

# 抄 録

## 2) 耐火材並に燃料及驗熱

氣體干涉計によるガス中のベンゾール測定 (E. König, Glü-ckauf, 71, 1935, 543~5) ハーバー・レーウェ型氣體干涉計を應用して石炭ガス中のベンゾール含量を測定せる二、三の例を記載した。干涉計による測定原理は、標準ガス及び被檢ガスを夫々標準ガス室及び被檢ガス室に送入し、兩者の屈折率の差より被檢ガス中の檢出成分量を求めるにある。この場合は標準ガスとして  $NH_3$ ,  $H_2S$ , 水分及びベンゾールを除去せる石炭ガスを使用した。即ち試料石炭ガスを順次  $NH_3$ ,  $H_2S$ , 水分除去装置を流過せしめたる後、之を2個の分液に分ち、一は直ちに被檢ガス室に導入し、他は更に活性炭を通過せしめてベンゾールを吸着除去したる後之を標準ガス室に導入して、兩者の屈折率の差を測定す。但し該屈折率の差は廻轉子の目盛にて與へられるものにして、茲に使用せる干涉計についてその目盛をベンゾール蒸氣濃度に對して標定せる結果は純ベンゾールの場合は1目盛についてベンゾール含量  $0.419 \text{ gm/m}^3 \text{ gas}$  である。尙この値は脂肪炭(抄録者註: 粘結性炭の一種)及びガス用炭より夫々活性炭法又は冷却法にて捕集せる粗ガスベンゾール並にエンド・ガス・ベンゾールに就ても殆ど同様である。今以上の如き干涉計法と活性炭法及び冷却法にて得たる石炭ガス中のベンゾール含量を比較

實驗番號	ベンゾール量 ( $0^\circ 760 \text{ mm}$ )			すれば右表の如くである。 尙干涉計法による ベンゾール定量は干 渉計のガス室の長さ によつてその精密度
	干涉計法 $\text{g/m}^3$	活性炭法 $\text{g/m}^3$	冷却法 $\text{g/m}^3$	
1	1.68	1.53	1.46	
2	1.55	1.24	1.65	
3	1.67	1.72	1.65	
4	1.47	1.39	1.52	
5	1.52	1.49	1.38	

を異にし、ガス室の長さも程精度大であるが、然し測定範囲は狭くなる。例へばガス室の長さ  $100 \text{ cm}$  のものは廻轉子1目盛乃至  $3,000$  目盛に對してベンゾール含量  $0.4 \text{ g}$  乃至  $120 \text{ g/m}^3$  まで測定せられ、又長さ  $10 \text{ cm}$  のガス室のものは  $0.4 \text{ g}$ ~ $1,200 \text{ g}$  まで測定し得。而して干涉計法によればガス中のベンゾールの定量に要する時間は1~2分で充分であるから工場に於て作業の管理に應用すれば便利である。(Y. F.)

コークス爐カス中のオレフィン及びパラフィンの簡便な測定法 (P. K. Ssakmin, Gas-u. Wasserf. 78, 490-492, 1935)

Tropsch 及び Dittrich (Breun-Chem., 6, 169, 1925) の方法よりも優越せるガス中のオレフィン及びパラフィンの一新測定法である。この方法によつてブチレン、エチレン、プロピレン、エタン、プロパン及びベンゾールの定量が出来る。又一回の試験に要する被檢コークス爐ガスは約  $20 \text{ l}$  である。先づ被檢コークス爐ガスを荷性カリによつて洗精し  $-60$ 乃至 $-80^\circ \text{C}$  の冷却器でベンゾールを捕集し、次に液體空氣の凝結器によつて爾餘の全炭化水素類を液化捕集し且つ凝結器内の空間に残存せるメタンは油ポンプによつて  $1 \text{ mm}$  減壓下に1時間吸引して除去する。而る後に冷却を止め、この液化水素を再び蒸發せしめてそのガスの全容積を測定する。この中にはメタン以外の全オレフィン及びパラフィンを含有してゐる。このガス混合物の分析を行ふには先づこのガス混合物を二部分に別つ。第一の部分は  $84\%$  の硫酸に吸収せしめてプロピレンとブチレンの合

計量を測り、次に臭素水によつてエチレンを定量す。この時の殘部はエタン及びプロパンであるから之は燃焼せしめその際の生成炭酸ガス量と全パラフィン量とよりしてエタン及びプロパンの各含量を決定する。次に第二の部分は之を直接燃焼せしめて生成する炭酸ガス量を求める。これよりパラフィン及びエチレンよりの炭酸ガス量を控除してプロピレン及びブチレンに相當する炭酸ガス量を知り從てプロピレン及びブチレンの含量を計算し得。(Y. F. B-C)

コークスの着火温度及びその燃焼を持続せしむるに要する空氣量 (C. Holmes 及 J. D. Davis, 1935 年度 American Chemical Society 講演, Brennstoff Chem., 19, 1935, 370) コークス着火温度及びその持続的燃焼に必要な最少空氣量の測定法を攻究した。供試コークスは工業的コークス爐に於て  $500 \sim 1,100^\circ \text{C}$  の範圍に於て  $100^\circ \text{C}$  づつ炭化温度を異にして生成せるコークスを用ひた。その結果によれば着火温度及び所要空氣の最小量はコークス化温度の直線的函數であり、その傾斜は原料石炭の種類によつて異なる。更に着火温度はコークス中の揮發分含量に關係し、揮發分の多きコークス程着火温度は低い。高温コークスに於ては着火温度は反應性と規則正しき關係を示す。然し低温及び中温コークスに於てはこの關係は最早存在しないで、それ等の場合は着火温度の著しく異なるものも、その反應性に於ては全く差異無きか、或は極めて差異は尠い。尙原料石炭の自然化程度とコークスの着火温度の間には關係は無いことを認めた。(Y. F.)

炭酸ガスに對するコークスの反應性を測定する改良法 (D. A. Reynolds 及 J. D. Davis, 1935 年度 American Chemical Society 講演, Brennstoff Chem. 19, 1935, 370) 低温、中温及び高温コークスの反應性測定に於ける炭酸ガス法の改良について研究した。低温コークスと高温コークスの反應性は著しき差異のものであるが、測定條件の中で反應温度及び加熱時間を適當に撰定しなければ兩者の反應性に於ける本來の差異を求め難い。何となれば凡てのコークスは比較的高温度に加熱すれば未だ  $CO$  を發生する、從て  $CO_2$  に對するコークス反應性測定の場合、反應生成ガスなる  $CO$  の量に誤差を招來する。特に低温コークスは極めて短時間なりと雖之を中温に加熱すれば化學的及び組織的に變化するから、その反應性測定は能ふる限り低温で且つ短時間以内に測定せねばならぬ。著者の研究によれば低温コークスは最大の反應性を有し、更に反應性は一方に於ては原料石炭の種類に依存し、他方に於てはコークス化温度に關係することを認めた。(Y. F.)

固體炭素の反應性を正しく測定する一新法 (C. C. Furnas, Brennstoff Chemie 16, 1935, 370, 1935 年度 American Chemical Society 講演) 著者は先づ從來の反應性なる用語が一義的で無かつた點を論じた後、 $C+O_2=CO_2$  及び  $CO_2+C=2CO$  なる反應の反應恒度恒數によつて反應性を測ることを提唱した。つまり、この第2の反應は第1の反應と何等直接の關係が無いから、從て反應性は2個の相異なる量性より成立してゐると云ふ見地より、數學的に上掲二種の反應の速度恒數を近似的に求める簡単な方法を提出した。此方法によれば實驗値としては燃焼しつつある固體燃料の火床に於ける測定的位置に於ける燃焼ガス中の  $CO_2$  量の極大値を求めれば計算し得るのである。尙斯の如くして從來の文獻に登載せられ

た實測値を使用して諸種の固體燃料の反應性を算出して比較してある。(Y. F.)

**コークスの反應性** (A. Reis. Chim. et Ind. 33, 1935, 1997-1306) 焚燒用、冶金用、ガス化用等の用途に對するコークスの適性に就ては、機械的性質のみならず又反應性(空氣又は  $CO_2$  に對する反應性)が決定的である。著者は先ずこれ等の各用途に際してコークスの反應性に對して要求せられる諸點について概觀的に記載し、又從來のコークス反應性測定方法について挿體的の記述をなした後、コークス反應性を支配する諸因子並にコークス反應の機構に就て述べた。更に焚燒用の場合と他の場合に於けるコークスの能度、つまり同一條件の下に於て  $O_2$  に對する反應と  $CO_2$  に對する反應の能度を測定すべき方法の出現を要望し、且つコークス爐に於て特定の反應性を有するコークスの製造及び反應性を増大せしむべき新らしき方法の發展を望ましきものであると結んである。

(Y. F. B. C.)

**高温に於ける工業用ガス及び蒸氣の比熱** (E. Justi, Forschungs Ingenieurwels., 5, 130-37, Brennstoff-Chemie, 1935, 16, 57) 工業用ガス及び蒸氣に關する比熱の研究の結果を統一的に集録した。此場合、未だ論議の餘地を存する測定法(例へば一般に過高の値を與へる爆發法、或は過少の値を與へる音速法)による測定値は集載せずして、ただルマ・プリングスハイム法、流過法、スペクトル法による値を撰定した。かくして得たる比熱  $C_p$  及び平均比熱  $C_{pm}$  は夫々第1表及び第2表の如し。これ等の結晶は燃料化學的及び熱力學的計算に際して意義ある數値である。

第 1 表

諸種の溫度(°C)及び恒壓(絕對氣壓0)に於ける工業用ガス及び蒸氣の眞比熱  $C_p$  ( $Kcal/m^3$ )

溫度 (°C)	$H_2$	$N_2$	$CO$	$O_2$	$H_2O$	$CO_2$	空氣
0	0.310	0.310	0.310	0.312	0.354	0.382	0.311
20	0.310	0.310	0.310	0.313	0.365	0.394	0.311
100	0.310	0.311	0.312	0.318	0.361	0.492	0.312
200	0.310	0.314	0.316	0.328	0.371	0.467	0.317
300	0.311	0.319	0.322	0.338	0.382	0.502	0.323
400	0.311	0.326	0.330	0.348	0.394	0.525	0.330
500	0.312	0.333	0.338	0.356	0.407	0.546	0.338
600	0.314	0.339	0.345	0.362	0.420	0.563	0.344
700	0.317	0.346	0.351	0.368	0.433	0.577	0.350
800	0.321	0.352	0.356	0.372	0.446	0.589	0.356
900	0.324	0.357	0.361	0.376	0.459	0.598	0.362
1,000	0.328	0.361	0.365	0.379	0.471	0.606	0.365
1,100	0.332	0.365	0.369	0.381	0.482	0.613	0.368
1,200	0.336	0.369	0.372	0.383	0.493	0.619	0.372
1,300	0.340	0.372	0.375	0.385	0.505	0.624	0.375
1,400	0.344	0.374	0.377	0.387	0.512	0.628	0.376
1,500	0.348	0.376	0.379	0.388	0.520	0.632	0.378
1,600	0.351	0.378	0.381	0.389	0.527	0.635	0.380
1,700	0.354	0.380	0.383	0.390	0.533	0.637	0.382
1,800	0.357	0.382	0.384	0.391	0.539	0.639	0.384
1,900	0.359	0.383	0.385	0.392	0.545	0.641	0.385
2,000	0.361	0.384	0.386	0.392	0.551	0.643	0.386
2,100	0.364	0.385	0.387	0.393	0.556	0.645	0.387
2,200	0.366	0.386	0.388	0.393	0.560	0.647	0.388
2,300	0.368	0.387	0.389	0.393	0.564	0.648	0.389
2,400	0.369	0.388	0.389	0.394	0.567	0.649	0.389
2,500	0.371	0.388	0.390	0.394	0.570	0.650	0.389
2,600	0.373	0.389	0.390	0.394	0.573	0.651	0.390
2,700	0.374	0.390	0.391	0.395	0.576	0.652	0.391
2,800	0.376	0.390	0.391	0.395	0.578	0.653	0.391
2,900	0.377	0.391	0.392	0.395	0.580	0.654	0.391
3,000	0.378	0.392	0.392	0.395	0.582	0.654	0.392

第 2 表

0°C 乃至 4°C 間の恒壓(絕對壓力0)に於ける工業用ガス及び蒸氣の平均比熱  $C_{pm}$  ( $Kcal/m^3$ )

溫度 (°C)	$H_2$	$N_2$	$CO$	$O_2$	$H_2O$	$CO_2$	空氣
0	0.310	0.310	0.310	0.312	0.354	0.382	0.311
100	0.310	0.311	0.311	0.314	0.358	0.406	0.312
200	0.310	0.311	0.313	0.319	0.362	0.429	0.313
300	0.310	0.313	0.315	0.324	0.367	0.448	0.315
400	0.310	0.315	0.318	0.329	0.372	0.464	0.318
500	0.311	0.318	0.321	0.333	0.378	0.478	0.321
600	0.311	0.321	0.325	0.337	0.384	0.491	0.324
700	0.312	0.320	0.328	0.341	0.390	0.502	0.327
800	0.313	0.327	0.331	0.344	0.396	0.512	0.330
900	0.314	0.330	0.334	0.348	0.402	0.521	0.333
1,000	0.315	0.333	0.337	0.350	0.409	0.530	0.336
1,100	0.317	0.336	0.340	0.353	0.415	0.537	0.339
1,200	0.318	0.338	0.342	0.355	0.421	0.543	0.341
1,300	0.320	0.340	0.344	0.357	0.427	0.548	0.343
1,400	0.321	0.343	0.346	0.359	0.432	0.553	0.346
1,500	0.323	0.345	0.348	0.361	0.438	0.558	0.348
1,600	0.325	0.347	0.350	0.363	0.443	0.563	0.350
1,700	0.326	0.349	0.352	0.364	0.448	0.568	0.352
1,800	0.328	0.351	0.354	0.366	0.453	0.572	0.354
1,900	0.329	0.352	0.356	0.367	0.458	0.576	0.355
2,000	0.331	0.354	0.357	0.368	0.462	0.579	0.357
2,100	0.333	0.355	0.358	0.369	0.466	0.582	0.358
2,200	0.334	0.356	0.359	0.370	0.470	0.585	0.359
2,300	0.335	0.358	0.361	0.371	0.474	0.588	0.361
2,400	0.337	0.359	0.362	0.372	0.478	0.590	0.362
2,500	0.338	0.360	0.363	0.373	0.481	0.593	0.363
2,600	0.339	0.361	0.365	0.374	0.485	0.595	0.364
2,700	0.341	0.362	0.365	0.375	0.488	0.597	0.365
2,800	0.342	0.363	0.366	0.375	0.491	0.598	0.366
2,900	0.343	0.364	0.367	0.377	0.494	0.599	0.367
3,000	0.344	0.365	0.368	0.378	0.497	0.600	0.368

(Y. F.)

