐵には 0.5~0.7% *P* が含まれてゐるのに熱処理後の機械的性質良好で、佛國では “extra-résistantes” なる名稱がある。ブリネル 280~320、抗折力 1,430~1,670 lb で低 *C* にも拘らず立派な耐摩耗性を有し、使用 700 時間後もシリンダーの直徑の磨耗は僅か數百分の 1 耗に過ぎない。

セメントポンプ體は以前鼠鑄鐵又は鑄鋼で作られてゐたが之は磨耗が甚しかつた。之には *Ni* 約 4.2~4.5%、*Cr* 0.6~0.8%、*Mn* 1% を含むマルテンサイト鑄鐵が適當であるが之は鑄造の儘では硬くて可削性がないから 600~620°C に焼鈍し後完全に機械加工して 850°C で空氣焼入し、200~250°C に焼戻すとブリネル 400~450 になる。

織機用ローラーも急速に磨耗するが之は今日までブリネル 200~230 の普通パーライト鑄鐵で作られてゐた。之には *C* 3.0~3.3%、*Si* 1.5~1.8%、*Mn* 0.8~1.0%、*P* 0.3%、*Ni* 2.5~2.8%、*Cr* 0.6~0.8% の灰 *Ni-Cr* 鑄鐵のマルテンサイト組織のものが立派な成績を示してゐる。鑄造の儘ではブリネル 270~330 で機械加工後 850°C に空氣焼入して 250°C に焼戻すと硬度は 400 になり壽命は 5 倍も増加する。

(山 本)

伊太利に於ける窒化法の新傾向 (F. Giolitti; Metal Progress, March, 1936, P 68~69) 窒化鋼の新しい應用は近來益々盛に行はれ、Fry が最初に提唱した 1% *Al* 鋼以外に多くの特殊性質を有する窒化鋼が出現するに到つた。窒化鋼を大別すると 3 種になる。第 1 は約 1% の *Al* を含有する *Cr-Ni-Al* 鋼、第 2 は 0.35~0.45% *C*、1.2~1.7% *Cr*、0.25~0.35% *Mo*、0.25~0.35% *Al* を標準成分とする比較的 *Al* の少きもの、第 3 は *Al* を含有せざる高 *Cr-Va* 鋼である。之等の中第 1 種は特殊の用途にのみ限られその使用量も少いが第 2、第 3 種の應用は急速に増加しつつある。窒化低 *Al* 鋼製機械部分品に關する廣汎な實驗によれば、第 1 種窒化鋼に比し磨耗抵抗は實際上殆んど優劣なく唯表面硬度が幾分低い。此の窒化層の脆性が少いのは優秀な性質である。従つて「ミジン」の部分品、瓣等鋭き角を必要とするもの、空氣鎚、工具、「カム」等衝撃を受ける部品に其の靱性を利用される。又低炭素高 *Al* 鋼に起り易い窒化表面の剝落、即ち窒化加熱前の熱処理中表面が脱炭して窒化後は特に脆性となり窒化層が剝落する様なおそれが無い。今日歐洲方面に於て廣く使用されるのは 0.3% *Al* の第 2 種窒化鋼であるが、全く *Al* を含有しない第 3 種も急に用途を増した。これでは *Va* の含有量が漸次増加の傾向にあり 0.5~0.8% のものさへ屢々用ひられてゐる。8~20% *Cr* の複雑な窒化鋼は窒化に要する操作時間が他の材料よりも永いに不拘應用されて來た。主として航空機關の瓣に使用され窒化するのは瓣棒のみ、約 60 時間の加熱を要する。

水タービンの Needle 及び Mouthpiece の磨耗は最も重大な問題の一つであるが、水中に混入せる礦物性微粒物質は極めて小

並表

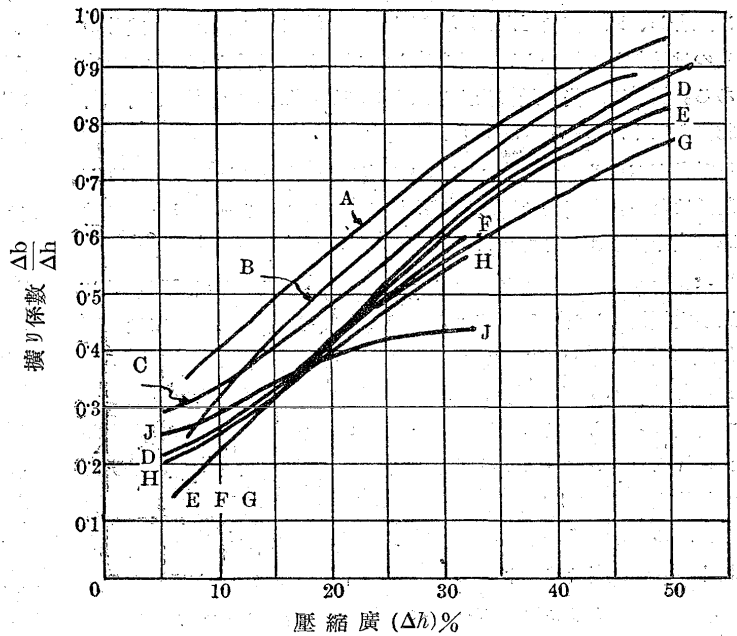
27x25=675

く、沈澱或は濾過等により除去されないものであつて、これが水と共に高速度にて通過する爲にも研磨車の如き作用をなして甚しく磨耗せしめるのである。伊太利の或る水力發電所に於て、3臺のペルトン水車を運轉し落差 3,300ft, 500 r.p.m. にて各々 26,000 kW を發生せしめ、種々の金屬を Needle Valve に使用して磨耗状態を實驗してゐる。その結果によるとタービンは大體優秀な運轉状態を示したが、軟鋼製の Needle 及び Mouthpiece の磨耗は甚しく、特に Needle では尖端より 2/3 迄の部分に激しい。耐久時間は僅かに 1,400 時間に過ぎない。その他の金屬では Ni 青銅 1,000、鑄造 Mn 鋼 1,700、鍛造高炭素鋼 2,100、鍛造高 W 鋼 8,500、窒化鋼 19,000 時間使用に耐へてゐる。此の如く窒化鋼は高 W 鋼よりも安價にして磨耗少く、高炭素鋼より 100% 高價ではあるが約 86% 永續し得るが故に遂に有利である。(I. K.)

鋼の成分及び壓延速度に擴り係數に就て (A. Spenlé, St. u. Eisen, 7. Mai, 1936, S. 544/9) 種々の成分の鋼に就て壓延速度の異なる場合に於ける擴り係數を測定せる實驗である。實驗に使用せるロールは徑 700mm にして、ロール面は工業的清淨に仕上げたもの、廻轉數は毎分 30 (110 m/s), 80 (292 m/s), 110 (366 m/s) の 3 種とし又壓延速度 0.0 m/s の場合を見るために半徑 350mm の圓形鞍間にて壓縮して其の擴りを測定し、必要に應じては其の他の速度の實驗も行つた。

實驗に供せる炭素鋼の成分並に機械的性質は第 1 表に、實驗結果は第 2 表に示す。鋼の原形は 65mm 角で、之を 45mm まで、35mm まで及び 25mm まで諸種の速度で壓延した。即ち壓延度 30.8、46.2 及び 61.6% の 3 つの場合に就てである。第 2 表中には参考のため Geuze 及び Sedlaczek の結果も併記す。Geuze は擴りの變化 Δb は高さの變化 Δh の 35% 即ち $\Delta b = 0.35 \Delta h$ なりと稱し居るも之には壓延速度と云ふものが考へられて居ない。然るに著者の實驗によれば Δb は壓延速度によりても左右せられる。壓延速度小なる間はその増加による Δb の減り方は割合に急激なるも高速

第 1 圖



曲線 A=鋼 1, 2 B=鋼 3 C=鋼 4, 5, 6, 7
D=鋼 8, 9 E=鋼 10, 11 F=鋼 12
G=鋼 13 H=鋼 14 J=鋼 15

度に於ては餘り差を生じない。壓延度合の大なる程即ち Δh の大なる程 Δb の變化大である。次に成分に就て考ふるに高炭素鋼にありては低炭素鋼に於けるよりも Δb に對する壓延速度の影響が大である。

第 1 表 (炭素鋼の成分と強さ)

試料	成分 %					性質	
	C	Si	Mn	P	S	抗張力 kg/mm ²	伸 %
A	0.03	0.01	0.18	0.028	0.018	33	44
B	0.12	0.16	0.48	0.028	0.030	39	32
C	0.59	0.35	0.48	0.015	0.012	70	11

第 2 表 (壓延度、擴り、壓延速度の關係) $h_0 = 65 \text{ mm}, b_0 = 65 \text{ mm}$

試料	Δh	65-45=20 30.8%			65-35=30 46.2%			65-25=40 61.6%			65-20=45 69.3%		
		b_1	Δb	F	b_1	Δb	F	b_1	Δb	F	b_1	Δb	F
A	Geuze	72.2	7	0.35	75.5	10.5	0.35	79	14	0.35	}	}	}
	Sedlaczek	72.75	7.75	—	76.6	11.6	—	80.5	15.5	—			
	圓形鞍	82.5	17.5	0.875	100	35	1.17	129	64	1.60			
	5 r.p.m	—	—	—	93	28	0.935	—	—	—			
	30 "	78	13	0.65	89	24	0.80	102	37	0.925			
B	Geuze	72	7	0.35	75.5	10.5	0.35	79	14	0.35	}	}	}
	Sedlaczek	72.75	7.75	—	76.6	11.6	—	80.5	15.5	—			
	圓形鞍	92	27	1.35	—	—	—	128	63	1.57			
	5 r.p.m	—	—	—	—	—	—	—	—	—			
	30 "	78	13	0.65	87	22	0.735	103	38	0.95			
C	Geuze	72	7	0.35	75.5	10.5	0.35	79	14	0.35	}	}	}
	Sedlaczek	72.75	7.75	—	76.6	11.6	—	80.5	15.5	—			
	圓形鞍	82	17	0.85	100	35	1.17	120	55	1.375			
	5 r.p.m	—	—	—	97	32	1.07	111	46	1.15			
	30 "	80.5	15.5	0.775	91	26	0.87	105	40	1.0			

次に成分の相違による $\Delta b/\Delta h$ の値を測定した。此の試験に使用せる試料は第 3 表の成分を有し、ロール径 425mm 毎分 80 廻轉即ち壓延速度 1.8m/s である。壓延温度 1,100°C、試料原形 50mm 角、壓延度は 5~50% とす。試験の結果は第 1 圖に示す如く、 $\Delta b/h_0$ が 10~20% の時には従来考へられて居た $\Delta b/\Delta h$ の値 0.35 に一致するものが多い。しかし Δh の増すに従つて 2 倍 3 倍となる。フェライト Cr 鋼、變壓器用珪素鋼は擴り係数が特に大にして、低 Cr、低 Mn、低 Si 鋼も相當擴り係数が大である。發條用珪素鋼、オーステナイト Cr, Ni 鋼は大體同程度であり滿庵硬鋼は熔鋼と大體同じである。

第 3 表 試験鋼成分

記號	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	V	用途
1	0.06	4.00	0.20					ダイナモ、變壓器鋼
2	0.10	0.50	0.40		16.5			フェライト Cr 不銹鋼
3	0.25	0.30	0.40		30.0			耐熱 Cr 鋼
4	0.45	0.25	0.50		1.5			Cr 調質用鋼
5	0.65	0.30	0.80					Mn 調質用鋼
6	1.00	0.30	0.30		1.5			ボールベアリング鋼
7	0.35	1.30	1.30					發條鋼
8	0.45	1.60	0.60					同
9	0.70	1.50	0.60					同
10	0.10	0.50	0.40	9.00	18.0			Cr, Ni 不銹鋼
11	0.15	20.0	0.60	20.0	25.0			耐熱 Cr, Ni オーステナイト鋼
12	0.10	0.25	0.60					熔鋼
13	1.20	0.30	12.5					Mn 硬鋼
14	0.70				4.0	16.0	0.15	高速度鋼
15	0.10	0.10	0.60	0.20S				自動車用鋼

(F. K.)