**石炭の濕式酸化** (H. E. Blayden 及 H. L. Riley, J. Soc. Chem. Ind, Chem. & Ind., 54, T. 159-163 (1935)) 著者等の既報(Blayden 及び Riley, Gas World, 99, Coking Sect. 116, 1933; Blayden, Noble 及 Riley, Gas Journal, 205, 201-204, 1934)に於て、コークスの反應性及び燃焼性を解明すべき資料として石炭の濕式酸化を研究する方法を行つた。この方法に使用せる装置は鋼中の  $C$  定量の装置に類似せるものであつて、その原理は粉細したコークスを  $CrO_3$  及び  $P_2O_5$  の混合溶液を以て酸化せる場合に發生する  $CO_2$  を定量するにある。即ち一定の細粉度とせるコークス 1 gm を 50 cc の溶液(シロップ状  $P_2O_5$  100 cc 中に 20 gm の  $K_2Cr_2O_7$  を溶解せるもの)に混じて湯煎上にて 100°C に加熱し、發生する  $CO_2$  は 2 箇の曹達石灰吸收管を 1/2 時間毎に交互に連結して吸收秤量した。此間に全装置中には炭酸ガスを除去せる空氣を毎分 50 cc の割合にて吸收流通せしめるものとす。實驗結果を圖示して見ると炭酸ガスの發生は諸種のコークス試料に就て何れも可なり直線的經過を示す。然して此等の結果の中にて一見奇異なる事は比較的反應性の少なる高温コークスが反應性大なる低温コークスよりも(酸化せられて)炭酸ガスを發生するのが迅速であると云ふ事實である。著者の意見によればコークスの種類によつて反應速度の異なる原因はコークス物質の性質が各コークスによつて異なるによるものと考へられる。炭素の性質がその燃焼速度に及ぼす影響を知る爲に、ダイヤモンド、黒鉛、レトルト黒鉛、木炭、無煙炭等の諸種の炭素に就て研究した結果、各試料の反應速度の差異はそれ等の含む黒鉛の含量の差異に歸着する。

此等の事柄と關聯して無定形炭素と黒鉛との化學的性質について

考察した。O. Ruff, G. Schmitt 及 W. Olbrich (Z. anorg. allgem. Chem., 148, 313, 1925; C. f. Bren. Ch. 6, 296, 1925) によれば無定型炭素は實在の型態と考ふべきものであつて、このものは 1,100°C に於て「バラ結晶」の型態を探りその性質は黒鉛に接近するものであると云ふ、然し無定型炭素が未だ揮發性成分を含有すると云ふ事實より鑑みると、上述の如き型態の移行は不純な炭素種より階段的に黒鉛が生成するものであらうと考へる。而して著者の意見を以てすれば黒鉛は X 線的に一定の格子構造を持つが、この構造は他種の原子を探り入れて變形して無定型炭素を生成する傾向を有するものである。斯く考へる時は上述の如き濕式酸化に際しての高温コークスと低温コークスの態度の差異をよく説明し得る。即ち純粹の黒鉛はその多數の副原子價によつて酸化に對する感受性が大なのである。然し今若し黒鉛格子に他の原子を探り入れる時はこの感受性を充結しそれを低下せしめる理であるから、無定型炭素が濕式酸化を受け難いことが説明出来る。更にコークスの黒鉛含量はその燃焼性に決定的に影響するから、上掲の方法は又コークスの燃焼性に關する智識を得る可能性を提供する筈である。(Y. F. B. C.)

### 3) 銑鐵及合金鐵の製造

熔銑爐の滓と瓦斯に就て (A. H. Dierker. Fou. Tra. Jou. Oct. 3, 1935. p. 260) 今日一般に信じられてゐるキウボラ燃焼論に従へば羽口から入つた空氣は C と化合して CO<sub>2</sub> 瓦斯に成り之は轉て過剰の白熱炭素に會つて CO になる。CO は更に爐内装入物の間隙を上昇して装入口の附近で之から侵入する空氣の爲に青色の焰を上げて CO<sub>2</sub> に燃える。

處で羽口から入つた空氣の一部は其の O<sub>2</sub> を全部消費し盡さずに爐内へ進むから上記の反應は完全に行はれ無し又羽口前で全反應が終るものでは無い。而して空氣や CO<sub>2</sub> は續くと爐内を上昇して行くから之等の反應が羽口面上で完結することも考へられ無い。従て反應の大部分は羽口面から少し上方に亙つて起る事に成る。之に關して Belden は瓦斯成分と温度の關係を研究して遊離酸素の最高位置並に最高温度の限界を第 1 圖の如く決定し、之等限界線の上方で

第 1 圖 熔解すれば最も良い結果が得られると主張した。かくすれば装入地金は遊離酸素の無い CO の多い還元帶で加熱酸化されて酸化帶を急速に落下し湯溜へ行く事に成る。

兎も角にもキウボラ内に酸化状態と還元状態とが同時に存在する事は明かな事實であつて、第 1 圖から直ぐ解かる様に全部の地金が同じ状態を経るものでは無く爐内周縁部に在る地金は激しい酸化を受けるが中心部のものは殆ど酸化を受けない。又最高温度限界も直線状には成らないから、たとへば装入地金の大きさを同一に揃へても之等が全部同一面上で熔解する事は出来無い。經驗ある操業者は遊離酸素及び最高温度の限界線が初込骸炭床の高さ骸炭の大きさ地金の大きさ送風量及び裏附の状態等に依て變化する度合をよく心得てゐる。言ふ迄も無く之等限界線の位置が變れば熔湯の性質も變つて来る。

斯くの如きキウボラは或は程度の酸化作用を免れ無いが後で酸化物を除去すれば此の酸化が必ずしも特に有害とは限らない。勿論過度の酸化を受けて脱炭法を構じ無ければ明かに有害である。第 1 表は其の例で電氣爐熔湯を取鍋にとりミルスケールを添加して酸化が強さを害する事を示したもので酸化鐵の爲に抗折力及撓度が著しく

減少して居る。

第 1 表

ミルスケール 添加量	C	Si	Mn	P	S	抗折力 lb	撓度 %	ブリネル 硬度	抗張力 t/in <sup>2</sup>	
A	0	2.69	2.38	0.49	0.03	0.88	4,640	0.211	241	25.3
	0.8%	2.73	2.30	0.46	—	—	3,550	0.135	241	22.5
B	0	2.76	2.42	0.47	0.03	0.06	4,710	0.235	235	24.3
	1.6%	2.76	2.25	0.46	—	—	4,360	0.214	235	23.7

C は高温度で強い脱炭剤と成り O<sub>2</sub> や酸化物に會へば之を還元して減少する。例へば酸性電氣爐で熔湯を過熱するとき C が減少し Si が増すをよく經驗するのは高温に於て C の爲に酸化物や SiO<sub>2</sub> から Si が還元される結果に他ならない。若し熔湯に滓が無ければ過熱を増すに従て熔湯表面の C が酸化されて脱炭作用を起す事は既に Saegar 及 Ash の詳細な研究がある。處でキウボラでは酸化と還元が同時に起るからして、Si の還元及酸化が同時に起り得るし C も一方で吸収され他方で酸化される。其れ故に装入より出湯迄の Si の減量は必ずしも酸化の全量を表すものではなく寧ろ還元された Si 量と酸化された Si 量との差額と見做した方が至當である。或る状態では還元された Si 量が酸化された Si 量より多い事も有り得る、此の場合には装入配合よりも出湯成分の方が Si が高く成るのであつて實際作業に於て屢々經驗される處である。高温度では又 Si が揮發性と成るばかりで無く揮發性の硫化珪素を作るに依て一般に經驗される如く高珪素銑は低珪素銑に比して S の吸収量が低く低珪素の鋼は鑄鐵屑や銑鐵よりも S の吸収量が多く成る。斯くの如く Si は鑄鐵の S 吸収量と重大な關係がある。

キウボラの熔解帯には多量の不純物が集結する、之等は主として骸炭の灰分、装入に附着せる砂鏽 (FeO, MnO, SiO 等) 及び耐火爐材より來るもので、熔解帯で粘着性の滓を作り次第に操業を困難にするから適當に熔劑を加へて流れの良い滓を作り成る可く速かに有效的に而も經費のかゝらぬ様に滓出口から之を取出す。流れの良い滓を作るには石灰石の代りにドロマイトを用ひてもよいが、滓の性質が熔湯成分に影響を及ぼす事を忘れてはならない。著者は某工場の切削性の大きい而も肉薄の鑄物を吹いてゐるキウボラから一定時間毎に滓を採つて研べた處操業の終りに近附くに従て SiO<sub>2</sub> が増加するを知つた。第 2 表に其の最初と最後の滓成分を示す。此の場合初

第 2 表

	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	CaO	MgO
最初の滓	40.9	22.4	1.5	24.4	8.6
最後の滓	56.0	21.3	0.9	15.4	5.5

めより終り迄熔湯成分に大した變化は無かつたが初の内は立派な鑄物が出來たのに最後の湯は鑄物に硬粒點を生じ機械仕上が困難であつた。滓は熔融點の最低のものが必ずしも最良のものとは限らない。則ち熔融點が高くとも化学成分次第で粘性が大きくも小さくも成るからである。Herty に依れば粘性が最小の滓の成分は熔融點の最も低い共晶成分 (37% CaO SiO<sub>2</sub>) では無く融點が之より 100°C 高い 48.2% CaO SiO<sub>2</sub> のものである。(N.)

熔銑爐高級鑄鐵 (R. P. Lemoine: Transactions American Foundrymen's Association, Vol. VI, October, 1935 No. 5 P. 745) 現在佛國の各工場では C 含有量 3% より遙に低い高級鑄鐵を製造してゐる。實地試験は極めて良好で複雑な鑄物を造つた場合にそれより試験片を切り採つて、抗張力試験を行ふと、その最大値と最小値との間には 15% 以上も相違がない。然るに鋼性鑄物では 40~60% も相違してゐることが屢々あるのである。此の高級鑄物の抗張力の平均値及び最大値も亦鋼性鑄物より遙に大である。此の鑄鐵

の代表的成分を示すと、

$T. C$  2.50%       $Si$  2.50%       $Mn$  0.80~1.15%  
 $S$  0.08%以下       $P$  0.30%以下

此の成分のものは最初電氣爐で造られたが、後に duplex 法（鋸銑爐—電氣爐）で行はれ、最近では鋸銑爐のみで行はれる様になった。

其装入物は屑鐵と合金鐵のみか、又は屑鐵合金鐵及び特種低炭素銑の混合物である。

同一成分の鋸銑爐鑄鐵を以て多量の各種鑄物を造つたが、 $C$  量を幾分多くし  $Si$  量を減ずる方が成績がよい事が解つた。其の理由は次の如くである。 $C$  量 2.5% は收縮及び氣孔性の點で窮極點であり複雑な鑄物は造り難く、 $C$  量が低いと之等の缺點が屢々生じ鋼鑄物の時の如く押湯を施さねばならない。 $C$  量を 2.55~2.70% にすると上述の困難は遙かに少なく、普通鑄物工場に於ける通常の方法で良好な丈夫な鑄物を造る事が出来る。 $C$  量が 2.50% 以下の時に現はれる上述の缺點は鐵を過熱した場合、特に共晶黒鉛を生じた鑄物に現はる。斯る組織の鑄物は其の衝撃抗力並びに静的抗張力が劣るのである。

現在鑄物工場では  $Si$  量を 2.50% 以下に減ずる傾向にある。上述の如く  $C$  を増すと同一の程度の黒鉛化を起すためには  $Si$  を減ずるのが自然である様に思はれるが、之は必ずしも必要でない。何となれば低炭素の鑄鐵では相當の範圍に  $Si$  が増減してもパーライト鑄物となるからである。此處に  $Si$  を減ずるのは主に次の二つの理由による爲である。即ち第一はパーライト鑄物が造れる範圍では  $Si$  の低いものは高いものに比し衝撃値が大である。第二に  $Si$  の少ない鑄物程高温に於てパーライトの黒鉛化が起り難い。

以上二つの事柄を考慮して  $Si$  量を約 2% に固定する事を試みて電氣爐によつて 145t の鑄物を造つたことがあるが、3" の厚さのものから切り採つた試験片で試験した結果、その抗張力は總て 41,000~49,000 lb/in<sup>2</sup> であつた。屑鐵装入の普通方法で造つた鋸銑爐鑄鐵の  $Si$  量 2% は一般的には之に反して餘り低すぎる事が解つた。 $(C$  が 2.60~2.65% の時) 此の場合に起る主なる困難は次の如くであつた。

- 薄肉のものは湯廻り悪く、又はかどが圓くなり又他のものに氣泡が出来る如き鑄造性の不足、
- 外皮附近のチルする傾向が餘りに強く、ために薄肉厚肉の間力に相違を生ずること、
- (b) の結果鑄物は硬くて機械加工の出来ない部分を生ずること、

鋸銑爐の装入に出来るだけ多量の屑鐵を使用して低廉にするの必要性の外、鑄造性及び黒鉛化の二つの性質が研究されたが前二者に就ては後述することとし、この中黒鉛化に就ては  $Si$  が最後に湯の中に加へられる時と、鑄解に先だち原料に附加される時と其の黒鉛化に及ぼす影響が異つて来る。

著者は時々電氣鑄鐵を造る時には  $Si$  は鑄融状態の錒に加ふべきである事を述べた。又 A. Porterin と共にこの  $Si$  添加の時期の大切なること及び  $Si$  量の黒鉛化に及ぼす影響に就て既述した。

屑鐵の鋸銑爐鑄解に於ても同様  $Si$  を湯が湯口より出て来る時其の中に加へる時の方が急冷の際黒鉛化を促進する力が大である。斯る作用は少くとも低炭素鑄鐵では鑄物の内部に生じたパーライトの黒鉛化には關係がなく、その爲に複雑な鑄物の組織及び力が各部均一になる傾向があるのは興味あることである。

兎に角鋸銑爐高級鑄鐵の製造の場合に、少量の  $Si$  を湯口又は取

鍋中で添加する事は有効である。此の添加を後述の注意を以て行へば流動性を増しその黒鉛化に及ぼす影響により  $T. C$  2.60~2.65%、 $Si$  2.00~2.15% 以下の優良な鑄物を造り得る。 $Si$  を適當に添加するには 90% 珪素鐵を使用するのが一番良い。之は容易に鑄解し損失も少なく（一般に 5% 以下）、費用は丁度装入中に 25~45% 珪素鐵を添加したのと同じ位である。大抵の場合之が最も經濟的である。

この取鍋に  $Si$  を添加することが此數年來大變發達し、 $Si-Ca$  其他の  $Si$  を含む合金が普通添加されてゐる。佛國で最も有名なのは  $Si-Cr$  合金で之は鑄融點低く容易に鑄解し、特別の硬度のものを得たいとか又高温でパーライトの安定を得るため  $Cr$  が必要な時には之は最良である。此種の高級鑄鐵の成分は次の如し。

$T. C$  2.60%、 $T. Si$  2.20%、 $Mn$  0.80%、 $S$  0.06%、 $P$  0.15%、 $Cr$  0.30%

尙最近新取鍋添加合金として 1%  $C$  以下の鑄融點の低い  $Si-Ti$  合金が用ひられる様になつた。之を添加すると更に  $Si$  量を減少せしめる事が出来、黒鉛は小となり且つ均一となり高温に於てパーライトは安定となる。此の合金と  $Si-Cr$  とを併用すれば尙有効である。 $Ti$  殘量は 0.1~0.2% 位である。取鍋添加を行ふと吾人の嫌ふ共晶黒鉛の生成を防止する事が出来る。

次に前述の化學成分の高級鑄鐵を造るには、全部屑鐵の装入にするか又は屑鐵及び特種低炭素銑とを混合するか何れかで鋸銑爐で造り得ることは述べたが、第二の方法を以てすると均一な成績が得られる事は既に著者は先年述べて置いた。之に用ふる特種鐵銑は特別な鋸銑爐で製造されるのである。それ以來この生産が増加し、現在使用してゐる方法は或る佛國工場では duplex 法及び電氣爐法と大體同じであると考へてゐる。此特種低炭素銑の製造は最近大變な發達を遂げた事は注目すべきである。此は屑鐵を以て造れるが生産費が高くつくので近年は現在主要工場では鋸銑爐で製造してゐる。例へば前述の化學成分のディーゼルライナー、ヘッド及び機關車のシリンダーの如き鑄物を鋸銑爐で造りたいと思へば、全部屑鐵の装入を以てしても良いが、流動性が不足したり氣泡收縮及びその他缺點が生じ易い爲次の方法を探ると安全である。先づ低炭素銑を造り次にこの低炭素銑、その工場内に出来た高級鑄鐵の湯口押湯等の屑鑄物及び屑鐵を適當に配合して鑄解を行ふ。此の銑の成分は次の様である。

$T. C$  2.20% 又は以下、 $Si$  1.50~2.00%、 $Mn$  1.20~1.50%、 $P$  及び  $S$  低、 $Cr$  0

この中  $C$  は成可く低い方がよい。即ち再鑄解の場合の加炭を考慮に入れて最後に出来る鑄物より高くしてはならない。 $Si$  は低炭素銑の流動性を増す爲又再鑄解の時  $C$  の酸化を防ぐ爲相當含まれてゐなければならない。 $Mn$  は又  $S$  をとる爲又過酸化を防ぐ爲相當量含有せしめねばならない。此の装入配合は 15~25% の珪素鐵及び鏡鐵又は珪素—鏡鐵の必要量を屑鐵に混合する。

使用されてゐる鋸銑爐は骸炭床の低いもので前床又は前部取鍋がついてゐる。銑鐵を鑄造する時、曹達灰が湯に及ぼす影響は興味あることで、この脱硫作用に就ては既に知る所であるが、此の作用よりも尙有益な事はこの曹達灰は丁度掃除作用の役目をなし顯微鏡下で批評し得る範圍内では鐵中の非金属含有物を減少さす事である。即ち曹達灰は之等非金属物質（珪酸鹽）の可銑性及び流動性を増し、その小片が結合して大塊になり鑄滓として湯上に浮び易いのである。従つてスパイラル試験を行へば解る如く鐵の流動性又は鑄造性の増加するのが特色である。此の "Soda Washing" の方法が成

功するや否やは曹達灰が鐵と前床又は前部取鍋中で密接に混合すること及びその微片を鑄造前に鑄滓として浮び上らす時間に大いに關係する。石灰を以て時々鑄滓をとる事が必要であり、取鍋のライニングの性質に就ても注意しなければならない。一般には1~2tの鐵が一度に取扱はれる。鐵は後に砂の銑床又は金型の中に鑄造される。著者はこの何れを撰ぶ方が之を再鑄解して最後の品物の性質に良い結果を與へるかを檢べる爲實際的試験を行つてゐるが金型に鑄込む方が良い様である。

次に最後の鑄解を行ふのであるが、之は普通前に銑鐵を造つたのと同じ銑鐵爐で行ふ。装入配合は大部分は用ひられる銑の化學成分に依るもので次の如くである。

低炭素銑 40~50%、工場内で出來た同一組織の湯口押湯等 20~15%、屑鐵 30~35%、珪素一鏡鐵

4t 銑鐵爐の代表的装入配合は金屬原料 500kg に對し骸炭は 65kg の割合である。風箱内の風壓は水柱 450mm、羽口面積は銑鐵爐の面積の 1/6、羽口以上の骸炭の高さは 500mm である。

既述の如く Si を添加する際、90% 珪素鐵を使用する時は、銑鐵爐又は前床の出口の樋の所にこの大塊を置くこと此の珪素鐵は可なり容易に鑄解する。珪素鐵の最小片なれば前部取鍋又は前床に於ける鐵の流れ中に附加出来るが、この小片は浮く傾向があるから注意して湯中に突入れねばならない。Si-Ca を使用する際之は比重小で鐵の表面で燃焼する傾向ある故に充分突入れねばならない。普通は Si-Cr 及び Si-Ti は小片にして湯の流れの中に加へるが、鑄造前に湯を充分攪拌しなければならない。Fe-Si 及び Si-Ca を添加すれば流動性を増す傾向があるが、Si-Cr 及び Si-Ti は斯る性質は殆んど無い。曹達灰でこの最後の鐵を處理するのはよくない。此の場合には曹達灰は別に流動性を増加しない。

(山本)

## 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

高温、高壓に於て、水素及び硫化水素による鋼の腐蝕 (H. Vollbrecht 及 E. Dittich, Chem. Fabrik, 8, 193-96, 1935)  $H_2$  及び硫化水素による鋼の腐蝕は、高壓水素添加工業及びクラッキング工業に於て問題となるものであつて、文献によれば硫化水素が  $H_2$  よりも有害なる成分であると考へられてゐる。即ち  $H_2$  が先づ鋼中の C と化合してメタンとして脱出し、その爲に鋼は脆弱となり且つガス透過性となる、實際に S は  $FeS$  を形成することによつて鋼を腐蝕すると云ふ考である。此問題を解明する爲に低度 Ni-Cr 鋼 (0.4% C, 3~4% Ni, 0.8~1% Cr) 製の 2 箇の耐壓圓筒狀容器を使用して腐蝕實驗を行ひ、試験後の鋼の機械的性質、S 及び C の含量を測定した。即ち一方の耐壓容器は  $H_2$  のみを以て 200 氣壓、300°C に於て 20,000 時間作用せしめ、第 2 の容器は同一條件の下に於て  $H_2$  に少量の硫化水素を混合せる混合氣體を作用せしめて其結果を比較した。先づ腐蝕實驗後の機械的性質については、容器の軸方向に取つた試片と切線方向にとつた試片によつて強度を異にし、而も腐蝕は軸に垂直の方向よりも平行の方向に速かに進行することを認めた。又 S 及び C 含量の變化を分析するに  $H_2$  の作用は硫化水素よりも慥かに深部に進行せることを認め、之に反して硫化水素は或程度表面に於て作用するに止る。然るに  $H_2$  の場合は材料を完全に浸透して脱炭してゐる。此等の結果より見れば  $H_2$  及び硫化水素が共存の下に行ふ腐蝕作用に於ては硫化水素は脱炭に對して或程度の保護作用を營むものとすら考へられる。つまり水素は S に比して著しく鋼に對する腐蝕作用が大であることが判る。尙通常の鋼及び

高度合金鋼の場合にも同様の事柄が推定出来る。(Y. F. B.-C)

鋼塊中の瓦斯及び固體の不純物 (By J. H. Andrew, The Iron and Coal Trade Review, No. 3527-Vol. XXXI, Oct. 4, 1935) 鋼塊の偏析の現象に付ては新學説を見ない。今尙多數からは、漸進的凝固 (differential solidification) が唯一の原因であると考へられてゐる。合金が漸進的に凝固する事や、漸進的凝固が顯微鏡下に見らるゝ様に局部的の偏析の主因を爲してゐると云ふ事は別に疑點はない。此の凝固の仕方がどうして大きな鋼塊中で、C, S, P 等の元素が偏析の應因をなすかを説明する事は困難な事である。更に偏析が鋼塊の中央、パイプの直下で最大となるかを示すのも仲々困難である。非鐵金屬の偏析の問題は型が小なるため問題とならない。最近に Heterogeneity Committee 第 6 回の報告に偏析に關する新理論を暗示したものがあつた、即ち鋼が熔融状態から固體に轉移する場合、凝固は型の壁面に接する時に始まる、其の時比較的純粹の金屬が最初の樹狀の枝を生じ、更に二次的の枝が是れと直角に生ず斯くして漸次續生し最後に此の樹狀體の間隙に在つて比較的純不純な溶液が固まる。此の間隙に在る溶液中の C, S, P 等の不純物が何等かの方法で鋼塊の上部や、中央に移動して行くものと一般の冶金學者は考へて居る、然し之の不純な溶液が樹狀體の間から捲り出されると考へる事は當らない、何となれば、鋼は凝固する際收縮を起すため却つて真空を生ずる故である。C, P, S 等は不純物としてすでにあげて置いたが、此の他に  $FeO$ ,  $MnO$  も相當重要な不純物である。酸化物、炭化物が樹狀體の間隙に在る液中にて集積する場合、反應を起すには相當な時間を要す、是等の物質は CO 瓦斯に反應する、處で CO 瓦斯の容積、從つて其の壓力が或る限度を超せば瓦斯は此の液體を鋼塊の中央並に最上層に排出して上方の開口から逸出する。斯くして生じた氣泡の空隙には直ちに隣接する液が是を充塞する。斯様に絶えず發生する瓦斯に依り不純物は中央、上部に集まる、此の理論の説明に縁付鋼塊の試験を例に取つて居る、此の縁付鋼塊の縁は最大の純度を有して居るものである、此の種の鋼塊にては鋼塊の底面に平行に氣泡を有し、殆んど表面に達する。0.07% C 以下のものは縁が相當厚い。此の場合沈澱した鐵は全部の状態又は  $\delta$  状態であつて、偏析も少量である。又  $FeO + C = CO + Fe$  の反應を起すに要する酸化鐵の濃度は大である。縁が 2" 以上に至る時は伸びた氣泡は少ない、多分水素瓦斯が鋼塊の中央に集積したものであらふ。此の偏析は C と  $O_2$  の反應により發生した瓦斯に依ること大なり。又 Al で鎮靜した鋼塊は Fe 及  $MnO$  が不活體の  $Al_2O_3$  を生成するが、之れは偏析を最小限にする事も關係する。

外部偏析の説明には、發生瓦斯が不純物を排出して表面に集めると云ふ假定を基として居るが正當と思へない。外部偏析の現象は特殊な現象である。是は熱力學の條件に從て低融解點を有する合金質が冷所に移動するに依る。非金屬不純物は金屬より比重小なるため表面に浮き出る、此の上昇の度は Stoke の法則により計算出来る。即ち不純物の密度液體の密度及粒の大きさに關係す。大きい程昇り易い。脱酸劑としての Mo に就て一言して居る。高度の磨きを要する薄板以外には脱酸劑として Al が成切して居る、 $Al_2O_3$  以外の金屬で、熔融し易い  $SiO_2$  を形成する傾向のある不溶性の酸化物を造る様な物を求めると Mo が最も適材である、近來 NiCr 鋼に少量添加する、Mo は鋼の變態點に影響を及ぼす事大なり。鋼の物理的性質に及ぼす非鐵金屬の影響を考へるに當つて更に他の因子を考へる要あり、例へば、鋼滓の粒が鋼の高温部の變態點を過ぎる間に鐵が析

出する時の核となること等一考に價す、*Mo* 鋼の微細に分散したソルバイト組織は酸化 *Mo* の微粒子の存在に依るもので、變態點の降下には關係なし。

又屢々瓦斯の發生を抑壓したり、或は合金中に瓦斯の溶入するを增進させる如き元素を使用する。*Si* は瓦斯が鋼中に溶入するを増すと考へる者があるが眞偽は明かならず、完全な鋼塊は真空中で鑄込むと良いと言はれて居る、炭素鋼に就ては Ellis 及 Andrew が實驗して居る、真空中で炭素鋼を熔解すると炭素は相當減ずるが *Mn* は殆んど失はれない。一度真空中に熔解したものを、瓦斯壓 15 cm に保つて、*H<sub>2</sub>*、*N<sub>2</sub>*、*CO* 瓦斯中で熔解した結果によれば何れも抗張試験成績が良いが *CO* 瓦斯の場合に優秀である、之れに依り鋼の中にある *O<sub>2</sub>* は鋼材に對し餘り有害でないと言へて居る。各試料の檢鏡により、*O<sub>2</sub>* の影響でパーライトの量が明らかに増加して居る事が認められる。鋼中の *O<sub>2</sub>* 含有量は含有 *C* 量に逆比例する事、又低 *C* 鋼で、相當多量に *P* を含有したる鋼で、有害な不純物が有用化する場合の面白い實例を示して居る、即ち 0.10% *C*、0.25% *P* 位のものに約 0.5% *Cu*、0.5% *Cr* を添加したものは衝擊試験成績に至るまで、同一 *C* 量の標準的なものより非常に良い結果を出して居る、之れは合金鋼に於ても同様である。(H)

**ニッケル鋼の低氣温に於ける衝擊抵抗** (D. A. Campbell, *Frans. A. S. metals*, 23 (1935) 761~781) 鋼に少量の *Ni* を加へることにより低氣温に於けるその衝擊抵抗が如何に變化するかをシャルピーの衝擊試験機を用ひて第 1 表に表されてゐる鋼材につき試

第 1 表

鋼材	C %	Ni %	Mn %	P %	S %
No. 1	0.10	—	0.42	0.015	0.044
2	0.12	1.45	—	—	—
3	0.19	3.37	—	—	—
4	0.34	—	0.60	0.014	0.042
5	0.33	2.07	—	—	—
6	0.31	3.47	—	—	—
7	0.72	—	0.57	0.025	0.038
8	0.7~0.8	0.5~1.5	—	—	—
9	0.7~0.8	3.0~3.5	—	—	—