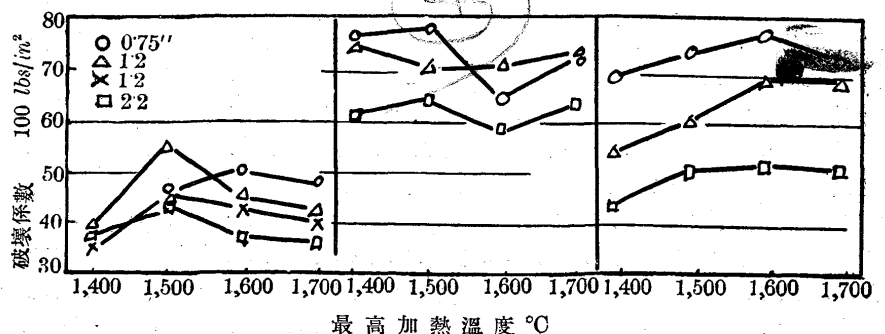
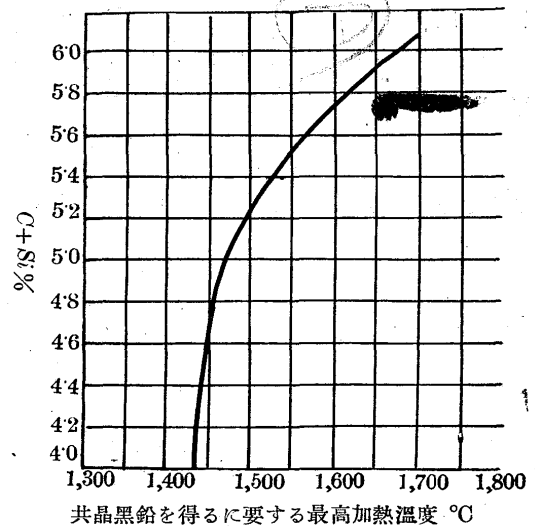
熱處理による高硫黄鋼の改良 (L. D. Spence and N. B. Mac Laren; American Machinist, Feb. 1936) 高硫黄鋼はその標準状態に於て、規格 S. A. E. 1112 の冷間引拔ネジ切用鋼材よりも約 10% 弱く、而も此れを補ふ適當な熱處理方法が見出されない爲用途は極めて狭かつた。即ち普通の冷間引拔鋼部分品と同様の熱處理は效果なく、生産の著しい利益にも不拘高硫黄鋼は殆んど使用されず、特に強度を要求するネジ切部分品には不適當である。Brown and Sharpe Co. では熱處理による改良方法を研究し大體其の目的を達してゐる。材料は 0.08~0.15% C, 0.22~0.30% S, 0.75~0.90% Mn を含有する高硫黄鋼で極めて良好な切削性を具へてゐる。S. A. E. 1112 冷間引拔鋼に適用されるべき熱處理は、『1,600~1,650°F にて炭化、爐中徐冷、1,550~1,600°F に再加熱、油中急冷、1,400~1,425°F に再加熱、鹽水中急冷』である。此の熱處理は心部と肌を調質し、表面硬度と衝擊値の最もよき組合せを與へるのである。然るに此の方法を直ちに高硫黄鋼に施せば擴り強さが却つて 17% 弱くなる。試験片は 3/8"、径のネジで破壊のトルクは S. A. E. 1112 が 36.0 ft-lbs、高硫黄鋼 29.7 ft-lbs である。種々實驗の結果次の第二熱處理方法が推奨されてゐる。『温度 1,600~1,650°F で槽或は爐中で深さ 1/100~2/100"、炭化し鹽水に急冷』。ネジ部の素材は高温加工して脆性をなくする。此の熱處理は高硫黄鋼を改良するのみならず普通の冷間引拔鋼の強度をも約 30% 高める。即ち上記の操作後 600°F にて引拔きせるものは S. A. F. 1112 が 47.6 ft-lbs、高硫黄鋼 47.0 ft-lbs となり兩者殆んど相等しい。後者の鋼は約 50% 強度が増加してゐる。次に第 3 の方法として『1,600~1,650°

F 炭化、爐中冷却、1,400~1,420°F に再加熱、鹽水中に急冷』するものがある。これによれば極めて優秀な肌を得て磨耗に耐へるが、心部は脆性を呈し第一の方法によるもの程靱性はない。第 4 に『1,600~1,650°F 炭化、爐中冷却、1,550~1,600°F に再加熱、鹽水中急冷』すれば第 2 法に匹敵する強度が得られるが肌の粒は粗く磨耗抵抗は弱い缺點がある。最後に『1,500°F 炭化、爐より油中急冷』すれば肌の龜裂発生を防ぐ故形状の複雑した部分に適當してゐる。普通は炭素焼によつて部分的炭化に施されて居るが、強度並に衝擊抗力は比較的低い。

高硫黄鋼材の被自動切削性は低硫黄鋼に比して優秀であり、廻轉切削、形成或は切落し等自動ネジ切機械での操作の速度が大であるから生産能率が遙かに高く、殆んど第 2 の熱處理を以て材質を改良してゐる。(I. K.)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

鼠鑄鐵の過熱の研究 (J. W. Bolton The Foundry, April '36) Elliott の研究によると鼠鑄鐵を過熱すると著しく精鍊されて然も C.C が多くなると報じてゐる。過熱の時間及び温度は共に著しい影響を及ぼす。種々の研究が行はれてゐるが實際影響を及ぼすものは熔融状態中の作用で之は誤り考へられてゐる。即ち空氣爐で中程度の温度で長時間熱すると高温で短時間熱するのと結果は同じだと言はれてゐた。今高炭素の鑄鐵を 2 組に分けて一方を 2,000°F に熱し他方を 2,950°F に熱すると後者ははるかに緻密で又も C.C 幾分高くなる。過熱すると Fe_3C の分解が幾分遅れる事と微細な黒鉛の發生によつて強さが増す。Piwowarsky は C 3.00 Si 2.20 Mn 0.45, P 0.02, S—の鐵を高温に熱すると共晶の固まる温度が幾分下



つたと稱してゐる。Piwowarsky は種々の C 量の鑄鐵に就き最も微細な黒鉛を得るに適した最高の温度を調べ次の圖に示す如く最高温度は C+Si と共に増し高くなつてゐる。

nuclei 説によると鑄融金屬中にたくさん黒鉛粒が溶けずに散在してゐて冷却と共にこの粒が核となり種々の形の黒鉛が発生するとされてゐる。然るに過熱するとこの結晶の中心になる核が無くなり之を冷却する普通の結晶が起る前に融和が起る又溶け込んだ C が所々に分離し炭化物として生じ分離の度はある温度までは温度の上昇と共に減少する。然し或場合には非常に過熱しても之と反對の作用が起り更に完全な黒鉛化が起りある場合には共晶黒鉛及びフェライトが出來又他の場合には粗雑な黒鉛が出來たりする。Saeger の研究によれば最高加熱温度と破壊係數との關係は圖の様である。

(及 川)

X線に依る金屬疲勞の研究 (H. J. Gongh & W. A. Wood, Proc. Roy. Soc., May, 1936) 材料は C 0.12, Si 0.185, Mn 0.61, S 0.012, P 0.016, Ni 0.06, Cu 0.075% にして標準化の状態にて受領せるも X 線に依り見たる所結晶格子の變歪が認められた故 950°C に 15 分加熱し空冷す、變態範圍は 20°/分 の速度にて冷す、試片工作には結晶組織の破壊せぬ様慎重なる注意をした。

靜的諸試験の結果は第 1 表に示す如く。尙 X 線は Fe K 線を使用す。

第 1 表

試験の種類	比例限 ton/in ²	降伏限 ton/in ²	最大抗力 ton/in ²	破斷抗力 ton/in ²	伸縮 %	断面收縮 %
抗張試験	10.0	16.5	26.7	—	(2)' 43.5	69.5
壓縮試験	9.3	15.7	—	—	—	—
捻り試験	7.4	10.0	—	—	—	—
抗張試験 (Dalbyの自動 記録器による)	—	16.8	26.5	58.0	(4)' 32.0	69

第 2 表

試片番號	平均 應力	應力範圍 (剪斷應力) ton/in ²	應力回數 (百萬)
ZA 33	0	± 14.7	0.032
" 34		13.0	0.087
" 35		11.0	0.373
" 36		9.7	0.881
" 45		10.0	0.557
" 37		9.5	0.992
" 39		9.0	15.403*
" 40		9.0	10.132*
" 42		9.0	10.250*

* 破斷せず

繰返捻り疲勞試験の結果は第 2 表に示す如くで限界は ±9 1/4 ton/in² にあり、之は靜的捻り試験の比例限と降伏限との中間に在る。X 線試験は疲勞試験の前後に於て實施し、之と比較する爲靜的に 11.0 ton/in² の應力を加へたものに就ても試験した。大體に於て安全限にあるものは X 線に依る (220) 反射輪に殆ど變りがない。然も輪は點の集合で其間に連續線の見られないのを特徴とする。然るに crack の入つた試片に於ては加へた應力の増大と共に前述と異なる所多く、即ち點が擴がり之等が連續して線となつて表はれる。殊に 2A33 では點は見えず連續線の輪のみであつた。之は安全限以上では結晶粒が破壊された事を證するもので、試みに 2A42 (安全限應力) に就て 10³, 10⁴, 10⁵, 10⁶ 等の繰返應力の後に輪の點の數を數へた所、其數は平均 376 で殆ど變りがなかつた。然るに安全限を越へた

2A45 に就て同様の事を試みた所第 3 表の如く反射點の減少を來し

第 3 表

應力回數	反射點の數	10 ⁻⁴ cm 程度にされ た結晶粒の割合(%)
10 ³	262	30
10 ⁴	188	50
10 ⁵	168	55
5.57 × 10 ⁶	106	72

た。即ち結晶粒の破壊された事を證するものである。靜的に 11.0 ton/in² の應力を與へた 2A41 に於ては應力を加へる前と異つてゐる。即ち反射點の數は 150 となり結晶粒の 56% は破壊され消失してゐる。元より之は靜的荷重による塑性變形に因するものである。

交番直接應力による試験、疲勞試験の結果は第 4 表に示す様で疲勞限は ±12.3 ton/in² にある。之又第 1 表に示す比例限を降伏點と

第 4 表

試片番號	平均 應力	剪斷應力 範圍 ton/in ²	應力回數 (百萬)
7 A 13	0	± 16	0.044
" 14		14	0.432
" 15		13	1.656
" 19		12.75	1.000*
" 16		12.5	3.686
" 17		12.25	12.500*
" 18		12	21.522*

◎ 途中中止す。* 破斷せず

の中間にある。此試験では試験前後に於ける試片の直徑の變化は殆んど認めず。尙前の捻りの場合は表面に近い應力を受けたが、直接應力では歪が一様に分布した。X 線寫眞は crack の近くと離れた所とに就て撮つた。

此場合も安全限荷重のものは荷重されないものと差違なく (220) の反射輪が點の集合で、其間に何も連續線はない。然し不安全限に荷重したものは試片の中央に於て反射點が伸び且消えかゝり數も變化し、又點と點とが線で結ばれて居り荷重の増加と共に之等が皆進行する。今安全限荷重のものと之を越へて荷重したものと、反射點の數を比較し、之等の點の伸びたものを比較すると第 5 表に示す様である。7A14, 7A13 は更に荷重の大なるもので之等は連續線のみの

第 5 表

試片	反射點の數	7A18 との 比較 %	伸された點の 比率
7 A 18	360	増一	0
" 16	450	25	12
" 15	520	44	20

で殆んど點が數へられぬ状態のものであつた。以上は試片の中央に就ての結果で之が全部を代表するものでなく、若し crack の部を撮ると局部的に影響され結晶粒は全く 10⁻⁴ cm 程度の微細なものに破壊されてゐる。然し crack から 2-4 m/m の距離で特に局部的に影響されて居る所より想像すると、最後の cracking の起る前に crack 迄は達しないが局部的に第二次的影響を受ける所のある事が分る。

7A19 に就て破斷迄の繰返數の進行に従て撮影して見たが特に著しい變化は 10⁵ サイクルと 10⁶ サイクルの間に起つてゐる。要するに直接應力型の疲勞試験にても不安全限と安全限とは X 線により結晶の變化により判別し得る。之は捻りの場合と同様であるが、變化は應力の増加に對し徐々に起る。之は必然的に疲勞限に關係する所であり、捻りに於けるより直接應力に於ける方が靜物の降伏限から餘計離れてゐる。

平均應力が零でなく、然も抗張應力が材料の降伏限を越へて加へられたる直接應力型疲勞試験。抗張を 20 ton/in² に保持した結果を

3.6 x 1.7 = 6.12

第 6 表に示す。疲労限は 20.7 ton/in², 抗張 20 ton/in², 壓縮 0.7 ton/in² にある。各試片が最初激しい yield を受けるが一般に繰返の進行と共に其割合は減少する。而して此減少の早いもの程長く耐へる。

第 6 表

試片 番 號	試片直径(吋)		應 力 ton/in ²			應力回数 (百萬)
	試験前	試験後	抗 張	壓 縮	應 力 範 圍	
7 A 1	0.2220	0.1970	+ 20	- 6	26.0	0.088
〃 3	0.2215	0.2130	20	4	24.0	0.216
〃 5	0.2220	0.2130	20	3	23.0	0.312
〃 6	0.2210	0.2150	20	2	22.0	0.442
〃 7	0.2210	0.2150	20	1.5	21.5	1.380
〃 12	0.2220	0.2160	20	1.5	21.5	3.846
〃 9	0.2210	0.2150	20	1.	21.	1.946
〃 10	0.2210	0.2170	20	0.5	20.5	10.000*
〃 2	0.2220	0.2180	20	0	20.	9.450*
〃 11	0.2180	0.2130	20	0	20.	10.000*

* 破断せず

7A1 に於ては一旦 yield の割合は減少したが間もなく増し繰返の終りにては crack が認められ爾後猛烈な yield が起つた。要するに平均應力零の前の試験では安全限が 24.6 ton/in² であつたものが、此場合は 20.7 ton/in² に減少する所より疲労限には平均應力が大いに影響するものと想像出来る。

X 線の結果は 7A10 及 7A2 は殆んど同じで、之は静物に 20 ton/in² の荷重を加へた後疲労試験したものと同様で、結局安全限荷重は最初の塑性變形によつて起つた結晶變化以上に何もしない事を示してゐる。安全荷重と不安全荷重との差違は明確に前の 2 つの試験と同様に得られた。組織變化の進行状態は第 7 表により分る。安

第 7 表

試 片	應力範圍 ton/in ²	反射點の數	7A2 と比較し ての減少 %
7 A 1	26.0	6	98
〃 3	24.0	88	71
〃 5	23.0	108	64
〃 6	22.0	136	55
〃 7	21.5	170	43
〃 9	21.0	200	33
〃 10	20.5	300	0
〃 2	20.0	300	—

全限では 10⁷ 繰返の後にも變化を認めないのに對し、不安全荷重にては 10³ 迄は變りないが 2.846 x 10⁶ 後では著しく變つて居た (7A12)。要するに安全限に於ては如何に繰返荷重しても組織には進行的損傷を與へず寧ろ安全なるものに set up する事を明確にし得た。(Y.)

炭素硬鋼薄板の押伸に就て (F. Eisenkolb, Archiv f. d. Eisenhüttenw. Mai. 1936) 重量節約の意味に於て硬鋼薄板も利用せられるが其の試験法並に押伸の程度が問題である。著者は抗張力 35~90 kg/mm² の標準化されたる 1-mm 厚の炭素鋼薄板に就てエリクセン試験、A. E. G 法による試験其の他の試験を行ひ抗張力、延伸率、押伸性の關係を求めた。

試験材の成分は普通市場品の範圍とし、抗張力の強化は C のみならず Mn によつても之を行つた。標準化されたる 50 kg/mm² 以上の鋼には珪素を添加したのである。其の範圍は 0.18~0.28% とす。試験片の幅は 12.5 mm, 長さ l = 11.3 x (斷面積)^{1/2}, 中心部に半径 0.1 mm の凹みを作り此の點にて破れる様にした。

エリクセン試験結果と抗張力試験の結果を關係的に示せば第 1 圖の如く、抗張力の増すに従つて延伸率及び押伸程度は小となり、而も抗張力 50 kg/mm² を境として、方向に多少の變化ある 2 つの直線

によつて表示せられる如き關係となる。此の現象は Mu, Si の含有量の相違によるものである。押伸の程度より延伸率を直ちに知るためには第 1 圖を基礎として次式を立てる事が出来る。

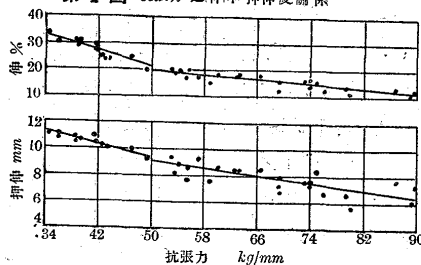
$$\frac{d_w - d_g}{d_g} = \frac{t_w - t_g}{t_g}$$

上式中 d = 延伸率、t = エリクセン押伸の深さ、w = 測定値、g = 第 1 圖直線にあらはされたる値を示す。更に對數を採つてノモグラフにて現せば第 2 圖の如くなる。勿論 50 kg/mm² 以上の材料と以下の材料とは別々に考へねばならない。此のノモグラフを實際に使用して 2.5% の誤差を生ずるに過ぎない。

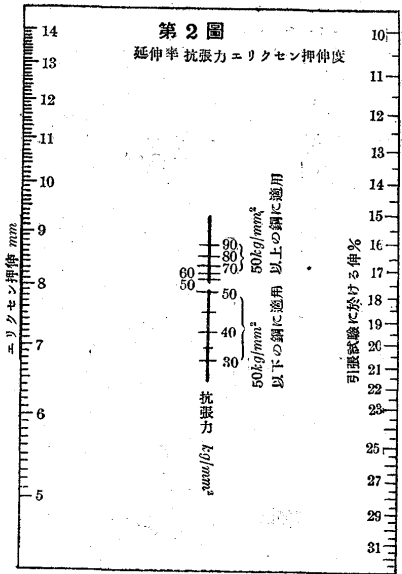
薄板の抗張力をロックウェル硬度より算出すれば抗張力 30~80 kg/mm² の薄板にては次の如き關係が成立する。

$$\sigma_B = 0.000434 R_B^3 - 0.0762 R_B^2 + 5.03 R_B - 83.3$$

第 1 圖 抗張力 延伸率 押伸度關係



第 2 圖 延伸率 抗張力 エリクセン押伸度



次に A. E. G. 法による試験を行つた。其の丸形凹型徑 42 及び 52 mm スタンプ軸徑 30 mm とす。此の試験結果に依れば抗張力 80 kg/mm² に達する薄板と雖も引張衝撃による造形性は良好であり、且つ 80 kg/mm² 以上の材料も同條件に於ては押伸を行ふことが出来る。

次に押伸しプレスによつて試験を行つた。凹型徑 300 mm, スタンプ徑 175, 145, 120, 100 mm のものを順次に使用して 4 回の押伸を行ひ、次の如き試験結果を得た。抗張力 45 kg/mm² 以下の薄板殊に 37 kg/mm² 以上の薄板

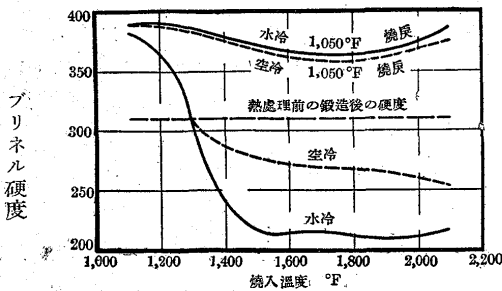
にありては第 4 回押伸が既に確實に安心することが出来ない。3 回の押伸ならば 50 kg/mm² のものまで可能なるも、50 kg/mm² 以上の薄板になると最早や第 2 回目の押伸が不安である。上の缺陷を防止するには中間熱処理を要し、其の温度は 700~750°C、加熱時間 10~15 分にて充分である。斯くすれば 80 kg/mm² の薄板も充分に冷間押伸を行ふことが出来る。(F. K.)

Ni-Al 鋼の析出硬化 (F. B. Foley, Metal Progress, May, 1936) 著者は Midvale Co. の研究室に於て Ni-Al-Cr 鋼の研究中此鋼の硬化現象に注意した。成分から Cr を、又 C を除いても尙且 Ni-Al-Fe 合金は硬化した。然し Ni を成分中から除く時は硬化は見られなかつた。著者は次の如き成分 C 0.03, Mn 0.16, Si trace, Ni 5.03, Al 2.59% のものを作り之を 2,050~2,075°F にて鍛造す。鍛造度空冷せるものゝ硬度はブリネル 309。此硬化を起す Ni-Al 化合物は溶解温度は 1,050~1,100°F にあるらしい (AC₁ 點より著し

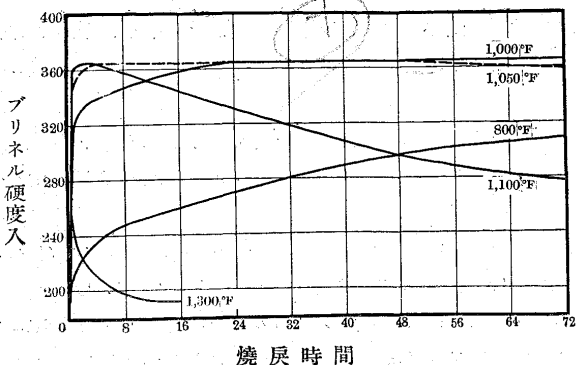
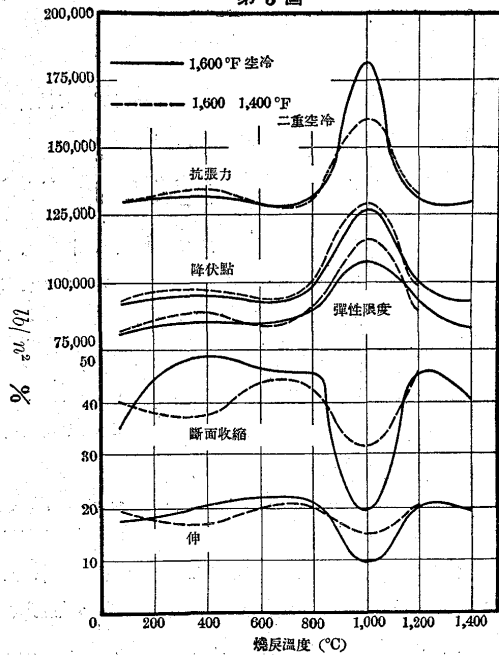
く低い)。従て試験片は 1,100°F から 2,100°F の間で 15 分宛保持し空気が冷却及水焼した。尙總てを 1,050°F にて 5hr. 焼戻した時の硬度は第 1 圖に示す様なものである。結果に因ると化合物は 1,500°F 或夫以上でないに 15 分加熱にては溶解せず。又空冷のものが若干硬度の高い處より見ると化合物は水焼入でなければ全く溶解状態に保てぬ様である。要するに水焼入に依り完全に溶けた状態に置き次に 1,050°F で 5hr 再加熱すると析出の結果硬度は 150 も増加する。