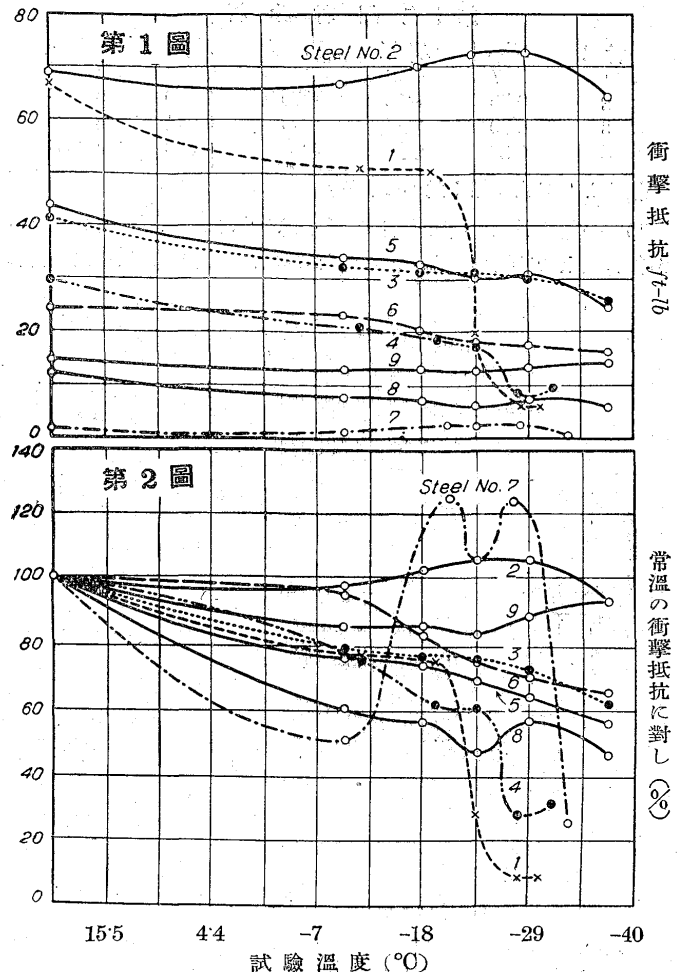
驗してゐる。試験片は 10 mm の角材でノッチは試験片の中央に直径 1.4 mm の穴をあけて作られてゐる。成分による衝擊抵抗を試験すると同時にこれらの試験片に第 2 表に示す熱處理を施して熱處理による變化も測定してゐる。

第 2 表

鋼材	處熱理 (°C)							
	焼鈍	焼入	焼入	焼戻	焼入	焼戻	焼入	焼戻
No. 1~3	913	913	913	227	913	432	913	621
No. 4~6	857	857	857	227	857	432	857	621
No. 7~9	800	800	800	227	800	432	800	621

焼鈍して標準組織となりたる鋼材について試験した結果は第 1 及び 2 圖に示されてゐる。第 2 圖は常温に於ける衝擊抵抗を 100% とし、是に對して低氣温に於ける衝擊抵抗の上昇、下降を相對的に示したものである。

これを見るに *Ni* を少量加へるときは標準組織となれる低炭素鋼の低氣温に於ける衝擊抵抗は増加する。而して低氣温に於ける最大の衝擊抵抗を出すに要する *Ni* 量は鋼の含有する *C* 量に關係のあることを示してゐる、*C* 0.4% 以下の鋼に於ては、*Ni* の量が約 2% で最大の衝擊抵抗を與へ、*C* 0.4% 以上になれば *Ni* の量は少くとも 3.5% は必要である。而してこれは何れの熱處理の場合にも適合する。低炭素鋼に約 2% の *Ni* を加へるときはこれが標準組織のもの



に於ては常温に於ける衝擊抵抗を  $-37^{\circ}\text{C}$  まで保持してゐる。

熱處理による影響を見るに鋼材 No. 1 及び 2 を除く他の鋼材に於ては焼入後充分焼戻するときは常温に於ける靱性は標準組織のものよりも一層大である。又熱處理を施すときは温度の降下による衝擊抵抗の減少が著しく減殺される。この事柄は鋼材 No. 1~6 までの低炭素鋼に於て著しい。

低氣温に於ける衝擊抵抗はニッケルを加へることによつて大きくなるけれどもその量は地鐵の多角形結晶を破壊せない程度であることが必要でニッケルの量が多きに失するときは地鐵は針狀結晶をなして脆くなる。(T. U.)

**パテントせる鋼線の耐久性に就て** (By E. T. Gill and R. Goodacre, *Iron and steel Institute*, Advanced copy, Oct. 1935) 冷間加工を施した鋼線を低温に熱處理した場合の効果に關しては既に多數の實驗がある、冷間加工後  $400^{\circ}\text{C}$  以下で焼戻しを施す時は可成り性質を向上させる事が出来る、此の場合、抗張力、硬度、伸長率、降伏點、弾性限等は増加するが、曲げ、振り試験に依り示される處の粘性は減少する。一般に此の種の熱處理に適する温度は *C* 鋼に對しては  $200\sim 250^{\circ}\text{C}$  である、是に關して數年前 Pomp, Knackstedt が鋼線は  $200\sim 300^{\circ}\text{C}$  で焼戻しすれば弾性限の高いものが得られると發表して居るが頗る興味あるものである。然し此の様に熱處理した引拔線の耐久性の改良に關する實驗は甚だ少ない。本論文は最初蔓卷バネの鋼線の耐久性と焼戻の關係を考へんとしたものであるが、意外な結果を得たので其の範圍を他に擴めたのである、使用した鋼材は第 1 表の如く、焼戻温度は  $150\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、斷面收縮率は 25~91% とし耐久試験外他の物理試験を行つてある。



第1表 鋼材分析

番號	C %	Si %	Mn %	S %	P %
1	0.37	0.12	0.63	0.026	0.024
2	0.55	0.16	0.79	0.029	0.033
3	0.79	0.25	0.49	0.011	0.024
4	0.86	0.20	0.65	0.030	0.028

結論として次の如く述べて居る。

1) 一般に引拔の断面収縮 60% 位までは疲労限界の増加を見るが其れ以上では變化を來す、如何なる場合でも曲線には一定の折れ

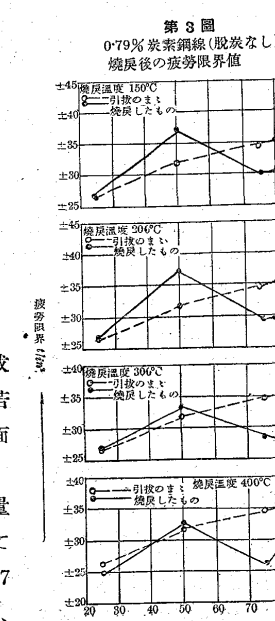
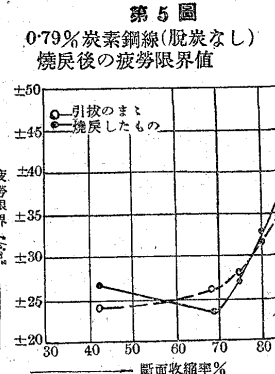
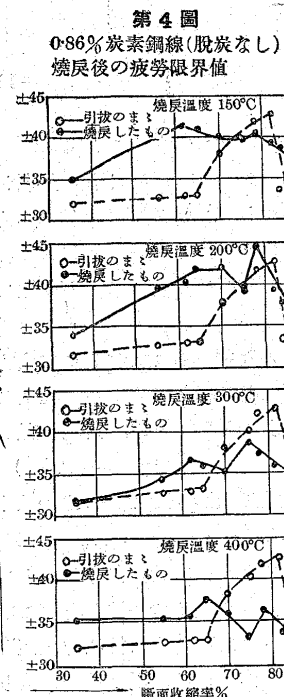
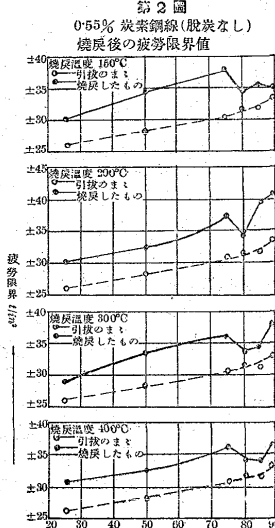
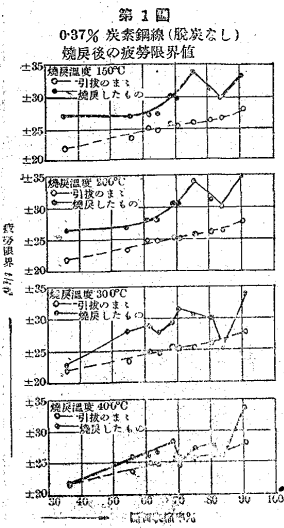
焼戻温度が 300°C 第 2 以上の時は第 2 の折れを生ず。No. 2~0.55 %C では 80% の所、No. 3~0.79% C では 75~80% の處、No. 4~0.86% C は 70~75% の所に起る、引拔状態では疲労限界が此の點より下る。

3) 疲労限界の最大値は或る條件の下に得られる。No. 1 では、91%、焼戻温度 200°C の時最大で、 $\pm 35 t/in^2$  を得、No. 2 では 89%、200°C にて  $\pm 40.5 t/in^2$ 、No. 3 は 85%、150°C にて  $\pm 41.4 T/in^2$ 、No. 4 は 78%、200°C にて  $\pm 44.9 t/in^2$  を得る。此等の試料は何れも磨きをかけず、ダイス疵を有して居るにも拘はらず、斯る高い數値を出す事は驚異に價す。研磨すれば、疲労限界を 24% も増加し得。眞の疲労限界は此の材料では  $\pm 47\sim 55 t/in^2$  の程度である。此れにより疲労限界と抗張力との比が高炭素量のもので 0.80 低炭素量のもので 1.0 となる。

4) 一般に疲労限界の最大値は、どの断面収縮率に就ても 200°C に焼戻を施した後に起る、但し No. 3 を除く、此れは 180°C が好適である。又耐久性は材料の粘性に關する。(H)

鍛鋼品製造に關する實際的考察 (By T. M. Service, Iron & Coal Trade Review, No. 3523, Vol. CXXXI, Sept. 6, 1935.)

鍛鋼品は工業上總ての重用部門に部分品として使用されて居る、或る形の鍛鋼品を製造するに當つては、先づ其の生産高だとか、均一を計る事とかが考へられる。近來は精密、迅速に製造する様の設備に改良せんと着眼されて來た。大體優良鍛鋼品を造るに次の三點を考へる要あり、1. 鋼質の適否、2. 鍛造方法の適否、3. 熱處理の良否、各方面の研究に徴しても、きれいな完全な鋼を製造する事は非常な注意を要する、夫れでも缺點を残すものである、Heterogeneity Committee の最近の論文に 10 cut~50 ton 鋼塊の不均一性と内部の弱點に關する事項があるが、總て鋼塊は不均一のものであつて、之れは重量の増加に隨伴する、炭素鋼では C, S, P は偏析を生ずる三元素であつて偏析や、非金属夾雜物は非常に材料の強度を減ずる、此の偏析は S, P の量を減ずれば制限出来るが、非金属夾雜物は仲々出來難い、製鋼上裝入材料を高温度に熔解する事は熔滓の量を減ずるためと、脱酸剤を入れない前に、熔滓と金屬間に平衡を來さしめるためである、之れは鋼中の FeO の量を減ずる事になり、ラウンダー、取鍋、ノツズル等の煉瓦の侵蝕による夾雜物を含有する事になる。凝固する時の結晶の大きさは、注入温度に正比例する。餘り高温に過ぎる時は冷ましてから鑄込まなければならない、時にはノツズルの小さいのを用ひて湯を細く流す事がある。出來る丈鑄込温度は低いのがよい。鍛鋼用の鋼塊は主として八角型である、鍛鋼品や、鋼塊の断面から硫黄印畫を取つて見れば、數個の線狀をなして偏析の跡が認められ、鋼塊の角から發展して居るのが判る。蒔田氏の論文 (Journal of Iron and Steel Inst. 1930) にコーナーゴーストは化學成分に依つて發生する然も之れは不純物、凝固範圍、結晶型、熱傳導等に支配されるけれども、ゴーストが如何なる鋼塊にでも出るのは之れが一面、歪力によつて生ずるからであるとして述べてゐる。尙、コーナーゴーストと鋼塊の底部から 1/4 位離れた部分に生じ、中部に發展し、1/3 の所で最高になると有る。此の結果は良く實際に適合して居る。鑄造時の冷却速度を加減して歪力を生じない様にすれば鋼塊の角が破れないものが出來る。鋼塊を加熱する場合には或る重量に達する迄は冷間から直ちに加熱するが、急激に加熱して内外の温度差に依る破れを注意する事、初めは 500~550°C 位の爐中に入れて 600~650°C に均熱し、次に鍛鍊温度まで急に加熱するのが良い。鋼塊の加熱に當つて外部から内部に熱が傳導して往々に



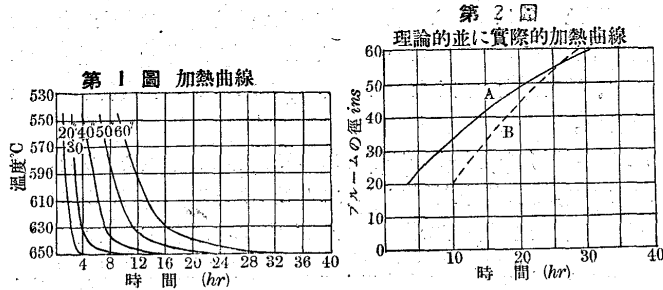
を生ず、多くの場合疲労限界は引拔状態のものよりも下の値を出す。若し落ちなければ疲労限界は他の断面収縮率の場合より少し高めとなる。

2) 1) に記した不連続性は C 量により變じ、C の増加に反比例して遞減して行く。例へば、No. 1~0.37 %C の時に収縮率 84% の時に起る、

要する時間は次式の如きものである。

$$T = T_0 \left( 1 - \frac{4}{\pi} 10^{-0.434} \frac{h^2 \pi^2 t}{L} + \frac{4}{3\pi} 10^{-0.434} \frac{9h^2 \pi^2 t}{L^2} \dots \right)$$

$T$  = 中心の温度、 $T_0$  = 表面の温度、 $t$  = 時間 1 秒、 $h^2$  = 熱拡散度、 $h^2 = \frac{K}{c\epsilon}$ 、 $K$  = 傳導率、 $c$  = 比熱、 $\epsilon$  = 密度、 $L$  = 鋼片の太さ。



第1圖は此の式を圖にしたものである、最後の 10°C の間が大部分時間がかかる。徑 20" の鋼塊にて、外面が 650°C の時から 2 時間 10 分にて中心が 640°C に達するが、中心も 650°C になるには更に同一時間を要す、故に急激に加熱する事が無意味な事を知る可きである。加熱の速度に關して R. W. Bailey 氏の式を示して居る。

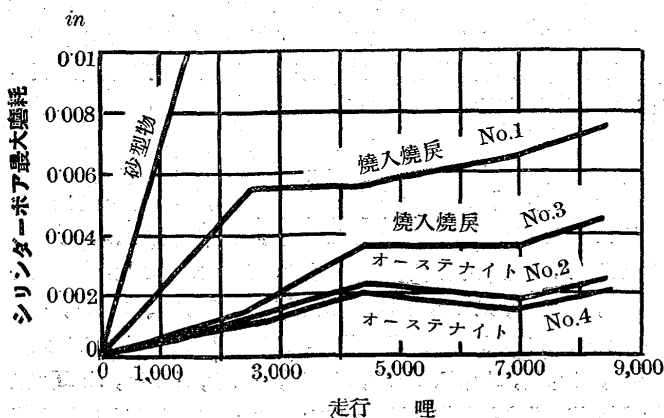
$$t_1 = a_1 d^2, \quad a_1 = \text{經驗上の係数} = 1/120 \text{ と取る、} d = \text{鋼塊の直徑 ins,}$$

$$t_1 = \frac{d^2}{120} \text{ 時間、}$$

次に鍛鋼品の實例として中間軸、連結棒其他の鍛鍊順序方法を記して居る、一例としてローターの成績を示す。

	降伏點 $t/in^2$	結局強さ $t/in^2$	伸び %	断面收縮 %	アイゾット ft-lb
長手	23.0	38.4	27.5	57.2	37.36.37
切線方向	24.0	38.8	28.0	56.0	34.34.31
放射方向	24.0	38.5	27.0	51.2	26.27.25