硬化現象に及ぼす時間の影響は第 2 圖に示す。1,300°F で 5hr 加熱すると何れの場合よりも軟くなる(ブリネル 195)。完全の硬化は 800°F では 72hr でも得られないが 1,000°F では 24hr にて充分で 72hr では若干軟くなる。更に温度を上げると時間は短縮さ

第 1 圖



第 3 圖



れる。即ち之は硬化粒の成長と其数の減少に依り軟化するのである。1,100°F では 1hr にて完全硬化の状態となるも爾後は軟化する。又 1,300°F では再溶解と析出とが同時に起るので結果として軟化するであらう。加熱温度の影響を見ると最大硬度は 1,050°F (時間は 12hr) にて得られる。

此處で Al の彼目を知る爲に C 0.05, Mn 0.57, Si 0.19, Al 3.12% のものを作り前述と同様の処理を経たるも鍛造後の硬度 156 に達せず逆に軟化した。従て Ni-Al 化合物が此硬化の原因となつて居る事に疑問の餘地がない。更に Cu 及 Mo に就て試験せるも Ni の如き硬化の力が見られなかつた。即ち Cu 合金 (C 0.05, Mn 0.40, Si 0.23, Cu 3.15, Al 2.49%) を同様の処理をせるに焼入硬度 269 (温度 1,500°F) 900°F 60 分の焼戻にて最大硬度 255 が得られ、又 Mo 合金 (Co 10, Mn 0.10, Si 0.33, Mo 9.58, Al 2.46%) にては焼入硬度 363 (温度 1,300°F)、焼戻 (1,200°F, 60 分) 硬度 415 であつた。

以上の如き理論にて拿用鋼 (C 0.50, Mn 0.36, Si 0.94, Ni 1.58, Cr 10.66, Al 1.77%) に就て試験した。此鋼の Ac₁ 點は約 1,700°F である。其處で之を 1,600° と更に 1,400°F とより二重焼入(空気が)せるものを焼戻し其抗張試験せる結果を第 3 圖に示す。曲線にて見ると抗張力は 800~1,200°F の間に 130,000 p.s.i から急に増し 1,000°F にては 180,000 p.s.i. となる。之も亦 Ni-Al 化合物の析出硬化に因るものである。此種の鋼にて Ni 2.83, Al 3.47% (外に C 0.66, Mn 0.63, Si 0.88, Cr 11.3%) とする時は 2,000°F 或夫以上にて焼入すると austenite 組織で非磁性である。之を種々なる温度にて再加熱すると第 1 表の如き結果となる。即ち各試片は一様に

第 1 表

熱 處 理				ブリネル硬度			
番 號	温 度 F	時 間	焼 入	A	B	C	D
I	1600	30 分	空 氣	311	319	307	312
II	2200	10 分	水	187*	197*	↓	↓
III	1000	1 時間	〃	202*	↓	↓	↓
IV	1300	1 〃	〃	↓	363	321	↓
V	1000	1 〃	〃	187*	444	444	↓
VI	1000	1 〃	〃	207*	477	—	444

* 非磁性

1,600°F で 30 分加熱空冷すると硬度は 309~317 となる。然るに 2,200°F より水焼入すると軟化し非磁性となる (A, B)。次に 1,000°F 加熱にては硬化しないが (A)、1,300°F で 1hr 加熱すると硬度は 363 に増大す (B)。此 Martensitic なものを 1,000°F で再び加熱すると更に硬度は 444 となるも A にては此硬化が起らない。D に於ては処理 I の後單に 1,000°F、1hr の加熱のみにて 444 の硬度が得られた。如上の結果から見ると Ni-Al 化合物は anstentite に溶けるも α 鐵には溶けない様に思はれる。

要するに Ni-Al 化合物の析出に因る最大硬度を得る温度は 1,050°F で之は高速度鋼の二次硬化の夫と又窒素硬化の温度と甚だしく相離れて居ない事は興味ある事である。尙之を利用して Ni-Cr austenite 鋼の硬度を増す事も出来る。(M)

耐熱耐腐蝕鋼の諸性質概要 (Metal Progress; Feb. 1936. Page 49) 一般に耐熱、耐腐蝕鋼を大別してマルテンサイト組織 (A 類)、フェライト組織 (B 類)、オーステナイト組織 (C 類) の 3 種とすることが出来る。各種類に就て其の諸性質を要約すれば次の様である。

1) 化学分析

A:-Cr 約 16% 以下、C 約 0.4% 以下、W, Cu, Ni, Si 及 Mo の少量を含む。強磁性體。

B:-Cr 約 16% 以上、C は極く少量であるが Cr の増加と共に増す。少量の Cu, Ni, Si, Mo, W, Ni₂ を含有し強磁性體である。

C:-オーステナイト組織、非磁性體になるだけの Ni を含むもので通常炭素は極めて少く、Ni は Cr の 2 倍かその逆の成分を持ち添加の総量は少くとも 26% に及ぶものである。

2) 熱処理

A:-施すべき焼入、焼戻、引伸等に応じて變化し、得られる物理的諸性質は成分、主として炭素含有量による。

B:-18% Cr 鋼は 1,400°F 以上の温度に永く保ち、空气中で冷却すれば靱性を得る。此の際表面の脱炭を避けねばならぬ。25% Cr 鋼は 1,650°F からの急冷により最良の強度と靱性を與へられる。

C:-焼入には應じない。1,800~2,150°F の均熱より急冷し、炭化物のないオーステナイト組織を作らねばならぬ。硬度はブリネル 140~170。

3) 靱性

A:-組織の如何によるが、焼戻後では切込ある断面でも、衝撃力の下でも脆弱ではない。

B:-鑄塊中の粗粒フェライトより成る層組織の衝撃値は低いが、適当な加熱と壓延により丸棒、形鋼、板等に相當の靱性を與へることが出来る。組織は窒素で改良される。

C:-高温より低温（液體空氣の温度）に亘り極めて靱性に富む。衝撃にも強いが結晶粒界が腐蝕すると弱から豫防せねばならぬ。

4) 粒の成長と高温に於ける組織の變化

A:-過度の粒成長をさせないこと。1,400°F 迄は許容應力の範囲内で静荷重及び衝撃を加へて差支へない。Cr のみを含有する鋼の焼戻脆性は Mo を少量加へると避けられる。

B:-低 C-Cr 鋼、及常温加工した高 S, Al 鋼は粒の成長著しく特に 1,900°F 以上で甚しい。成長は窒素によつて減少出来る。800~950°F で永く使用すれば、その温度では差支へないが冷却すれば脆くなる。

C:-オーステナイトとマルテンサイトの境界線近くの合金は 800~1,600°F での使用中粒境界に炭化物が折出する傾向がある。爲に靱性は幾分減少し、粒間割れを發生し易くなる。此を防止するには炭素を非常に少くするか、Ti 或は columbium を添加し、Cr 及び Ni を増加し、或は充分安定なる組織にすることである。

5) 高温に於ける強度

A:-1,000~1,200°F 迄の温度では普通の炭素鋼よりも遙かに強い。750°F 迄は引張りの特性を保持する。

B:-耐熱鋼では 1,600°F 迄非常に靱性があり、C 類に比して延性に優るがクリープ抵抗は低い。

C:-約 1,200°F 迄のクリープ強度は高く W, Mo の添加によつて増すことが出来る。靱性は 800~1,600°F の温度範囲に起る不安定組織の爲害せられた。

6) 熱間加工性

A:-鍛造、穿孔、壓延等は 1,700~2,000°F で容易に出来る。貯藏品は 1,600°F で豫熱する。Cr 鋼は空中徐冷で焼入れされる。

B:-鍛造、壓延、穿孔共に可能。加熱は急速に行ふを要し、2,200~1,750°F で鍛造する。最後の加熱を以て 1,400°F 迄加工を續け粒を細かくする。空氣焼入れはしない。

C:-鍛造、壓延、穿孔共に可能。材料を 1,600°F 均等に豫熱し、2,200°F に急速に上げ 1,850°F 迄鍛造する。赤熱脆性は 1,800~1,300°F にあり、空氣焼入れは出来ない。

7) 冷間加工性

A:-低炭素鋼は容易に冷間加工され、線に引き、壓延し、曲げ、成形等の加工が出来る。

B:-A 類と同様であつて、300~500°F に加熱すれば尙容易になる。

C:-A, B 類と同じであるが加工硬化は兩者の約 2 倍迅速である。

8) 切削性

A:-ブリネル硬度 200~250 に熱処理すれば適當な形状のバイトで切削出来る。Free-Cutting 用のものには ZrS を含んである。

B:-普通のバイトで機械加工は充分。冷間加工と高硫黄は切削性を良くする。

C:-超高速鋼や炭化物バイトを以てしても切削は極めて困難である。一般にトップ・レーキの大きい鋭利なバイトを用ひ連続的に切削せねばならぬ。Free-Cutting 用材には Se と P を含有する。

9) 鋸打

A:-冷間で良好な鋸が打てる。自硬鋼は 1,500°F 以上で鋸打する場合には用ひてはならぬ。

B:-脆弱な鋸を避ける爲に特殊の注意を必要とする。1,425°F にて鋸打。

C:-熱間、冷間何れも差支へなし。熱間鋸は 1,900°F の高温でも差支へない。

10) 熔接性

A:-豫熱に注意すれば瓦斯及電氣（電弧、抵抗共）熔接が出来る。熔接直前の焼鈍は自硬せしめる。粒の成長はない。

B:-熔接可能、1,450°F にて焼鈍し熔接部分の脆性化を防ぐ。粒の成長を起させなければ良好な熔接が出来る。

C:-炭化を避け得れば、瓦斯及電氣熔接何れも可能である。熔接箇所は自硬せず靱性に富む。腐蝕作用を受ける部分品は特に比較的低炭素のものか、組織の安定した材料を使用せねばならぬ。

11) 腐蝕抵抗

A:-Cr 含有量と共に増加す。Cr 11.5% 以上ならば風雨、水、蒸氣、有機無機の腐蝕剤に相當抵抗する。若し比較的高炭素ならば焼入れ、1,000°F 以下で焼戻をなす。

B:-A 類よりも優れた抵抗力を持つ。殊に硝酸その他の酸類に強い。

C:-腐蝕抵抗力は主として添加元素総量によるが、A 及 B 類よりも良く有機酸には特に強い。異物粒子の混入せる粘性鹽化物溶液に浸した場合及接合箇所に沿つた表面は激しい點蝕に侵される。

12) スケール抵抗

A:-Cr 含有量に比して増加する。一般的には 1,200°F 迄の温度に於ける連続使用に耐へる。或種の用途では約 1,500°F 位迄差支へない。

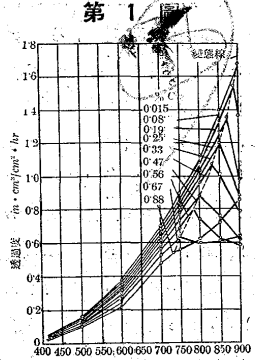
B:-Cr 25% 以上では A 類よりも遙かに優れてゐる爲 2,100°F 迄の還元性氣體、熔融點近く迄の酸化及 1,800°F 迄の硫化ガスに耐へる。

C:-高温で而も腐蝕に耐へるべき目的によい。高 Cr 材料は硫化ガスの抵抗力が強い。

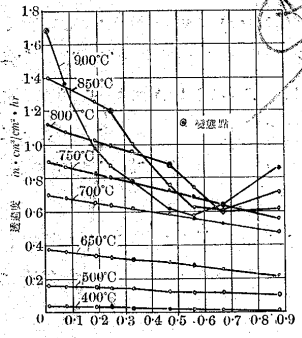
(I. K.)

鋼、アームコ鐵、銅、ニッケル及アルミニウムの高壓に於ける水素の透過度並に水素に依る脱炭 (W. Baukloh u. H.

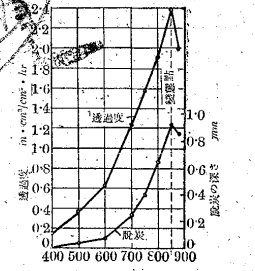
Guthmann, Z. Metallkde, 28 (1936), S. 34/40) アンモニア合成或は石炭液化に用ひらるる容器は高壓で且 600°C 迄の温度の水素に侵蝕される。著者は先に種々の鋼及その他の金属に就いて水素透過性を研究し、透過度と脱炭との間には、ある限られた狭い関係がある事を知り、本研究で之を定量的に實驗した。試料はマンネスマン法に依る繼目無し鋼管及鋼塊を穿孔せるものを用ひ、水素の透過量は壓力計及水銀ピエロトで測定し、之を 760 mm, 0°C に換算した。炭素鋼及 Cr 鋼は高周波電氣爐で熔解し、實驗すべき鋼管は總て燒準状態とした。アームコ鐵、Al, Cu 及 Ni 等は工業用のものを用ひた。先づ透過度と實驗時間との關係を知る爲に



第 2 圖



第 3 圖



0.88% C, 0.56% C 及 0.25% C なる肉厚 6.6 mm の炭素鋼管で實驗温度を 600°, 壓力を 20 氣壓とし 10 時間迄實驗した。實驗中に結晶粒の粗大化及脱炭を避ける爲に充分留意してゐる。結果は、種々の C% 及肉厚に就いて、各單位時間毎の透過量は常に一定であり、且 C% の増加する程水素の透過度は減少し、單位時間毎の透過量も亦稍減少する。次に管の肉厚を 6.6, 5.6, 4.6, 3.6 mm として水素透過度と鋼管の肉厚の關係を調べた。其の結果、透過度と肉厚は指數函数をなす事を證明した。この時の水素は 20 氣壓、温度は 600°である。次に結晶粒の大きさと透過度との關係を實驗した。試料は 0.56% C、肉厚 8 mm なる炭素鋼管で、壓力 20 氣壓、實驗時間 6 時間とした。初めの結晶粒の大きさは 200 μ^2 で、その時の透過度は 0.525 cm³/cm²·hr である。之を 1,000° で 90 分真空焼鈍して結晶粒の大きさを 450 μ^2 とすれば、透過度は 0.585 cm³/cm²·hr となる。結晶粒の大きさを 5,000 μ^2 以上にするためにアームコ鐵管を用ひた。この實驗結果に依れば、結晶粒がある一定値以上に大になると最早透過度には殆ど意義ある影響を及ぼさなくなる。一般に結晶粒が大なる程、即ち結晶粒境界の数の少い程水素の透過度は高くなる。従つて水素が結晶粒境界を選んで擴散すると云ふ事は實在性が無くなり、寧ろ結晶粒境界は水素の透過を妨害するであらう。次に透過度に及ぼす温度の影響を明にするために、種々の C% で肉厚 8 mm なる炭素鋼管で水素の壓力を 20 氣壓、實驗時間を 1 時間として、各温度の透過度を測定した。第 1 圖は其の結果で 700° 迄はすべての C% に就て透過度は上昇し、且 C% の高い曲線は、C% の低いものより常に下にある。第 2 圖から 700° 以下では C% の増加と共に水素透過度が直線的に減少する事が分る。アーム鐵は 900° 迄連続的に透過度を増してゐるが、0.47% C の鋼管は α - γ 變態點なる 800°

で透過度は最高値を示し、以後 900° 迄曲線は下る。こゝに實驗せる 0.015~0.56% C ではすべて α - γ 變態温度で最高透過度が表はれてゐる。0.67 及 0.88% C では變態點で透過度曲線に不連続點が現れるが、更に温度の上昇及 C% の増加と共に上昇する。尙透過度の上述の最高値以後の降下は、C% がパーライト點に近寄る程少くなる。次に水素透過度と壓力との關係に就いて、0.88% C なる試料で 400°~800° で 20~160 氣壓に就いて研究した。其の結果は透過度は壓力と共に増加するが、約 120 氣壓以上では一定値に止ることを示した。次にアームコ鐵、Al, Cu 及 Ni の透過度に就いて、先づ透過度に及ぼす表面状態の影響を調べる爲に、8 mm 厚さのアームコ鐵管で、その一つは内部をアルコールで薄めた硫酸で洗滌し、他の一つは稀硝酸で激しく腐蝕せしめて、20 氣壓の水素の透過度を見た。其の結果は、後者は著しく透過度の高い事を認められたが、之等と同じ處理せる Al, Cu 及 Ni には殆ど其の影響を認め得なかつた。8 mm 肉厚、20 氣壓で Al は 100°~450°, Cu は 500°~800° では完全に水素不透過なる事を示した。然し Ni は同じ條件で 400°~800° では 0.88% C の炭素鋼管と同じ透過度を示してゐる。Cr 鋼の透過度に及ぼす Cr% の影響を定める爲に、0.22~5.82% Cr の 6 種の Cr 量に就いて、C% を 0.11~0.20% C に限定して實驗した。温度は 500°~900° とし、壓力は 20 氣壓である。其の結果は 100% Cr 迄は透過度の減少著しく、以後 Cr% の増加と共に略々直線的に低下して行く。 γ 固溶體範圍内に於ける 900°C の透過度は、 α - γ 變態線以下なる 800° に於けるよりも小である。尙之に就いて透過度と壓力との關係は 400°~800° で 20~260 氣壓の水素に就き實驗したが、其の曲線は壓力と共に透過度の増加を示し、120 氣壓以上では炭素鋼の場合と同じく、一定値に止る。次に水素による脱炭を研究した。試料は 0.88% C の略々一樣な大きさの削屑で、高温高壓水素に依る脱炭量を測つた。實驗時間は何れも 6 時間とし、先づ脱炭量と壓力の關係を調べた。其の結果は 900° では 1 氣壓で 20% 脱炭し、其の脱炭速度は 12 氣壓迄は壓力と共に直線的に増加し、30 氣壓で 100% 脱炭する。以下 α - γ 變態點以下の温度では脱炭曲線はすべて同様に經過し、700° では 60 氣壓で 100% 脱炭し、600° では 90 氣壓で 100% 脱炭する。400° では 140 氣壓で始めて脱炭が開始する。更に脱炭の深さは壓力と温度と共に増加す。次に脱炭の深さと透過度と關係に就いて、0.25% C なる炭素鋼管で、水素壓力 60 氣壓、實驗時間 6 時間として各温度に就いて測定した。第 3 圖はその結果で透過度、脱炭深さは何れも温度と共に同様に上昇するが、850° なる α - γ 變態點で最高を示して以後は却つて低下する。C% と透過度、及脱炭深さの關係は變態點以下では、C% の上昇と共に何れも直線的に低下するが、800° では固溶體範圍に入る C% に対する透過度及脱炭深さは共に不連続性を示す。Cr 鋼の透過度及脱炭の關係に就いて、0.22~5.82% Cr, 0.11~0.20% C 及 0.26~1.56% Cr, 0.31~0.42% C の二組の試料に就いて、前述の如き條件で實驗した。その結果は、Cr 鋼に就いても C% の上昇と共にその透過度は減少するが、然し脱炭曲線は Cr 0.7~1.0% の間で急激に減少し、更に Cr% が増加しても低下度はあまり著しくない。之は炭素鋼の場合とは一致せぬが、擴散現象が實際の炭化物+水素の反應よりも緩慢なる時はこの様な關係が現れ得るものと解す。更に同じ Cr% に於ける C% のその鋼の脱炭に及ぼす影響は、純炭素鋼で得た結果に等し。故に低 Cr% の Cr 鋼で C% が高い時は、高 Cr% で C% の低いものと同じ脱炭深さを示す。故に最も適當な Cr% と C% との間には、ある關係が存

在することを証明するものである。

(佐藤)

超音波 (E. Hiedemann; St. u. Eisen, 21, Mai, 1936) 超音波の發生法、材料の非破壊試験に對する應用、結晶組織に對する作用、熔融物より瓦斯を除去すること等に就て述べて居る。

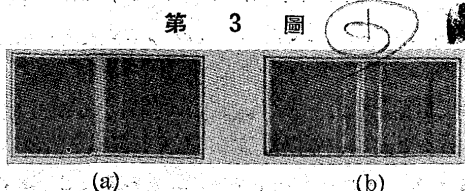
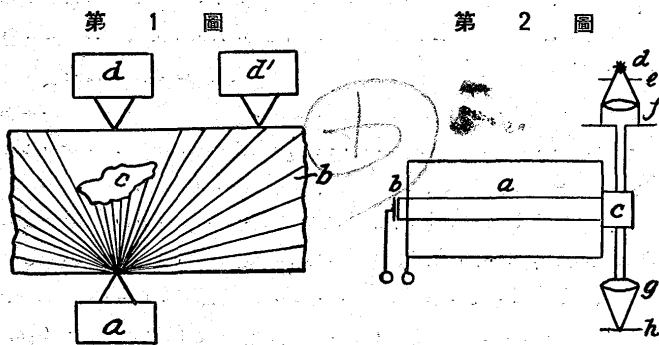
超音波發生法—50 KHz. 周波以下の超音波の發生には主として磁氣歪波發生器が使用せられる。これは磁場内に於ける磁性物質の變形即ち磁氣歪によるものにして、超音波發生器は強磁性體の片より成り、交流磁場内に於て長さの方向に伸長震動を與へられるものである。又渦動電流損失を防止するために強磁性體片の代りに長さの方向に裂目のある管を使用し、或は波の放射を良くするために強磁性體片又は管の端に大きい片を付けることもある。強力なる波を出すためには交流磁場と機械的震動との間に共鳴を起させねばならない。

高周波超音波を得るためには壓電氣音波發生器を用ひ 2×10^8 Hz まで發生し得られ壓電氣結晶には石英が用ひられる。

空氣中に於て超音波を發生するには Galton Pfeife の他に Jul. Hartmann の發生器が適當である。

超音波により材料を破壊せずに試験—不透明體を光線中に置けば容易に其の影を得られるけれども、若し音波を遮らふと欲せば相當に厚い壁が必要である。これは音波は波長が長いからであるが若し超音波を利用せば短波長となる故に、光の如く進み反射により方向轉換することが認められる。此の超音波の反射の助けにより、反射を起させた物質の所在を確め得るに違ひない、と云ふ考へが、大戰中に Langvin 及び其の共同研究者をして、水中の信號交換或は潜水艦の防禦に對する基礎的研究を行はしめたのである。