**シリンダーライナー磨耗量の減少例** (Nickel Bull., 8, Aug./Sept. 1935, 116~117) 2~3 年前 Institution of Automobile Engineers 研究部がシリンダー磨耗は頻々シリンダー内燃焼反應物に依る腐蝕が重大原因であるとの説を發表して以來、之を實證する實例が多數報告されてゐる。従つてシリンダーライナー材質を特に耐蝕性の高いものとする事は當然考慮される問題となつた。不良のライナーをオーステナイト鑄鐵で代用した場合、著しく耐久力を増大した實例を此處に示す。給油用自動車に就ての測定結果は、普通級の砂型ライナーを附し、毎日 35 哩を、60 回の運轉休止回数の下に、通常のピストン及びピストンリングを用ひた場合 3,370 哩の走行に依つてピストンのスラップから修理を餘儀なくされた。シリンダーボアの最大磨耗量は 20/1,000"、即ち毎 152 哩に 1/1,000" の磨耗を示した。次に遠心法冷硬ライナーに就て試験した結果は 4,461 哩で修理狀況に到達した。之の場合の磨耗量 1/1,000" は猶走行 300 哩



以下である。更に燒入燒戻ライナーとオーステナイトライナーとに變更しボア 4 個に就ての試験結果は附圖の如くで、之を走行 8,457 哩に就て比較すれば次の如くである。

燒入燒戻ライナー No.	哩/0.001 時磨耗
1	1,120
2	3,400
3	1,880
4	4,240

熱處理ライナーも普通級の砂型鑄物に比較すれば、著しく改善の跡あるが、猶高 Ni オーステナイトライナーに及ばない。前者はブリネル 470、後者は 220 である。

6 シリンダー自動車に就てオーステナイトライナーのみを装置し 7,813 哩の走行試験結果は次の成績を示した。(MA)

ボア	ボア最大磨耗量	哩/0.001" 磨耗	ボア	ボア最大磨耗量	哩/0.001" 磨耗
1	0.00065"	12,000	4	0.00055"	14,200
2	0.0004	19,000	5	0.0006	13,000
3	0.00035	22,400	6	0.0005	15,600

## 8) 非鐵金屬及合金

**耐磷酸金屬材料** (F. A. Rohrman, Chem. Met. Eng. July 1935, 368) 80 種の合金試料 300 個に就て  $P_2O_5$  に對する抵抗力を測定した。試験温度は 20~98°C、時間は 24~25,000 時間に及び、粗製濃磷酸中に浸漬した。Ni 合金が最も優良である結果を得てゐる。

(1) 腐蝕減量 0.500 g/dm<sup>2</sup>/100 時間以下の合金

Ni-Cr-Mo 鋼 (8~12% Ni, 18~30% Cr, 3~4% Cr) 高 Ni-Cr 合金例へば Illium, Hastelloy C 及び D

(2) 0.100 g/dm<sup>2</sup>/100 時間 (20°C) 以下の合金

(1) の外、標準化せる 18/8 Cr-Ni 鋼、Inconel, Cr 20%、Ni 10% 以上の Ni-Cr-Fe 合金

(3) 0.500 g/dm<sup>2</sup>/500 時間 (95°C) 以下の合金

Ni-Cr-Mo 鋼 (8~12% Ni, 18~30% Cr, 3~4% Mo) Hastelloy D

(4) 0.100 g/dm<sup>2</sup>/2,000 時間 (20°C) 以下の合金

(3) の外、Illium, Hastelloy A 及び C, 18/8 Cr-Ni 鋼、24% Cr, 12% Ni 合金 (前田)

**Al-Cu 合金の析出硬化に伴ふ熱量及電氣抵抗の變化** (A. Eucken u. H. Warrentrup: Z. Elektroch. 41, 1935, 331.) 試料は第 1 表に示す成分のものを 510°C より 0°C の水に燒入れして、0°C、-192.2°C、100°C、及 215°C 等の各温度で時効硬化させた場合に起る變化を熱抵抗、電氣抵抗及びブリネル硬度試験等で測定してゐる。

第 1 表

番號	組成%	供給狀態	番號	組成%	供給狀態
1	4Cu+0.5Mg	板	5	8Cu	板或は鑄物棒
2	5Cu+0.5Mg	"	6	純 Al I	板
3	7Cu+0.5Mg	"	7	純 Al II	"
4	4Cu	板或は鑄物棒			

熱抵抗と電氣抵抗の變化は殆んど平行であつて、Lorenz Zahl は一定値を保つ。時効硬化した合金の熱及電氣抵抗の下り方を時間と熱及電氣抵抗の曲線は双曲線である。第 2 表は試料の供給狀態が熱抵抗及電氣抵抗に及ぼす影響を w. Mannchen の實驗結果とを比較してゐる。

第 2 表に於て鑄造 Al と合金 5 は Mannchen の實驗値で、鑄造のまゝの試験片とロール板の試験片では値が一致しない。Lorenz



第 2 表

	鑄物棒		ロール板	
	測定 0°C	温度 -192°C	測定 0°C	温度 0°C
純 Al	ρ. 10 <sup>8</sup>	2700	0687	
	W	1855	1634	
	L. 10 <sup>8</sup>	2230	2200	
試 4	ρ. 10 <sup>8</sup>	3600	1409	3908
	W	2621	3621	2511
	L. 10 <sup>8</sup>	2104	2049	2385
試 5	ρ. 10 <sup>8</sup>	3412	1536	4200
	W	3173	4715	2602
	L. 10 <sup>8</sup>	1640	1560	2475

Zahl は Cu を多量に含む試験片では低い値を示し、熱抵抗は鑄造試験片の値が一般に高く現はれる。顕微鏡試験に依ると以上の相違点が説明出来る。即ち Al-Cu 合金では Al<sub>2</sub>Cu の化合物が本実験の試料では網状に現はれてゐる。純 Al では Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> の化合物が網状に現はれることは 1925 年に Seidl 及 Schiebold 等の研究で明かにされた。而して此等の化合物が鑄造状態に見る様な網状組織であると熱抵抗は増すが、加工されて網状組織が切斷され、且一定方向に配列する場合は熱抵抗を増大せしめないものであると説明してゐる。(森 永)

**金属化合物の分解** (G. Tamman u. AD. Rührenbeck: Z. anorg. u. allg. Chem., 223 1935, 288.) 金属化合物中で乾燥した空气中では安定であつても、濕潤な空气中で黑色粉末に分解するものがある。分解結晶を含む合金は分解結晶を含む量に比例した分解現象を呈するものであるから、斯様な結晶の種類が少量であれば表面に存在する化合物の結晶のみが濕潤な空气中で分解が起る。分解は時間と共に内部に進み、結晶が粉末に分解して行く、50% Al を含む Al-Sb 合金は 30 年後は切斷面から 6mm 以上も内部に分解が進んでゐる。AlSb の化合物は容量の大きい黑色粉末に變化するから切斷面が粗い。一般に分解化合物は Al, Ca, Mg, Ce 及 Si 等を含む合金に多く、第 1 表は此等の合金を總轄したもので第 1 段の金属は他の段の金属と化合して分解化合物を生成するものである。第 2 表は Al が他の金属と作る化合物を示し、下に横線を引いた化合物のみが分解することを示す。

Al	Fe	Ni	Co	Mn	Cr	Sb
Ca	Ag	Cu	Pb	Tl	—	—
Mg	Pb	Sn	Tl	Cd	Sb	Bi
Ce	Sn	Al	Si	Bi	Mg	Fe
Si	Fe	Mn	Cu	—	—	—

Fe	FeAl <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	—	35~60% Fe
Ni	NiAl <sub>3</sub>	NiAl <sub>2</sub>	NiAl	42~60% Ni
Co	Co <sub>2</sub> Al <sub>13</sub>	Co <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	CoAl	40~55% Co
Mn	MnAl <sub>2</sub> ?	Mn <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> ?	—	35~85% Mn
Cr	AlCr <sub>3</sub>	—	—	45~75% Cr
Cu	CuAl <sub>2</sub>	Cu <sub>2</sub> Al	—	—
Sb	AlSb	—	—	50~95% Al
Sn	化合物を作らず	—	—	—
Pb		—	—	—
Cd		—	—	—
Bi		—	—	—

Fe-Al 合金で Gwyer の実験に依ると 40~55% Fe を含む合金は 1 年後に分解現象を認め、35~60% Fe を含むものは 27 年後には完全に分解して黑色粉末になつたと報告してゐる。Al-Ni 合金及 Al-Co 合金では製作後 1 ヶ月間位は異常は認められないが、実験室の空气中に 10 年間も放置すると NiAl<sub>2</sub> 及 Co<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 等の化合物が分解して黑色粉末になる。顕微鏡で観察すると此の黑色粉末は光澤

ある表面を持つ細い粒よりなる様に想はれる。Mn 及 Cr 合金は空气中で不安定で、AlMn<sub>3</sub> 及 AlCr<sub>3</sub> 等の化合物は分解する、Sperry 及 Hunt の研究に依ると 50% Ni, 50% Mn 及 50% Cr 等の Al 合金は空气中に數時間放置すると灰色結晶粉末に分解するが、實用上大切な Cu-Al 合金の成分のものは幸に分解現象が起らない。Sn, Pb, Cd 及 Bi は Al と化合物を作らないから此等の合金に就ては分解現象は考へる必要がない。Al と Sb は熔融状態で多少溶解度があつて、熔解温度が高くなると冷却の際に AlSb の化合物を多量に出し易い。

Sb 50~95% を含むものは數日にして分解した事實を 30 年前に認めてゐる。純 Al (不純物として Fe 及 Si 0.05%) から 81.6% Sb の Al-Sb 合金を磁製管で作る場合、AlSb の化合物が濕潤な空气中で主體の Sb の結晶に對して黒くなる。數日後黑色膜は黑色粉末として刃物で削り落すことが出来る。AlSb に Fe 1% を添加すると分解速度を緩和することが明かにされてゐる。第 3 表は Mg と化合物を作るものを示し、下に横線を引いたものは分解を起す化合物である。

Pb	PbMg <sub>2</sub>	—	—	50~97% Pb
Sn	SnMg <sub>2</sub>	—	—	40~97% Sn
Tl	Tl <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub>	TlMg <sub>2</sub>	Tl <sub>2</sub> M <sub>13</sub>	65~95% Tl
Cd	CdMg	—	—	70~90% Cd
Bi	Bi <sub>2</sub> Ma <sub>3</sub>	—	—	60~100% Bi
Sb	Sb <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub>	—	—	30~95% Sb
Al	Al <sub>2</sub> Mg <sub>4</sub>	分解せず	—	—
Zn	Zn <sub>2</sub> Mg		—	—

PbMg<sub>2</sub> は濕潤な空气中では分解して黑色になるが、無水磷酸を入れたデシケター中に保存すると一年経過しても分解しない。黑色粉末は 2 ヶ月後には淡黄色の粉末になるが、その成分は PbO·2MgO·3H<sub>2</sub>O と稱せられてゐる。SnMg<sub>2</sub> の分解は PbMg<sub>2</sub> より緩慢で SnO と MgO との混合物を生成する。Mg と Tl との化合物は濕潤な空気でも、乾燥した空气中でも分解して黑色粉末にある。CdMg は濕潤な空気では分解するが、乾燥した空气中では安定であつて、Bi<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub> 等も同様である。之に反して Al<sub>2</sub>Mg<sub>4</sub> 及 Zn<sub>2</sub>Mg は何れの氣中に於ても安定である。

Mg 及 Al は表面に保護被膜が生成するから濕潤な空气中に於ても安定であるが、Ca 及 Ce は水酸化被膜が表面に成生しないからデシケター中に保存しなければならぬ。上記の 4 種の金属を比較すると、他の金属と化合物を作つた場合に濕潤な空氣に對して多少抵抗を有するものであるが、Al の水酸化被膜が最も強い。AlSb 及 PbMg<sub>2</sub> 等の化合物は一般に分解し易く且つ離れ易い被膜を作る。黑色、粉末状被膜は分解化合物上に生成するから、電氣的に正の金属は保護的水酸化物に變り、電氣的に負の金属は細粉になり易い化合物に變化することを示してゐる。第 4 表は Al 及 Mg と合金を作る金属系統を電氣化學的系統の順序に順列した。下に横線を引いたものは分解を起すものである。

第 4 表

Al	Mg	Mn	Fe	Co	Ni	Sb	Cu	Ag	Au	
Mg	Al	Zn	Cd	Tl	Pb	Sn	Sb	Cu	Ag	Au

Al は Mg, Cu, Ag, 及 Au とは安定な化合物を作り、Mn, Fe, Co, Ni 及 Sb とは不溶性化合物を作る。Mg に於ても大體同様で Al, Zn, Cu, Ag, 及 Au とは安定な化合物を作るが、Cd, Tl, Pb, Sn, 及 Sb とは分解性化合物を作る。Al 及 Mg は Au とは大體 Au<sub>4</sub>Al, Au<sub>4</sub>Al<sub>2</sub>, Au<sub>2</sub>Al, AuAl, AuAl<sub>3</sub>, AuMg, AuMg<sub>2</sub>, AuMg<sub>3</sub> 及 Au<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub> 等の化合物を作るが空气中で安定である。濕潤な空氣は Al

及  $Mg$  の表面に水酸化被膜を作るが、 $Au$  は  $Cu$  と  $Au$  との固溶體の表面に見ると同様な濕潤な空気の作用を防ぐ吸着性の  $Au$  の被膜を作る。之の可能性は X 線で検出され得べき程度のものである。(森 永)