鐵及び鋼片が超音波を透過せしめるのは此の波に對して硬いからである。若し材料中に小龜裂等があると此處に於ける透過性が著しく少くなり而して其の状態により反射又は吸収が非常に大となる。此の性質を利用することにより材料の良否を鑑定することが出来る。此の研究を初めて行つたのは O. Mühlhäser (D. R. P. Nr. 569,598) で材料中の氣泡、内部龜裂表面疵を確めるための試験を行つた。第 1 圖は同氏によつて認められたる氣泡の例を示す。a は超音波發生器、b は試験材で d の位置に受信器を置いても何等超音波を感じないが、d' の位置に於ては完全に超音波の傳播が感受することが出来る。即ちこれに依りて氣泡 c の存在することを認め得られる。



S. Sokoloff (Phys. Z. 1935, S. 142) は P. Debye 及び F. W. Sears の發見せる現象を應用して超音波による材料試験に關して説明を爲して居る。即ち適當なる條件の下に於ては超音波を透過せる液體は光の廻折格子として働き得る事を利用し、第 2 圖の如き方法によつて材料試験に應用した。試験片 (鋼) a は壓電氣發生用石英と共に高周波電動を受け、鋼片 a は液體容器 c につながり、之が廻折格子の役を爲す。光源 d より照されて居る細隙 e は集光レンズ f の焦點に在り従つて光は f を通過後平行となり硝子製容器 c を通過し、更に集光レンズ g を通過し乾板 h 上に焦點を結ぶ。試験片 a が均一な材質であるならば超音波は弱くならず c に傳へられ従つて鮮明な寫眞 (第 3 圖 a) が得られ、材質不均一な時は不鮮明な寫眞 (第 3 圖 b) が得られる。

此の方法は、今日までは未だ基礎的研究が行はれ居るに過ぎず工業的價値の有無は今後の研究によつて判斷せねばならない。

超音波の結晶組織に對する作用—G. Mahoux は高周波震動を與ることに依り鋼の品質改善を試み、著しく抗張力を増加せしめ、其の他の物理的性質にも改善を加へる事が出来た。又鋼の窒化に此の方法を適用し窒化速度を早め且つ窒化層の深さを大にする事も出来た。Guillet も同様の試験を行ひ、アンモニヤに依つて窒化する場合の速度増大を認めた。尙其の他の調質處理を行ふ際に高周波震動の助けに依つて、低温に於て完成することが出来、例へば鋼板上に沈降 Ni を置き高周波震動を與へつゝ、450°C に熱すれば表面に Ni が合金せられ均一に吸収せられる。

S. Sokoloff は熔融金屬に超音波を作用せしめつゝ冷却し其の凝固速度、結晶組織の研究を行ひ、凝固速度大となり組織細化せられることを認めた。

熔融體より瓦斯の除去—R. W. Royle は超音波を作用せしめて熔融金屬中に溶解せられたる瓦斯の驅逐に就いて試験を行ひ好成績を得た。其の他 F. Krünger, W. Koosmann, V. Hertl 等も同様の試験を行つた。熔融金屬中より包含せられたる鎮洋粒の除去も超音波作用によりて行はんとすることも考慮せられて居る。

其の他—エマルジョンを作ること及び瓦斯中の浮游物質の凝集等にも超音波は有效である。(F. K)

熱辨用鋼の連續收縮に就て (B. Friedmann; Metal Progress, March 1936) 鑄鐵或は一部 Al 合金に見られる所の「粒の成長」に就ては、既に古くより廣く研究されて居るが、反對に鋼に於ける不可逆收縮の現象に就ては從來殆んど文献がない。本文は露西亞の航空機材料研究所に於て W. Akimov 教授指導の下に行はれた研究であり、高級合金鋼のオーステナイト分解機構の研究に光明を投じたものである。辨用鋼の曲りに及ぼす熱處理の影響を知り、辨棒の隙間寸法決定に資する爲試料を Chevenard 膨脹計内で加熱及び冷却を繰返し、時間並に溫度に對する長さの變化を自動的に記録した。試料は 0.35% C, 13.3% Cr, 8.0% Ni, 2.8% Si, 0.45% Mn の熱辨用鋼である。1,100°C からの急冷では組織は一樣にオーステナイトで粒は粗い。これを徐々に熱すれば 750~900°C で收縮を起し、反對に冷却せば 150°C 以下で急激に膨脹する。常溫に於ける此の試料の硬度は加熱前よりも遙かに高く、組織も變化を生じ暗く腐蝕された成分がオーステナイト粒界と結晶を横切る双晶面に沈澱してゐた。次に急冷によりオーステナイト組織に變化した試料を膨脹計中で 200°C~800°C 間を 100°C 間隔に常溫迄徐々に加熱及冷却を繰返し、且つ最高溫度には何れも 5~6 時間保持した。700°C 以下の實驗では長さに何等の變化も起らないが 800°C に水く保持する

と著しい収縮を起し其の量は原長の 5/10,000 である。此の現象が生ずる機構に對して次の事が言はれる。即ち 800°C に於ける収縮はオーステナイトより炭化物が沈澱する爲であり、地は冷却により 150°C の低温に到る迄オーステナイトの儘であり、之の温度で γ 鐵は α 鐵に變化して膨脹するのである。再加熱の際の最高温度が一定値に達せねばこの變化は起らないから 600~700°C 迄の範圍では之の特殊成分を持つオーステナイトは極めて安定であり、炭化物は充分溶解して居るのである。Ni-Cr 熱辨用鋼、例へば 0.50% C, 13.0% Cr, 13.0% Ni, 2.0% W, 2.0% Si の組成ではオーステナイトは更に安定である。高温に於ける炭化物の沈澱に基因する収縮は認め得るが、冷却して常温附近に到るも膨脹せず、加熱及冷却を繰返せば不可逆的な連続収縮を起すのである。(I. K.)

8) 非鐵金屬及び合金

黄銅の熔接 (O. Leemann, The Metal Industry, May, 1936) 酸素アセチレンに依る黄銅熔接上の注意事項である。黄銅の熔接は主として熔接部が多孔となる困難がある。黄銅の成分としては Cu 及 Zn で時に他の元素の少量を含んである場合もあるが固溶體である爲に一定の明確な熔融點を示さず温度範圍に互るのである。即ち Zn の量に依り異なるも 850°~950°C 間に在る。然るに Zn は蒸發温度が 918°C で黄銅を完全に熔すには之より遙かに上げねばならぬ。従て熔接に際して Zn が蒸發し、白い有毒な煙を出し之が熔接部に附着する。之が原因で熔接の多孔性を伴ふもので、此様なものを研磨して見ると黒い點が數多くある。其處で之を充す事をやるが成功する事は少い。

一般に黄銅の熔接には過剰の O₂ を用ふる事が知られてゐるが、其が過剰にすぎると不可なる事が知られてゐない。其故無暗に O₂ を多くする。之も時に成功するが多く失敗を伴ふ。著者の實驗結果に依ると要點は焰の正確な調節と常にそれで行ふ事に在る。Zn 量に依り O₂ 量は變はるが例へば δ 黄銅に於ては殆んどアセチレンを止めてもよい。實驗に依ると同材料でも中性焰で實施した場合は多孔性であるのに非常に過剰の O₂ を以てしたものは全く Sound なものである。要するに O₂ を増して透明な青い焰で實施すればよい。如上の方法に依て熔接したものの組織を見ると中性焰を以てしたものが却て粗結晶なものであり、充分過剰な O₂ を以てしたものが母材と殆んど同様な結晶粒を示した。

然らば何故に斯くなるか。過剰の O₂ を使ふ事は熔融金屬の表面に粘靱な酸化膜を作り、之が Zn の蒸發妨げる爲である。實際に中性焰でやつて見ると熔融物は可動性で且重い Zn の煙は逃げるが、過剰の O₂ を使ふと粘性があり Zn の逃避が殆んどない。此事は黄銅棒を熔す試験を實施して見れば直ちに了解される。熔接する者は殆んど熔接材の成分を知らぬ場合が多いが之は小さい屑金で二三回試験して O₂ の量を定むべきであらう。

以上の外に尙重要な事は吹管の先口の大ききで、一般には出来るだけ小さいものを用ひる様に習慣づけられてゐる爲に過剰の O₂ を用ひると不完全な加熱となり熔金流れ悪く粒状になり多孔性となる。堅實な熔接を行ふには材料の厚さにも依るが鐵の場合の様な吹口を用ひなければならぬ。それで先づ中性焰に依り材料を暗赤色になる迄豫熱し、其後は上述の様にアセチレンを減じ O₂ を増した焰で迅速に熔接を實施するのである。此豫熱が充分でないと結局多孔な熔接に終る。以上の注意事項は黄銅は勿論青銅の熔接の場合にも適用すべきものである。(M)

Pb 合金の粉末製法 (R. W. Rees, Metal Progress, May, 1936) 金屬の粉末を作るには (a) 酸化粉末の水素還元、(b) 溶液からの沈降法、(c) 蒸溜、(d) 機械的の分解等の方法があるが實用されてゐるのは (d) の機械的の分解法である。此方法は材料が延性に富むものでは困難である。特殊の目的で熔融點 350°F 以下の合金の 200 メッシュのものを作る事を要求された。成分は特に重要ではないが Pb を主成分とするもので且安價である事が條件である。Pb を 50% 以上含むと延び易くて破碎或は研磨では不可能で比較的脆い Pb-Sb 合金でも餘り軟かく特に S を加へて脆化させても充分でない。最後に液相と固相との間隔の廣いものを使つて成功した。即ち兩相の間では金屬は丁度濡れた砂の様で僅かの攪拌で粗粒になし得る。此性質を有する合金は Pb 50, Cd 30, Sn 20%。凝固範圍は 350~300°F で粉末とするに適當なるものである。方法は pasty の金屬を固相より約 20°F 低く保てる impeller 型の分解機に入れる。一旦温度を上げると爾後 hot charge の爲に充分障りなく操業し得る。yield は 70% で内 100 mesh 80%, 200 mesh 20% で一個の mill で毎日 200 mesh のものを 200 lb. 位出来る。因に mill は本體が徑 10", 幅 3". 翼の軸の回轉數 1,500 r.p.m. 底の孔の徑 1/64" である。(Y)

洋銀の脱酸及び脱ガス (R. J. Keeley: Trans. A. F. A. 7, 1936, 251-255) 洋銀鑄物の缺陷は多く熔解の拙劣に起因するもので、主なるものは氣孔と滓の介在である。一般に此の合金は熔融時に多量のガス殊に水素の吸収が甚だしく氣孔發生の素因となり、或は高温熔解の爲め亜鉛其他の酸化を來し、鑄込温度の低過ぎる時に介在物の除去が不充分となる。例へば 65% Cu, 20% Ni, 4% Sn, 6% Zn, 5% Pb の合金を 0.1% の Mn で脱酸し、鑄込直前 0.06% の Mg で脱酸し、熔解は極めて良好に行はれたが、鑄込温度を 2,350°F として薄物の鑄造に失敗した如くである。此の場合 2,500°F が必要であつた。熔解爐燃料中の硫黄の悪影響に就ての例は 62.5% Cu, 5% Pb, 3% Sn, 10% Zn, 19% Ni, 0.5% Al の日用品鑄造に、使用コークスの硫黄分が 1.19% の場合は巢の多い製品が得られて失敗し、0.71% の場合に成功した。23% Ni, 13% Zn, 3% Al 残り Cu の印字器部分品鑄造側では肉厚不整の場合に失敗し、Al を 0.5% に減少し成功した。Al の斯かる悪影響は、酸化膜の生成に起因する。Pb 2.5% 以下の洋銀では Si の添加は効果的で、一例は 0.25% Si が巢の防止に役立つのである。

Pb 3% 以上の砂型鑄物では脱酸は次の順序に行ふが好果を與へる。ルツボを引出す數分前 0.10% の Mn (30% Mn-Cu を用ふ) を添加し、次で棒状 Mg を 0.05 を鑄込直前に加へる。

Pb 3% 以下の砂型鑄物では 0.25% の Si (10% Si-Cu を用ふ) で脱酸する。

耐壓鑄物としては Al の添加は廢止すべきであるが、肉厚一定のある種のものには 3% 迄差支へない。壓延用合金には Si, Mg, Al 共に含んではならぬ。此の場合は鑄込數分前に 0.05% を加へる。

(M. A.)