**デュラルミン合せ銀の耐蝕性に及ぼす熱処理の影響** (P. Brenner, Z. Metkde, 27, 1935 169~173.) 時効硬化銅アルミニウム合金銀の耐蝕性を良好ならしむるために熱間圧延に依つて其の兩側に薄い純アルミニウム或は銅を含まない、アルミニウム合金の銀の被覆を施す、かゝる合金を獨逸では „Allautal“, „Albondur“, „Duralplat“, „Bondurplat“ 等の商品名にて製作し、米國では殊に „Alclad“ としてゐる。著者は之等合金を熱処理した場合に、心材から被覆銀へ銅が擴散する爲に耐蝕性が害せられる状況を顯微鏡組織、腐蝕試験、抗張試験等に依つて實驗した、試料は Dürener Metallwerk 製 0.5, 1.0 及び 1.5 mm, 厚さの Duralplat 銀で壓延後熱処理を施さざるものである、之を硝石槽中で (A) 500°C に種々な時間加熱後水中焼入、次で室温に 5 日間放置 (B) 350°C に種々な時間加熱後空中放冷、次に 500°C に 10 分間加熱水中焼入後室温に 5 日間放置の熱処理を施した。腐蝕實驗は DVL の迅速測定法 (3%  $NaCl$  に 0.1%  $H_2O_2$  を加へたもの) に依り室温で攪拌器中にて行つた、之と平行して満潮時は海水の下に、干潮時は海水の上に出る様試料を海岸に据付け自然腐蝕實驗を行つた、實驗結果次の如し。(1) 薄いデュラルミン合金は熱処理に依つて銅が被覆層へ擴散するために耐蝕性が悪くなる。(2) 0.5 mm 厚さのデュラルプラット銀 (兩側に 0.03 mm の被覆を施す) を 350°C で 30 分加熱後、500°C に 10 分加熱水中急冷し室温に放置したものを DVL の迅速測定法で腐蝕せしめたるに抗張力は優秀である、之を加熱時間、温度を増せば耐蝕性著しく減少す、1.5 mm 厚の銀は (被覆は兩側に 0.05 mm 厚さ) 非常に長時間加熱しても殆ど耐蝕性に影響がない。之等の結果に依つて時効硬化を最大にして且耐蝕性の良いものを得るには 1.5 mm 銀では 0.05 mm で充分であるが 1 mm 以下のものは被覆銀を多少厚く (心材の厚さの 10% 以上) せねばならぬ。(3) 長時間加熱して耐蝕性が最も低くなつた 1.0 mm のデュラルプラット銀 (被覆層は兩側に 0.03 mm 宛) は同じ實驗状況で腐蝕せるデュラルミン (681 B 1/3) よりも遙に優秀である、故に銅がかなり擴散してゐても尙被覆層は保護作用をなす。(4) 北海に於る自然腐蝕實驗では實驗室では最悪の状態を示したデュラルプラット銀でも非常に良結果を與へた 500°C で 1 時間加熱せる 0.5 mm のデュラルプラット銀で 2 年間海水に漬蝕させても抗張力は變化なく伸が少し減少した。(5) 時硬させぬデュラルプラット銀は驚くべき耐蝕性を示した、實驗室で相當激しい條件で試験しても其の抗力性質は殆ど變化なく ( $\sigma_B=1\sim 27\text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta=3\sim 4\%$ )、被覆層も殆ど侵されぬ。(6) 應力-腐蝕試験の結果は 140°C で 8 時間時効せしめたデュラルプラット銀を 11 及び 18  $\text{kg/mm}^2$  の曲げ應力を與へて 12 ヶ月食鹽水の噴射中で腐蝕せしめた時、僅かに表面が侵されたが、同様の處理を施せるデュラルミン銀は粒間腐蝕を起し遂に破壊せり。(佐 藤)

**強力鑄造用非鐵合金に就て** (續き) (By A. J. Murphy, M. Sc; The Metal Industry; Sep 27, 1935, 319 321; Oct. 4, 1935, 346~349;)  $Al$  青銅は前述の如く、自己焼鈍をやるので之を防ぐ爲に  $Fe$ ,  $Ni$  及び  $Mn$  を加へるが、通常  $Fe 3\sim 5\%$  加へたものが多い。單に  $Cu-Al$  系のみでは、組織と機械的性質との關係は、眞鍮或は  $Mn$  青銅の關係とよく似て居る。與へられた量の  $\alpha$  及び  $\beta$  相に  $Fe 3\%$  加へると抗張力及び展延性を増加するが更に  $Ni$  を加へ

ると一層改良が出来る。

Superston L. 189, は  $Fe$  及び  $Ni$  を夫々 5% 含む合金で、第 3 表の如く優秀な機械的性質を有する。これが  $Al$  青銅の代表的の

第 3 表 Superston L. 189;

最大抗張力  $94,000\text{ lbs/in}^2\sim 100,000\text{ lbs/in}^2$  降伏點 49,000 延伸率 (2'') 15% ブリネル硬度數 160~190, (砂型鑄物)

ものであらう。 $Al$  青銅は、 $Mn$  青銅に比し耐蝕性及び疲労に對して強く、直接  $Cu$  と接觸しても、Galvanic action を起さない。従つてこの合金の用途は益々開け、現今では主として、鋼の酸洗ひ工場に於ける籃類、海水及び酸に觸れるバルブ類、ウォーム齒車及び自動車の部分品等に用ひられて居る。

3)  $Ni$  合金 鑄造合金としては、Monel (主として  $Ni 65\%$ ,  $Cu$  殘餘)、Silicon-Monel (Monel に  $Si$  を少量含む) 及び Chronite 系合金 ( $Cu-Ni 30\%-Fe$ ,  $Ni-Cr-Fe$ ) 等である。 $Mn$  青銅、 $Al$  青銅に比して、常温抗張力は少ないが、温度の上昇に對して強きの減少が少なく且耐蝕性も大きい。融解點が  $1,350^\circ C$  附近である故、鑄造に困難を生ずる。湯の注入温度は  $1,450^\circ C$  位が適當であり、脱酸劑としては、 $Mn$  或は  $MnO_2$  及び少量の  $Mg$  を加へ、 $Ni$  中の酸化物及び硫化物を除去しなければならぬ。

今 normal monel metal の組成、機械的性質及びこれに  $Si$  を加へた際の影響を第 4 表に示す。これによると normal monel に  $Si$  が加はると、鑄物の性質を改良し、抗張力、硬さを増加する。 $Si$  含有量の多い合金例へば  $Si 4\%$  含む合金は  $900^\circ C$  より焼入して  $600^\circ C$  で 4 時間焼戻しすると B. H. N. 370 以上になる。用途としては、蒸氣バルブ、酸などを取扱ふポンプの部分品、高温耐摩耗性を要する處、ノズルなどに用ふ。

第 4 表 normal monel metal;

組成;  $Ni 67\%$ ,  $Cu 29\%$ ,  $Fe 2\%$ ,  $Mn 1\%$ ,  $Si 1\%$ ,  $C < 0.2\%$ ;

	normal	2.5~3.0% Si	3.5~4.0% Si
抗張力 ( $\text{lbs/in}^2$ )	53,700~76,200	85,120	100,800
降伏點 ( $\text{lbs/in}^2$ )	21,360~40,300	51,520	89,600
延伸率 (2'')	15~30	16	5
ブリネル硬度數	120~160	210	270

(砂型鑄物)

4) 亜鉛合金 亜鉛を主成分とする合金は、廉價であり且比較的抗張力及び硬さが大きいので、ダイキャスト用として廣く用ひらる。以前は製品が濕氣に曝されると、形状はクルイを生じたが、最近 99.99% の純粋な  $Zn$  が得られる様になつたので、その心配はなくなつた。主として  $Zn-3\% Cu$ ,  $4\% Al$ ,  $0.1\% Mg$  の成分のもので、抗張力  $49,000\text{ lbs/in}^2$ , B. H. N. 80, 延伸率 5%、多量生産の意味から、高温脆性のない事が必要で、 $Mg$  を加へると、この缺點を除去しうるし、結晶粒間腐蝕を強くする。

$Pb$  及び  $Sn$  は 0.01% 以上這入つては脆くなるので絶対に避けねばならぬ。

5)  $Al$  合金も最近  $Al$  合金が盛んに用ひられる様になつたので、鑄造用の合金も極めて多い。次には新しい Y-合金と、セラルミンに就て述べる。

1) Y 合金 Y 合金は熱処理に依つて、抗張力及び硬さを増し、温度の上昇に對して強さが減少しない。盛んにピストンに用ひられてゐる事は既知の事實である。通常主成分としては  $Al-Cu 4\%$ ,  $Ni 2\%$ ,  $Mg 1.5\%$  で、比重 2.8,  $500\sim 520^\circ C$  に 6~20 時間焼鈍、油、水は熱水に焼入し、常温で約 5 日間時効せしむる。鑄造に際しては收縮率大きく  $Mg$  の増すにつれ粘性ある酸化物の量を増す、又ピン

ホールを生じ易い等相當困難を伴ふが、充分の上り湯、押し湯及び無數の冷し金を用ふると餘程良結果をもたらす。冷し金を用ふると合金は熱處理された状態にある譯で、金型鑄物では最大抗張力 40,300  $lbs/in^2 \sim 44,800 lbs/in^2$ , 延伸率 2~4% (2") B.H.N 105 であつて、温度の上昇に對して強さの減少は極めて少ない。一例を示すと第 5 表の様である。

第 5 表 Y 合金;

温度 (°C)	100	200	250	300	350
強さ ( $lbs/in^2$ )	44,800	38,080	37,290	35,840	26,880(金型鑄物)

ii) セラルミン Y 合金に比して Si, Fe を少し多く含み、外に Ce (セリウム) を含むのが特長で、之に依つて湯流れをよくし、Fe の脆性作用を減ずる。一般鑄物及びダイキャストに用ひられ、主なるはセラルミン B, C, D である。

B の組成、機械的性質は第 6 表に示す通りで、熱處理は 500°C から水、油焼入或は空中冷却して 150~175°C に 12~24 時間焼戻すればよい。C 及 D は組成は同じで只熱處理が異なる、ともに最初 515~535°C に 6~20 時間焼鈍して、C は 170~180°C に 16 時間焼戻して再び水或は油に焼入するが D は最初の焼鈍後単に常温で時効せしむるだけである。之等合金の組成及び機械的性質は第 7 表に示す通りで、C 及び D は B に比して Mg の含有量多く、鑄造に際して收縮率大で酸化も多い、機械的性質は Y 合金に比し、C は大であり D は抗張力、硬さは略同様であるが延伸率が大きい。

第 6 表 セラルミン B;

組成 Al-Cu 1.0~1.75%, Ni 1.0~1.75%, Mg 0.05~0.2%, Fe 0.3~1.0%, Si 0.75~2.5%, Ce 0.05~0.20%

最大抗張力 ( $lbs/in^2$ ) 29,120~33,600  $lb/in^2$  降伏點 (0.1%) 17,920~21,280  $lbs/in^2$  延伸率 (2%) 4~5% ブリネル硬度數 68~78 (1 吋直徑の金型棒) 比重 2.75

6) Mg 合金. Elektron. "A. 8," 及び Elektron "A. Z. 91," が主なるもので、組成及び機械的性質は第 8 表に示す。後者の方が前者に比して Al 含有量多く、従つて熱處理効果も大、鑄物したものを 150~200°C に焼戻すると降伏點及び硬さを増加する。

第 7 表 セラルミン C 及び D;

組成... Al-Cu 2.0%, Ni 1.0~2.0%, Mg 0.5~1.0%, Fe 1.0~1.4%, Si 1.0~1.4%, Ce 0.05~0.2%

	セラルミン C	セラルミン D
最大抗張力 ( $lbs/in^2$ )	51,500~60,480	42,560~47,040
降伏點 0.1%, ( $lbs/in^2$ )	47,000~53,800	24,640~29,120
延伸率 (2%)	1	4~6
ブリネル硬度數	130~140	98~104 (1" 直徑金型棒)
比重	2.79	

第 8 表 Elektron;

鑄造状態	Elektron A. 8,				Elektron A. Z. 91.				
	組成	Mg-Al 8.0%, Zn 1.5%, Mn 0.3%		Mg-Al 10.0%, Zn 1.0%, Mn 0.3%					
		金型	砂型	金型	砂型	金型	砂型	金型	砂型
最大抗張力 ( $lbs/in^2$ )	29,120~33,600	20,160~24,640	24,640~31,360	17,920~24,640					
降伏點 (0.1%, ( $lbs/in^2$ ))	10,080~12,320	8,964~11,200	11,200~13,440	11,200~13,400					
延伸率 (2%)	6~10	3~5	4~8	2~4					
ブリネル硬度數	50~60	45~55	65~70	60~65					
		金型	砂型	金型	砂型	金型	砂型	金型	砂型
熱處理状態									
最大抗張力 ( $lbs/in^2$ )	33,900~40,320	33,600~38,080	38,080~44,800	33,600~40,320					
降伏點 (0.1%, ( $lbs/in^2$ ))	10,080~12,320	10,080~12,300	16,800~21,280	15,680~20,160					
延伸率 (2%)	12~17	10~15	3~5	2~4					
ブリネル硬度數	50~60	50~60	70~80	70~80					

以上に於て重なる強力鑄物用非鐵合金の大略を述べたが、今迄の合金の抗張力と比重との比即ち Specific-tenacity を比較して見る事も重要な事である。 (高瀬)

時効硬化に及ぼす静水壓力の影響 (Leland Russel, Trans.

A. S. Metals, 23 (1935) 633~644) 下記の 6 種の時効硬化合金についてその時効硬化に及ぼす静水壓力の影響を試験してゐる。

1. 普通のデュラルミン
2. 0.17% Ca を含むデュラルミン系 Al-Cu 合金
3. P-148 合金 (10% Zn, 1% Ca, 0.7% Fe, 0.8% Si, 0.75% Mn, 0.4% Mg, 殘 Al)
4. P-141 合金 (1% Si, 0.6% Mg, 0.5% Fe, 殘り Al)
5. Pb-Ca 合金 (0.04% Ca)
6. Fe-N<sub>2</sub> 合金 (0.07% N<sub>2</sub>)

試験方法は各合金をその固溶體範圍の温度で焼鈍して充分析出物を溶け込ませ、その後水焼入し、焼入直後ロックウェール硬度計で硬度を測定した。硬度測定後一つは常温で高静水壓 (12,000 氣壓) の下に時効さし、他は常氣壓の下に時効さした、かくして一定時間時効さした後再び硬度を測定した、Al 合金及び鐵合金は何れも 510°C より水焼入し、鉛合金は 285°C より焼入した、その測定結果は表の如し。表に於て A は常氣壓の下で時効硬化したもの、B は 12,000 氣壓の下で時効硬化したものである。この結果を見るに静水壓を加へると時効硬化の現象が遅れてゐる。鉛合金に於てはこの壓力の影響が著しく大で常氣壓に於けるものに比して 1/5 程度の硬度である。

試料	デュラルミン ロックウェール硬度 (E スケール)			Al-Cu 合金 (0.17% Ca を含むデュラルミン系)		
	焼入直後	24時間時効	24時間中の硬度の増加%	焼入直後	24時間時効	24時間中の硬度の増加%
1-A	83.0	99.7	20.0	1-A	62.7	83.2
1-B	83.0	90.5	9.0	1-B	67.7	75.0
2-A	81.2	99.1	22.0	2-A	64.0	91.1
2-B	81.0	91.1	11.2	2-B	64.4	72.8
				P-148 合金		
1-A				1-A	53.6	79.8
1-B				1-B	54.5	69.4
2-A				2-A	58.0	83.8
2-B				2-B	55.2	66.4

E スケール 1" / 8 ホール, 100 kg 荷重

試料	P-141 合金 ロックウェール硬度 (F スケール)		
	焼入直後	24時間時効	24時間中の硬度の増加%
1-A	73.6	94.2	28.4
1-B	72.1	87.5	21.3
2-A	70.9	96.7	36.3
2-B	70.8	89.5	26.4

F スケール 1" / 8 ボール, 60 kg 荷重

試料	Pb-Ca 合金 ロックウェール硬度 (S-M)		
	焼入直後	5時間時効	鑄造鑄造
1-A	8.4	57.5	
1-B	8.3	11.2	
2-A	2.6	51.7	鑄造
2-B	1.9	8.7	鑄造

S-M スケール 1/4" ボール, 30 kg 荷重

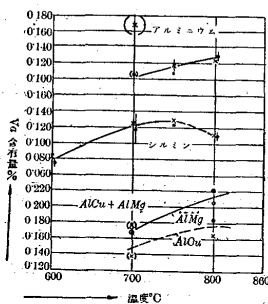
試料	Fe-N <sub>2</sub> 合金 ロックウェール硬度 (B)		
	焼入直後	3時間時効	3時間中の硬度の増加%
1-A	85.9	99.7	16
1-B	86.2	100.9	17

而してこの鉛合金の壓縮率は他の合金に比して最も大である。これによつて壓縮率の大なる合金はその時効硬化に於て壓力の影響を受けること大きく、著しく硬化現象の遅れることが見られる。この壓力により時効硬化の遅れることを次の如く説明してゐる。即ち時効を起す速きの割合といふものは如何に早く溶質の原子が格子をなして一定の位置に集ることが出来るか即ち彼等の擴散の速きの割合に關係を有するものである。溫度を上げることにより時効現象の促進されることは溫度の上昇により擴散の割合が速くなるによるものである。大きな靜水壓を加へると溶媒をなす金屬の格子を壓縮することになり、その結果原子運動の困難を來し固溶體の粘度が比較的増加する、従つて擴散は隱やかとなり時効硬化の現象が遅らされるのである。

(T. U.)

**アルミニウム中のナトリウムの溶解度に関する實驗** (E. Scheuer, Z. Metallkde, 27, (1935), 83~85). 本實驗はシルミン中の Na 含有に関する實驗 (Z. Metallkde, 25 (1933), 139) に續いて Al 及び二三の Al 合金中に溶解する Na 量を決定せんとするものである、試料は純 Al (99.7%Al, 0.10%Si, 0.2%Fe), シルミン, Cu-Al 合金 (8%Cu), Mg-Al 合金 (5%Mg), Zn-Al 合金 (5%Zn+20%Zn) 及び工業ナトリウムである、試料を鐵坩堝に入れ之を鐵管内で水素氣流中で溶解し實驗溫度で 10 分間攪拌し乍ら作用せしめ次に攪拌を止めて同溫度に 10~120 分間放置後水中急冷凝固させた之を Na の塊を包有してゐる部分を取除きたる後上下二部に切斷しその各々に付て Na 含有量を測定した其の結果は第 1 圖に示す如く

第 1 圖



(1) 純 Al では Na 含有量は約 0.1% 以上である、そして溫度の上昇と共に容易に増加の傾向を示す、(2) シルミンでは 600°C と 700°C との間で Na の溶解度著しく上昇し 800°C の値は 750°C のものより低くなつてゐるが、然し之は確實な値ではない、700°C 以下の溶解度は純 Al の場合よりも少く 700°C 以上の値は稍大である、(3) Cu-Al 合金は 700°C と

800°C に就て行つたが溶解度は約 0.15% で溫度の上昇と共に増加する様である、(4) Mg-Al 合金では Cu-Al 合金よりも Na を多く含有し (約 0.2%) 溫度の上昇と共に増加する、(5) Zn-Al 合金では Fe を多量に含む灰黑色の僅かに金屬體として認め得る様な塊を (55%Al, 29%Fe, 12%Zn, 1.5%Na) 生じ確實な實驗結果は得られなかつた、パラフィン油とマグネシヤを用ひて、研磨し顯微鏡試験を行つたが、新しい Na 含有量の多い組織が認められた、嚴密な意味の Na の溶解を證明すべき物理的實驗は行はなかつた。

(佐藤)

**2種の多元系青銅の熱處理と硬化** (Von M. Hansen; Metallwirtschaft, 14 (1935) S 693~696) Al 青銅及び Ni 青銅に於ける研究である。

Al 青銅の熱處理と結晶格子との關係は之迄相當研究されて居る。然るに熱處理によつて生ずる組織と機械的性質との關係に就ての研究は少ない。故に先づ Al 83%, Cu 11.5%, Fe 5.5% のものにつき研究した。直徑 20mm, 長さ 250mm の試料を 800, 700, 650, 600, 550, 500°C の各溫度より焼入及び空冷したものゝ組織及び機械的性質を見た。その結果は第 1 表及び第 1 圖に示す、之に依ると 650~600°C より焼入したものは、抗張力、延伸率ともに大で、空冷した

第 1 表

焼鈍溫度	處理	組織
800°C	{ 焼入 空中冷却	{ β'+Fe α+δ+β'+Fe
700°C	{ 焼入 空中冷却	{ β'+Fe α+δ+β'+Fe
650°C	{ 焼入 空中冷却	{ β'+α+Fe —
600°C	{ 焼入 空中冷却	{ α+β'+Fe (650°C 焼入より α 量多い) α+δ+β'+Fe
550~500°C	{ 焼入 空中冷却	{ α+δ+Fe 同上

ものは小である。これは組織に α の外に、共析變態によつて生じた脆い化合物の存在せる爲で、焼鈍組織のものと同様である。800~700°C 550~500°C より焼入したものは、抗張力延伸率に於て餘り差がなく、650~600°C のものに比して極めて小さい。

組織を見ると 800~700°C のものは β' が大部分で 650~600°C よりも多い。よつて β' 組織は抗張力及び延伸率が小さい事が云へる。550~500°C は α と δ 組織で δ は延伸率小で α は大であるが、抗張力は α の方が δ より小である。

然らば 650~600°C はなぜ延伸率及び抗張力が大きいか。

延伸率は 800~700°C にない α 組織あり、550~500°C にある。α 組織がなく、従つて α 組織の多い事は延伸率の大きくなる事になり 600°C の方が 650°C よりも α 組織が多いので延伸率が大きい。抗張力の方は如何なる原因によるものか、未だ研究されてなく、説明出来ないのので今後の研究に俟つのみ。

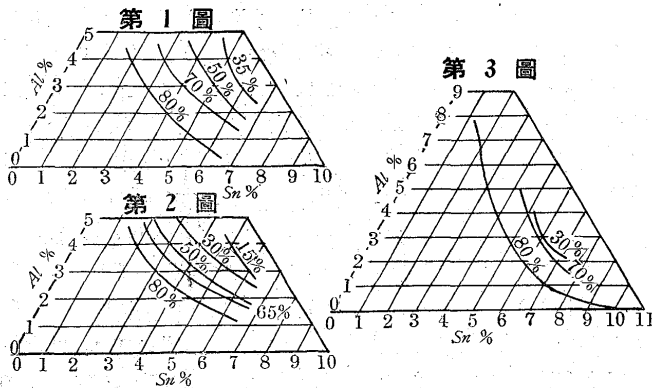
Ni 青銅に就ては Ni 13.1%, Al 2.17%, Mn 0.96%, Fe 0.46% 残り Cu の成分につき、熱處理しないで單に壓延したものと、900°C より焼入後 550°C で 8 時間焼鈍したものにつき、前者は、抗張力 84 kg/mm<sup>2</sup>, 降伏點 54 kg/mm<sup>2</sup>, 延伸率 13.5%, 後者は抗張力、降伏點前者と等しく、延伸率 14% を得て居る。

之等の試料の組織を見ると、前者は壓延方向に強く腐蝕された帶狀模様及び後者より結晶の小さいのが見える。後者は均一な結晶粒間より或る析出物の存在を認める。之等の硬化は析出物に原因するだらうが、壓延によつての場合は實際作業上、熱處理の節約といふ事になる。

(高瀬)

**特殊青銅の性質** (D. Hanson & M. A. Wheeler, The Metal Industry, 1935, Sept.) Al を含む錫青銅:— Sn 3~10, Al 1~7% の青銅 (原料として電氣銅, Chempur Sn 及 Si 2.2, Fe 0.22% を不純物として含む Al を用ふ) に就き鑄塊を次の 4 種の行程に依り其等の冷間及熱間壓延性の試験を實施せり。

- (1) 冷間壓延に依り割れの始る迄壓延、但し Max. 800%。
  - (2) 750~800°C, 1hr, 加熱後此溫度より熱間壓延す。
  - (3) 700~750°C, 12~14hr 焼鈍、冷間壓延 50%、70°C 1hr 加熱冷間壓延 80% 迄。
  - (4) 750°C, 14hr 加熱、此溫度より熱間壓延す。
- 何れの場合も壓延面或縁に割れの生ずる迄壓延を續けた。(1) の



行程の結果は第1圖に示す如く Al を添加すると同じ冷間圧延性を保持する爲には Sn 量を減じなければならない。Al-Cu 合金に Sn を加へた場合も同様に Al を減じなければならぬ事が圖から考へ得られる事である。(2)の行程の場合には第2圖の如く成分の關係は(1)と同様であるが更に熱間圧延の困難なるを示して居る。然も合金 Al 3, Sn 6% は hot-short である。此合金の組織は α-固溶體の dendrite 中に更に Bbronze の eutectoid に似た dendrite を混へた複合組織で之が熱間圧延を困難ならしめる。然し 700~750°C で 12hr 焼鈍すると之が消失して多角形の均一組織となり熱間圧延が容易となる。從て(3)の行程には更に、途中 700°C で焼鈍を實施する故に總ての合金に於て失敗はなかつた。(4)の場合には第3圖の様で試料の數種を除いて總て容易に壓延し得た。抗張力は冷間圧延せるもので 48~55 t/in<sup>2</sup>、伸 0.8~2.2% で(1)の行程のものを 700°C, 1hr の焼鈍後の結果は第1表に示す如くである。

第 1 表

合金	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	合金	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %
A <sub>1</sub> S <sub>4</sub>	20.75	56	A <sub>7</sub> S <sub>6</sub>	28.55	49
A <sub>1</sub> S <sub>5</sub>	22.02	74	A <sub>7</sub> S <sub>5</sub>	28.78	79
A <sub>1</sub> S <sub>6</sub>	23.35	84	A <sub>7</sub> S <sub>4</sub>	27.12	78
A <sub>2</sub> S <sub>3</sub>	21.27	73	A <sub>7</sub> S <sub>3</sub>	28.19	58
A <sub>2</sub> S <sub>4</sub>	23.30	71.5	A <sub>7</sub> S <sub>2</sub>	29.75	74
A <sub>2</sub> S <sub>5</sub>	25.50	68	Cu90, Sn10	27.02	65
A <sub>2</sub> S <sub>6</sub>	26.63	68	A <sub>7</sub> S <sub>1</sub>	25.54	38
A <sub>3</sub> S <sub>3</sub>	24.28	57.5	A <sub>7</sub> S <sub>0</sub>	28.38	84
A <sub>3</sub> S <sub>4</sub>	25.92	66	Cu93, Al7	27.95	75

(註) 各表中 A は Al, S は Sn, M は Mn, F は Fe の略。數字は含有量 % を示す

第 2 表

合金	冷間圧延の儘		焼鈍 (700°, 1hr)	
	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %
M <sub>1</sub> S <sub>4</sub>	46.4	5.0	20.8	5.6
M <sub>1</sub> S <sub>5</sub>	48.7	4.4	21.3	6.4
M <sub>1</sub> S <sub>6</sub>	49.1	2.5	21.6	6.7
M <sub>2</sub> S <sub>3</sub>	44.6	5.0	20.3	4.9
M <sub>2</sub> S <sub>4</sub>	43.4	4.8	21.2	5.3
M <sub>2</sub> S <sub>5</sub>	50.5	5.1	21.5	6.4
M <sub>2</sub> S <sub>6</sub>	52.0	1.7	22.7	6.9
M <sub>3</sub> S <sub>3</sub>	45.7	5.0	21.1	4.7
M <sub>3</sub> S <sub>4</sub>	48.9	5.2	21.8	5.7
M <sub>3</sub> S <sub>5</sub>	51.8	4.0	22.5	6.4
M <sub>3</sub> S <sub>6</sub>	52.5	4.9	23.1	6.9
M <sub>4</sub> S <sub>3</sub>	46.5	5.0	21.6	5.1
M <sub>4</sub> S <sub>4</sub>	49.3	2.9	22.2	6.0
M <sub>4</sub> S <sub>5</sub>	51.5	3.2	23.0	6.5
M <sub>6</sub> S <sub>3</sub>	46.5	1.2	23.6	6.4
M <sub>6</sub> S <sub>4</sub>	40.4	4.0	20.2	4.9

Mn を含む錫青銅:— Mn は鑄造前 30% cupromangan として添加す。此内の不純物は、Fe 0.9, Al 0.4% 以下である故出來た合金

の不純物は Max. 0.1% である。鑄造した表面は良いが收縮管が出來之が爲に割れる傾向があつた。總て焼鈍せず鑄造の儘冷間圧延したが Mn 4% 迄は困難なく行はれたが Mn 6, Sn 5% は 60% にて又 Mn 8, Sn 5% は 10% にて割れた。前者の組織は地に α 此内に δ を含む複合組織であるが之も 800°C, 30 分の加熱で均一となる。熱間圧延に於ては 2hr で 780°C とし 30~40 分保持して實施したが總て壓延出來た所から見ると Mn は青銅の熱間圧延性に悪影響を與へぬものと認められた。抗張試験の結果は第 2 表に冷間圧延せるもの、第 3 表に熱間圧延せるものの結果を示す。

第 3 表

合金	熱間圧延の儘		焼鈍後 700°, 1hr 水焼入	
	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %
M <sub>1</sub> S <sub>4</sub>	39.75	5.0	20.30	5.6
M <sub>1</sub> S <sub>5</sub>	42.20	5.3	20.85	6.2
M <sub>1</sub> S <sub>6</sub>	44.30	6.5	21.95	7.5
M <sub>2</sub> S <sub>3</sub>	35.40	5.0	20.83	5.1
M <sub>2</sub> S <sub>4</sub>	37.45	7.0	20.90	5.3
M <sub>2</sub> S <sub>5</sub>	40.50	5.0	21.15	3.8
M <sub>2</sub> S <sub>6</sub>	42.00	10.0	23.65	7.0
M <sub>3</sub> S <sub>3</sub>	35.35	15.0	21.20	5.2
M <sub>3</sub> S <sub>4</sub>	39.10	11.0	20.80	4.3
M <sub>3</sub> S <sub>5</sub>	40.50	11.5	21.72	5.8
M <sub>3</sub> S <sub>6</sub>	41.30	14.0	22.80	5.6
M <sub>4</sub> S <sub>3</sub>	34.70	14.0	21.20	4.7
M <sub>4</sub> S <sub>4</sub>	36.35	17.0	22.00	5.6
M <sub>4</sub> S <sub>5</sub>	39.15	15.5	22.40	6.5