Inconel (Nickel Bull. Apr. 1936, 78-80) Inconel は機械的性質が勝れ、耐熱耐蝕性高く且加工容易な合金として近年著しく應用範圍を擴大してゐる。標準化學成分は 80% Ni, 14% Cr, 6% Fe である。機械的性質は次の如くであるが、正しく焼鈍すれば低い降伏點となし得ると共に、常温加工で著しく抗張力を高める事が注意される。

	抗張力	降伏點	伸%
板及ストリップ (焼鈍後)	35~40t/□"	13~15t/□"	45~55
棒 (焼鈍後)	35~40	13~15	45~55
〃 (常溫引抜)	45~50	35~40	20~30
線 (焼鈍後)	35~40	13~15	45~55
〃 (焼戻後)	78~85	—	—

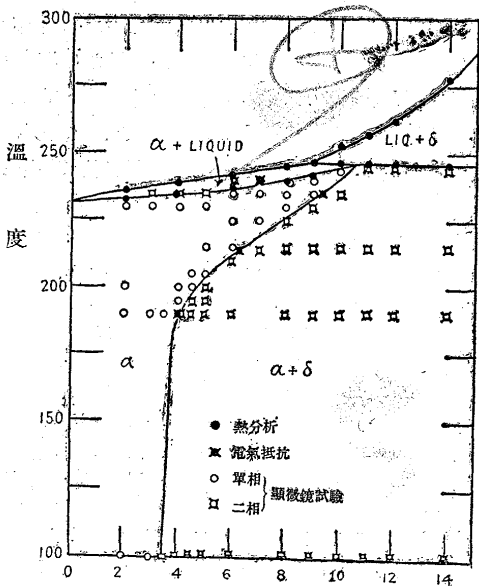
此の合金は強固な耐蝕性を有するが、腐蝕に依る脆化は全く認められない。物理性は次の如くであるが特に弾性係数の高いこと、熱膨張の少いことが特長である。

比重	8.55
膨張係数 (100~200°F)	0.0000064/°F (0.0000115/°C)
〃 (100~1,400°F)	0.00000896/°F (0.0000161/°C)
熱傳導率	3.5% (Cu=100)
比熱 (77~212°F)	0.109
融點	2,540°F (1,388°C)
弾性係数	32,000,000
捩り係数	10,300,000

Inconel は牛乳に對して最も強固であるから、多くのミルクプラントに利用され、其他食品工業に著しい應用を見てゐる。900°C迄は殆んど酸化を見ない。電弧或はガス溶接も容易である。

(MA.)

錫、蒼鉛の錫側に於ける状態圖 (D. Hanson, and W. T. Pellwalpale, J. Inst. Metals 1936, 58 (advanced copy)) 錫、蒼鉛系の状態圖には之迄に可成多くの研究があるが、我國の岩瀬青木、大澤諸氏に依つてなされた全系に渡る研究が最も新しい、本研究はBi 14%迄のSnに側の平衡状態に就いて尙一層詳細に研究したものでSnに固溶するBiの溶解度曲線が包晶温度から200°C迄急に傾斜した點が之迄の状態圖と異つて居る。



急に傾斜した點が之迄の状態圖と異つて居る。

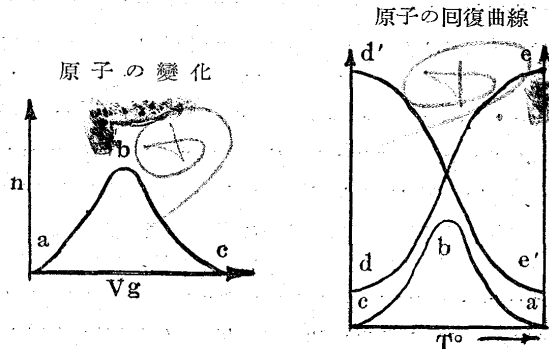
實驗は液線及固線を熱分析に依り、尙固線の決定には顯微鏡試驗をも併用して居る。BiのSnに對する固溶範圍は各温度に長時間熱處理した試料に就いて顯微鏡に依つて圖の如く單相と二相の範圍を決定し又補助的に電氣抵抗をも測定して居るが兩者の結果は良く一致することを述べて居る。圖は之等の實驗結果から得た状態圖にして246°Cの包晶反應は化合物SbSnとBi 9%の融液と作用してBi 10.5%を固溶するα相を形成する、此のSiを主成分とする固溶體は温度の降下と共にBiの溶解度を減じて190°Cにて4%、100°Cにて3.5%となる。

上述の溶解度曲線よりSnを主成分とする軸受合金は熱處理に依つて其の機械的性質を改良することも可能ならんと著者は推察して居る。

(名 黒)

常溫加工の效果並に温度上昇に依る其の消失 (G. Tam-

mann, Z. Metallkde., 28 (1936) S. 6/17) 金屬は常溫加工に依つて硬化し且其の他の性質も亦變化するが、之を加熱する事に依つて最初の性質へ復歸すると共に再び軟化する。常溫加工效果の回復に關して著者は先に (Z. Metallkde. 24 (1932) S. 220) 同種の結晶格子の金屬は其性質の回復状況様々あるが、然し週期律の同じ自然屬にある金屬は非常に類似した回復關係にある事を報告した。本研究



で更に之を詳細に實驗して、常溫加工の回復に關する理論を發表した。實驗に供した金屬はCu, Ag及Au; Ni及Fe; Pt及Pd; Al; 並に之等相互の固溶體である。回復する性質は次の如きものである: (1) 電氣抵抗、熱抵抗、熱起電力、磁氣感應度。(2) 硬度。

(3) 弾力、撓み、曲げ回数。先づCu, Ag及Auの驗實結果に依れば之等の各性質の變化の温度に對する關係は、すべて同様な一つの彎曲點を有する曲線となり、この彎曲點で性質回復の割合は最大である。而して各性質の回復曲線に於る彎曲點は何れも同じ温度範圍で現れる。之等の金屬と同じ結晶格子たる面心立方格子をなすAlは常溫加工に於て、Cu, Ag, 及Auとは本質的に異なる關係を有す。而してAlの常溫加工では電氣抵抗、X線干渉線の幅は共に殆ど變化せず、其の他の性質の回復温度範圍は各々相異つてゐる。かゝるAlの異常な關係はその粘性變形に於て、Alの滑面はCuのそれと同じく(111)面であるが、Cuでは滑方向が常に一定であるに反して、Alではすべての方向へ滑る。従つてAlの滑面に於てはCuに於るよりも摩擦の高まり方が少い様である、と云ふ事に關聯してゐる。次に週期律の狹義に於ける二つの互に非常に接近した自然屬にあるFe, Ni及Pt, Pdに於る性質回復は前述の金屬の場合とは異なり、約400°C迄に回復するものは次の如く:

電氣抵抗、弾力、熱起電力、磁氣感應度及びX線干渉線の幅であり、400°C以上では: 硬度抗張力及伸、溶解速度、密度、等が回復し、此の場合、冷間加工に依つて金屬内に高められた位置のエネルギーが熱となつて發散する。之等兩温度範圍の中間で撓み、曲げ回数が回復する。次にCu, Ag及Auに固溶體を作るべき他元素を添加すれば、電氣抵抗及硬度の常溫加工效果の回復曲線上の彎曲點の温度は、多くの場合に上昇し、其の添加量大なる時は抵抗の回復曲線に第二の彎曲點が現れる。Fe固溶體の場合も亦同様Feの硬度回復曲線の彎曲點の温度は高くなる。抵抗の回復曲線には普通二つの彎曲點が現れ、また抵抗の温度係数の回復曲線にも亦二つの彎曲點が現れる。著者は之等の實驗結果から次の如く論じた。常溫加工に於ける基本的現象は、結晶各部の粘性變形に依つて強制され、一定の結晶學的法則に依つて進行する所の滑りである。而して滑りの道に沿つて滑りに於る摩擦が増大し、之に依つて原子内に未知の變化を生じ、而も此の變化は兩滑面の附近に於て大である。之等の變化は冷間加工の温度では永く保持されるが温度が上昇すれば逆行する。回復範圍のある一定温度に保つ場合はこの逆行が完了せ

ずある程度で止る、若し連続的に温度を高める時は段階的に回復する従つて原子内の變化は均等でない。而して一定の加工率に於る金屬體では種々の變化率の原子が存在しその變化率 v_g と其の原子数 n との関係は a, b, c なる曲線となるであらう。若し温度上昇する時は先づ變化率最大の原子が自然の状態に歸る。故にこの原子の数と温度との関係は a, b, c 曲線に類似の曲線 c, b, a となる。之に伴つて常温加工から回復する性質が温度と共に増加するときは回復曲線は de 曲線となり、減少する時は $d'e'$ となる。而して加工率が增加する程、變化率の大なる原子の数は増加して曲線 a, b, c は變化率の高い方へ移り、曲線 c, b, a は低温度へ移る。従つて曲線 de 又は $d'e'$ はその彎曲點が低温度側へ移る。週期律の同じ自然屬にある Cu, Ag, Au は硬度電氣抵抗、弾力等の回復曲線 $d'e'$ は總て重り合ひ彎曲點も同温度にあり、この温度で、常温加工に依つて高められた位置のエネルギーに基く熱發散が最大となる。故にこれ等の性質はすべて原子内の常温加工に依る同一變化現象に基く事が理解し得らる。 Fe, Ni 並に Pt, Pd の場合は電氣抵抗、弾力は同一變化に基くが、硬度は他の變化に基き而も硬度回復には再結晶を伴ふ更にX線の研究に依ればX線干渉線の幅が擴がる即ち格子面間距離が變化する。之は原子の周りの力場の變化に基くべく従つて原子内に於て、ある變化が行はれてゐる等である。而して同じ結晶格子の金屬でも常温加工の回復では異つた狀況を示し、従つて常温加工に依る性質の變化は結晶格子の種類で定まるのではなく、週期律に於ける其の結晶格子をなす原子の位置に依つて定まる。尙其の變化は力場の變化が條件付ける處の原子自身の變化に基くもので、回復曲線の彎曲點では變化せる原子の最大数が回復し、格子内に、一種の原子のみ存在する時は彎曲點は一つ現れ、二種の原子存在する時は彎曲點二つとなる。而して同じ格子内にある兩種の原子は互に異なる温度範圍で回復し、しかもその温度範圍は各純金屬の場合に對しても偏してゐる。

(佐藤)

Al 鑄物の機械試験方法 (A. V. Zeerlender: Aluminium, 11 (1935), 570.) Al 鑄物の機械的性質、化學的性質、及物理的性質を決定する場合試験片を成可く實際行ひつゝある鑄造方法に準じて作る様に努力せねばならぬ。著者は主として機械試験のことを主眼として詳述してゐる。一般に鑄物の機械的性質は金屬の組成、熔融狀況、熔劑の使用、熔解及鑄造温度、鑄物の形狀、鑄型の種類及特種の鑄造條件(湯口の型、上りの數、冷し金の有無)等に非常に影響される。試験片を鑄造する場合に、3種類ある。即ち第1は試験片を單獨に鑄込むこと、第2は試験片を鑄物自體につけて鑄造すること、第3は適當な試験片を鑄物自體から切出すこと等が行はれる。鑄造温度は非常に機械的性質に影響を與へるが、一般鑄物では鑄造温度が低い方が良いが、時効硬化する鑄物では少し高めの温度から鑄造する方が良くいと述べてゐる。切斷面はシルミンなどでは差程問題にならぬが、時効合金では相當重大な意味を持つ。

鑄物の形狀、鑄型の種類及特種な鑄造條件等が機械的性質に及ぼす影響の甚大なことは勿論で、之等の影響を Anticorodal 合金に就て調べた。鑄型は砂型で bearing box 状のものを鑄造し、湯口上りの長さを種々變化してゐる。かゝる簡単な鑄物でも抗張力は $12.8 \sim 17.6 \text{ kg/mm}^2$ の範圍で、もつと複雑した型のものを鑄造すれば益々機械性質が變化することは容易に想像出来る。之等の事實から大型鑄物につけた試験片は必ずしも鑄物本體の機械的性質を現はしてゐない。従つて信頼性ある方法は鑄物自體の各部分から試験片を採取するに限る。試験片を別個に採る場合は鑄物本體と出来るだけ

鑄造温度、型及冷却速度を同一にしなければならぬ。

(森永)

Al 及 Al 合金に Zn 及 Cd の鍍金 (B. K. Braund & H. Sutton: Trans. Faraday Soc., 31 (1935), 1595.) Zn, Cd を Al に鍍金して耐蝕試験及機械試験を行つてゐる。實驗試料としては Al 板、デユラルミン板、Y 合金及シルミン等を使用した。試料は 10 w/cm^2 以下の壓力で砂吹を行ひ、各種の有機物を含む硫酸亜鉛と醋酸ナトリウムのバス、青化亜鉛及青化カドミウム等のバス中で實驗を行つた。腐蝕試験は食鹽水で間歇的噴霧器を用ひ、3年間に及んで實驗を繼續した。その結果硫酸亜鉛バスのものが青化亜鉛に比して優秀であり、Cd も Zn と略と同様であつた。が、青化亜鉛バスのものに比しては少し劣る。概して硫酸槽による鍍金が最も良くアラビヤゴムを入れると尙良好なものが得られる。鍍金した爲に、どの程度機械的性質の低下が防止されるかを見るのに海岸の驗潮器上に3ヶ月放置後の試験結果、Zn 鍍金を施したものは高品位の Al で被覆した Alclad には劣るが、Bengough 法で處理した Al には匹敵するによる。Zn ものはワニス、エナメルによるものに比して優秀である。之の實驗と同時に Al の表面の豫備的處理を調べた。即ち硝酸と鹽酸との混合酸を使用する方法、鹽酸を含む鹽化鐵の温溫度に浸す方法及水酸化アンモン或苛性曹達の溶液中で處理する方法等を試みた

(森永)

Ni-Co 合金の電氣鍍金 (G. B. F. Young & N. A. Gould, The Metal Industry, May, 1936) Ni 及 Co の同時電鍍の研究で、回轉陰極を使用し温度、攪拌、電流密度、H イオンの濃度及添加劑等の電着合金成分に及ぼす影響に關する研究。電鍍液は第1表に示す如きものにして液は最初 pH 値をととして作る。陰極は冷間壓延した厚さ 3mm の鋼板から徑 2.54cm の圓板を切り、中心に徑 3mm の孔をあけた。電流密度の研究には特に幅 8mm, 長さ 2.54mm の陰極を使用す。陽極は Ni 板の $2.2 \times 3.8 \text{ cm}$ で全没漬面積 16.7 cm^2 。鍍金中 pH 値の變化に對し、増す爲には Na-acetate を、又減する爲には稀硫酸を用ふ。實驗の一回に電着した合金の量は約 0.04 gm であつた。

第 1 表

	N	g/l
$\text{NiSO}_4 \cdot 6 \text{ H}_2\text{O}$	1.5	195
$\text{CaSO}_4 \cdot 7 \text{ H}_2\text{O}$	0.25	35
NaCl	0.15	15
H_3PO_3	0.4	25

(1) 攪拌の影響。複雑な金屬鹽液からの電着合金の成分は回轉陰極の速度に支配される所が大で、第2表に示す如く回轉速度を増すに従ひ Co の % は増して来る。電化列に依ると Co は 0.30 V , Ni は 0.23 V の電壓をもつてゐる故 Co の方が active で攪拌度の増加と共に Ni が多く電着する筈であるが、實驗結果は逆で速度を増すと Co が増して来る。之は硫酸鹽溶液からは低電壓で Co が析出するものと想像される。Fink 及 Lah の實驗に依ると Ni 及 Co

第 2 表

温度 (°C)	極の回轉度 (r. p. m.)			
	0	75	200	800
30	Co 10%	27%	41%	58%
50	32	39	47	60
70	34	42	51	60

(1.08 Amp/cm², pH 4)

の同分子量だけ含んだ液で靜止極に依り 1.08 A/cm^2 にて電鍍した處 100% Co のものを得た。若し之から Ni 及 Co を同時に電着させ

るには Co 鹽を減ずるか、Ni 鹽を増加するかせねばならぬ。又 Fink 及 Rohrman の實驗に依ると、1,000 r.p.m. の極にて Ni/Co の比を 100/1 として得らるゝものは 40% Co の合金である。著者の實驗では液の成分は第 1 表にある様で比は 5.5/1 である。色々の研究はあるが硫酸鹽溶液では Ni が active で攪拌度を増すに従ひ電着合金の Co 量を増すものと考へたい。即ち攪拌が増すと陰極の周圍に Co イオンが移り之が Ni に先だち電着する。此事は Ni 及 Co の單一電壓の誤れる事を意味するのでなく、2 つの金屬が一つの溶液中に共存する時、單一電壓が何も意味しないと云ふ事である。従て他金屬類に於ても同一液に在る場合の正しい電壓の研究の要がある。

(2) 陰極電流密度の影響 電流密度の増加と共に電着合金の Co % の増加するは第 3 表に示す様であるが、其増加量は陰極の回轉速度を増すと共に減少する。従て低電流密度と高電流密度とでは回轉速度と電着合金の Co % とが全く逆になる現象がある。之は

第 3 表

極の回轉度 (r.p.m.)	電流密度 (Adm^2)		
	1.08	3.24	5.40
0	Co 32%	81%	99%
75	34	44	52
200	41	41	42

(溫度 30°C, pH 5.8)

Film 説から解釋出來様。Bennett 等の研究によると陰極の近くの電解液は高い効率と善い電着とを得る爲には、電解液本體よりもアルカリ性に近い事即ち低い酸性である事が必要で、2 つの電極間の液の酸度よりも實際電着の起る液の酸度を考慮に入れればよいとする所謂陰極に接する溶液の Film に因るとするのである。Ni-hydroxide は pH 6.7 で Co は 6.8 である。従て Ni が先に着く譯である。低電流密度では Film が薄く Ni が着き易いが回轉極では勿論 Co の電着を促進する。然るに高電流密度で静止極では Film が厚く Co が着き易いが極の回轉に依り Film は機械的に破れ薄くなる爲に Ni が着き易くなるのである。

(3) pH 値の影響 pH 値が増すと電着合金の Co % が著しく増加する。之は前述の Film 説から明らかであらう。即ち pH 値が増すと陰極の basic film が厚くなり Co-hydroxide の出來る前に Ni の夫が出來、Ni イオンが液から取られ電着 Co % を増加す。

(4) 溫度の影響 陰極の回轉速度 800 r.p.m. 迄は溫度の上昇と共に電着合金の Co % を増加するは第 4 表に示す如し。元來溫度を上げて先に電着して來るものは active でない筈であるが、事實 Co

第 4 表

極の回轉度 (r.p.m.)	溫度 (°C)		
	30	50	70
30	Co 9%	33%	33%
75	27	41	41
200	41	47	47
800	59	59	59

(1.08 Amp/am^2 , pH 4)

は溫度を上げると % を増し Ni の active なる事を示す。本研究の結果を他の研究に比較すると第 5 表の様で、他と異なる點は、(a) 電流密度が他のものより低い、(b) Ni:Co の比が何れも高く、(c) 溫度は何れも低い。(d) Fink & Lah は攪拌度は示して居ない。(e) Pletenor & Kuznetzor の結果に依ると電着合金の Co % は溫

度の上昇と共に減少する。然し之は回轉極 2,000 r.p.m. であつた。

第 5 表

	Amp/dm^2	Amp/ft^2	Ni:Co 鹽の比	pH	溫度	攪拌 r.p.m.
Young & Gould	1.08	10	6~1	4	30	0~800
Fink & Lah	2.16	20	10~1	4.75	22	適宜
Pletenor & Kuznetzor	3.24	30	16~1	3.5	20	2,000

以上の外有機物の添加として gelatin を 50 mg/l 入れると光澤の良い美麗な鍍金が得られる。之を要するに Silver-white の鍍金を得るには第 1 表に示す様に Ni:Co を 6/1 としたものを使ひ、pH 5.5~5.8, 20°C, 陰極電流密度 1.08~3.24 Amp/am^2 で攪拌の程度に依り所望の Ni-Co 合金が電着し得て又實際操業も容易である。

(M)

10) 工業經濟及び政策

可鍛鑄鐵の注文要項 (Machinery: Vol. 42, No. 2, Dec. 1935, Page 256) 可鍛鑄鐵を注文する際、購入が生産者側に充分諒解される様な注文要項を提出しない爲に種々の困難が伴ふので、今般米國の The Lake City Malleable Co. では注文要項の概要を定めた。これは既に 1931 年米國鑄造協會に依つて制定されたものを、今回更に改訂、簡約したものであつて、注文書に必ず記載すべき要項は下記の通りである。

- 1.) 見本鑄造品又は詳細圖
- 2.) 鑄物の實際重量、萬一不明の節は推定重量にて可。
- 3.) 各鑄型に對する製品の数と豫定發送期日。
- 4.) 各鑄型に對する 1 回分及び 1 年分の注文數量。これは注文品の大小並に回数に順じて、鑄造機械に型を裝備するか或は特殊の取付方法を講じて生産費を低減する爲である。
- 5.) 型装置と其條件指定
 - a) 型の複類; 原型の數と原型板へ取付けの可否、湯口取り、原型板及機械。
 - b) 型の材料; 木材、黃銅、Al 白色合金又は鐵。
 - c) 鑄造品 1 個に要する中子の數、中子型の種類並に形狀。各中子型に對する中子の數、中子の材料、中子製造機に適する設計なりや否や、中子乾燥機の種別と數及び總ての型は實際作業に適應すべき塗料を施すべきこと。
- 6.) 添付圖面には下記の要項を明確に記載のこと。
 - a) 主要寸法、公差及仕上箇所。
 - b) 特殊の要求例へば、試験、検査、研磨方法、眞直性、穿孔仕上等に關する事項。
 - c) 特殊の裝備、必要ならば記號番號、型番號及び商標等を入れ文字の浮出しか沈みかをも指定する。
- 7.) 鑄造品の使用目的。受壓部分品に對しては壓力試驗方法を示す。
- 8.) 重量買か個數買かを明示すること。重量買の場合にあつては價格は正確な重量で決定されるのである故鑄造後見積重量に相違ある場合は正味重量を以て價格を決定する。
- 9.) 荷造り箱、記號又は荷造り方法に對する要求。
- 10.) 表面加工仕上方法の指定、例へば亞鉛鍍、鍍金、塗裝等。
- 11.) 鑄造其の他製作に困難を経験した事のある場合には必ず附記する。此の種の報告は一般に件業技術の困難を除去し、設計變更に對する良き示唆となるものである。(I. K.)