Al 及 Mn を含む錫青銅:— 研究は 2 部分に分れ (1) Sn 5%, に一定し Mn 1~4%, 之に Al を脱酸劑として少量添加。(2) Sn 5~6%, Al 及 Mn を 2% と 3% とす。第 1 の脱酸劑としての Al は 0.1, 0.25, 0.5% の 3 種。熔解は cupromangan を加へて次に Al を加へ Sn は鑄造前に添加す。Al 0.5% になると表面が非常に綺麗になる。80% の冷間圧延は Mn 2, 3 及 4% で Al 0.5% の場合のみ少し割れた外實施出來た。此結果から脱酸劑としての Al は 0.25% 以下ならば Mn 3%, Sn 5% 前後の青銅は冷間圧延性を害さず反て少量は有効で特に機械的性質に影響し伸を減せず抗張力を若干上昇する様である。第 2 の Al を多量添加せる場合は鑄造の儘では冷間圧延は出來ぬ。夫は α の外に硬い eutectoid がある故で之は 800°C 5hr, 爐冷の處理を實施する事に依り冷間圧延が可能となる。然し他の合金に及ばず Max. 70% である。硬度及抗張試験の結果は第 4 表に示す如し。

第 4 表

合金	硬 (鑄造の儘)	壓延の儘		焼鈍(700°, 1hr 空冷)			
		抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	硬度	
A <sub>2</sub> M <sub>2</sub> S <sub>5</sub>	87	55.7	3.0	244	24.5	66	82
A <sub>2</sub> M <sub>2</sub> S <sub>6</sub>	105	41.9	なし	259	26.9	67	88
A <sub>2</sub> M <sub>3</sub> S <sub>5</sub>	97	58.0	4.0	263	25.5	73	83
A <sub>2</sub> M <sub>3</sub> S <sub>6</sub>	113	60.8	3.5	277	23.9	59	87
A <sub>3</sub> M <sub>2</sub> S <sub>5</sub>	101	60.0	4.0	266	28.2	69	89
A <sub>3</sub> M <sub>3</sub> S <sub>5</sub>	124	62.1	2.0	268	32.3	49	114
A <sub>3</sub> M <sub>3</sub> S <sub>6</sub>	110	62.0	4.5	267	28.0	72	86
A <sub>3</sub> M <sub>3</sub> S <sub>6</sub>	121	61.4	なし	269	29.4	76	88

鐵を含む錫青銅:— Sn 5% とし Fe 1.5% 迄は總て壓延出來る。Fe が増して 2.5% 迄は 80% 迄の冷間圧延が容易に出來 Fe 3-3.5 及 4% のものは夫々 75, 70 及 70% の壓延可能である。要するに Fe は壓延性に影響が少い。硬度及抗張力は第 5 表に示す。注意すべきは僅かではあるが降伏點の認められる合金がある。

Si を含む錫青銅:— Sn を 5% に一定し Si 1, 2, 3 及 4% の 4 種に就き研究した。冷間圧延性は第 7 表に示す如く Si 3% 迄は

第 5 表

合金	硬 度 (鑄造の儘)	壓延の儘		焼鈍(700°, 1hr, 空冷)		
		抗張力 $t/in^2$	伸 %	抗張力 $t/in^2$	伸 %	降伏點? $t/in^2$
$F_{0.25}S_5$	73	48.5	3.5	22.40	64	
$F_{0.5}S_5$	78	48.4	4.5	22.62	52	
$F_{0.75}S_5$	79	47.2	4	23.10	60	
$F_{1}S_5$	84	48.5	3	24.75	50	
$F_{1.5}S_5$	90	48.4	5	24.45	60	
$F_{2}S_5$	110	51.5	2.5	28.75	36	
$F_{2.5}S_5$	109	50.6	2	28.80	35	18
$F_{3}S_5$	116	51.8	3.5	28.80	38	19
$F_{3.5}S_5$	113	53.8	3	29.60	40	20
$F_{4}S_5$	118	55.2	4	29.00	28	20

第 6 表

合金	鑄 造 の 儘	790~800°C, 4hr 爐冷
$Si_1Sn_5$	80%迄壓延し得割れなし	80%迄壓延し得
$Si_2Sn_5$	展び易けれど 67% に割れ入る	壓延し得, 80%にて僅かに割れ入る
$Si_3Sn_5$	僅かに展びる 30% に割る	50%にて割れ入る, 800°C 30分焼鈍後80%迄可展びず, 僅かに 5%
$Si_4Sn_5$	展びず	

第 7 表

合金	硬 度 (鑄造の儘)	壓 延 の 儘			焼 鈍 (700°, 1hr)		
		抗張力 $t/in^2$	伸 %	硬 度	抗張力 $t/in^2$	伸 %	硬 度
$Si_1Sn_5$	102	54.25	2.5	251	26.41	71.0	90
$Si_2Sn_5$	115	59.55	3.5	262	31.76	63.0	118
$Si_3Sn_5$	150	61.05	5.0	266	35.50	56.0	148
$Si_4Sn_5$	190						

處理の方法に依ては壓延し得る。第7表は硬度及抗張力である。之等の内焼鈍材にて  $30 t/in^2$  の抗張力に對して伸 56~63% は異常である。(Y)

## 9) 化 學 分 析

真空熔融法に依る鋼中の酸素定量 (H. A. Sloman, 6th Report on the Heterogeneity of Steel Ingots, Iron & Steel Inst. Special Report, No. 9, 1935, 71-89) 鋼中の全酸素の定量には加熱抽出法 (Hot Extraction) 又は真空熔融法 (Vacuum Fusion) 等があり、是等は酸化物、珪酸物等の外、固溶體中の  $O_2$  も定量されるが、定量方法は酸素を  $CO$  又は  $CO_2$  瓦斯とし、之を真空抽出するものであり、且つ所得瓦斯量は極めて少量なる爲め、 $O_2$  の完全なる瓦斯化、空試験値の極小を期する爲め操作上多くの注意を要する。 $O_2$  の瓦斯化は熔鋼中の  $O_2$  の擴散度、氣相中の  $O_2$  分壓に關係する故、使用真空度は可成的低くするを要し、空試験値を低下するには操作時間は可成的短縮するを要する。従つて低壓にて排氣容量の大なる水銀擴散ポンプが廣く應用される。ポンプと爐との接続は出來得る限り大きく且つ短かくする。加熱方法も高周波電流に依れば他の抵抗爐に比して瓦斯發生の根源が少ない。通常 9kW Lorenz 電動發電機で出力 4~6kW、周波數 8,000 程度のものである。著者の使用せる分析装置は附圖に示す如くで、爐の主體は石英製全長 44cm、外徑 6cm、肉厚 2mm、上端は圖の如く 1/5 の勾配を附し、下端は絞つて徑 1.2cm、長さ 5cm、の封管が附してある。坩堝受けは何れも黒鉛製で、之に石英管の細管中に嵌入する黒鉛棒を螺接してある。管 A は B に摺り合せとし、B は石英製で、上端は光學的平面とし、之より爐内の測熱を行ふ。徑 6cm、長さ約 30cm、ある。枝管 C は内徑 1/2" で、之に McLeod 真空計 D を附し  $1 \times 10^{-5} mm$  の壓力も讀み得る如くする。枝管 E は内徑 2", 枝管 F は試料置

場で摺り合せ帽を附してある。此の管の管底より 4" の高さに在り内徑 1", 長さ 9cm あり試料 6-8 個 を納める。E は凝縮槽 G (アセトン及び固體  $CO_2$  を用ふ) を徑て擴散ポンプ J に至る。此の部は内徑 1" とする。管 B は壁面に固定され、管 A は内外の壓力差と、冷却水胴に依る浮力で懸垂される。冷却水は爐内が 1,950°C の時猶水温 22°C を超えない。誘導コイル及び、水胴は床に設けた Rack と Pinion で上下される。J より管は徑 1cm 可成的短くして Toepler ポンプ K に連結し、此の間真空計 L 及び  $P_2O_5$  管を経て 1 段擴散ポンプ P に至る枝管を附す。P より更に 40l の貯倉を経てロータリーポンプに至る。 $5 \times 10^{-3} mm$  の真空度を得られる。Toepler ポンプの容積は 700cc, N.M.J.L 等を加へ 840cc に過ぎない。Toepler ポンプ 3 回の操作で瓦斯の 99.5% はピュレットへ送られる。實驗の初めは擴散ポンプ J の内壁に附備した残留氣泡の除去に困難したが其後 J は常に真空に保つ事として空試験値を極減せしめ得た。熔融には少くとも 1,800°C を得られる必要があり、測定には 1,500~1,600°C を使用した。爐の熱副射の爲めには爐の壁管内に眼鏡を作つて好果を得た。坩堝坩堝との熱絶縁には 80 メツシュ以下の黒鉛粉を充填して成功した。坩堝は附圖に示す如く、3 個の黒鉛製部分と 1 個の支持棒より成り、之に徑 15mm の黒鉛球に 1/4" 徑、長さ 4" の黒鉛棒を附し、その端に 2" の長さの軟鐵棒を附した蓋を用ふ。坩堝は高さ 11cm を有し、誘導コイルの 1.5 倍の長さに相當し、坩堝下底に充填した黒鉛粉は誘導電流を生じない。坩堝蓋は管外の電磁石に依り上下され、之を用ひてより熔融物中より酸化物や金屬の逸失するを減じ、 $O_2$  の回収率は著しく向上した。

試料は兩端を丸めた徑 1cm、長さ 1~2.5cm、重量は 5~15 或は 20g である。仕上後番號を附し、アセトン、ベンゼン等で清淨し、デシケーター中に貯へ、豫め秤量し置く。爐に裝入するには、試料を先づ F に入れ、管 A を取り付け、H を閉ぢ、ポンプ Q に依り、コック T を通じて  $1 \times 10^{-1} mm$  の真空度とする。次に T を閉ぢ、H を開き、J、P 等のポンプで更に真空度を高める。次に電流を通じて爐を 1,950°C とし、之に 4 時間保つて真空度を  $2 \times 10^{-1} mm$  程度とする。次に温度を 1,550°C とし、L の真空計に依り Toepler 其他の真空度の良好なるを知らば M を閉ぢ、之より 1 時間の發生瓦斯量を空試験値とする。空試験値は通常 20~50%  $CO$ , 40~70%  $N_2$ ,  $CO_2$  及び  $O_2$  微量の組成瓦斯 0.07~0.1%/hr である。次に L を讀んで瓦斯をピュレットに送る。Toepler 其他の残留瓦斯は M を通じて急速に排氣する。次に温度を 1,500°C に降下せしめ、試料 1 個を磁石を用ひて爐内に落下する。直ちに M を閉ぢ 1,550°C とし之に保つ。脱瓦斯時間を記録し、真空計に依り瓦斯發生が空試験程度となれば、抽出瓦斯をピュレットに送り、再び第 2 の試料に依り同様に操作する。全試料の投下抽出を終れば電源を断ち、誘導コイルを下げ、空気を V.T を通じて爐内に送る。

測定結果は附表に示す如くであるが、0.6% C 鋼の 6 試料は實驗誤差内で結果一致し、8% Mn 鋼は幾分低値を與へる。實驗温度は 1,500~1,550°C が良好である。次に酸化物を 0.6% C 鋼の筒中に埋藏し、その還元度を試験した結果、純  $Fe_2O_3$  (69.69% Fe, 30.31%  $O_2$ ) では平均 30.1%  $O_2$  を、純  $Al_2O_3$  (52.90% Al, 47.10%  $O_2$ , 1,580°C に灼熱せるもの) は平均 45.81% を、石英粉 (46.93% Si, 53.07%  $O_2$ ) では平均 52.8%  $O_2$  を、純  $MnO$  では理論値と 1.8% の差を示した。次に金屬 Mn を 12% に相當するだけ埋藏した場合は 0.017~0.021, 15% の時は 0.01% の測定値の變化を認めた。Al

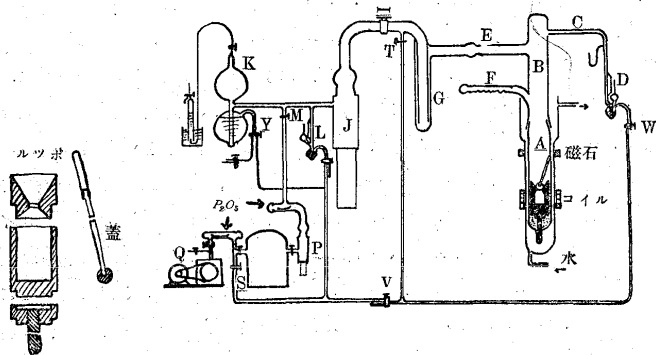


は 2.5% 迄は測定値に差異を見ない。

著者の装置の空試験値は 0.07~0.10<sup>cc</sup>/hr 程度で、試料投入後の瓦斯抽出時間を 20 分とすれば、此の間の發生量は 0.02~0.03<sup>cc</sup> である。今試料よりの瓦斯發生量を 4<sub>cc</sub> とする如く試料を探れば、空試験値は無視出来る。其後凝縮管 G は不用であるを認めた。本装置は英國 N.P.L. で現行のものである。

(M A)

0.6% C 鋼	0.0024	0.0023	0.0026
アームコ鐵	A	0.17	0.15
	B	0.13	0.13
Al 脱酸鋼	0.018	0.020	0.019
縁付鋼	0.018	0.020	0.020
純鐵	A	0.0005	0.0004
	B	0.0003	0.0003
Ni-Cr 鋼	A	0.0024	0.0027
	B	0.0033	0.0036
8% Mn 鋼	0.0015	0.0015	0.0016



11) 雜

世界金屬産額の新舊 (Berliner Tage Blatt, 28, Aug., 1935)

ブランクフルト A.G. 金屬組合發表の國際的に見たる金屬工業發達に関する報告に依れば 1934 年は前年と同様に依然として金屬の生産及消費共に増加しつつある事を示して居る。即ち 1934 年度も 1933 年と同様消費が遙に生産高を凌駕して居るが就中 Al の消費増加は目覺しく 1929 年に比してその 83% に昇り同年の次位に位する。然るにその生産高は 1929 年に比べて 62% に過ぎぬ。之に反して Zn の生産高は 80% に達し 1934 年中の最高位を占めて居る。Cu の生産高は 1929 年の 67% なるに對して消費は 72% を示して居る。Pb は 1929 年に比して生産は 24% 消費に於ては 20% 増加し Sn は生産に於て 36% 増加し消費に於ては 23% 減少を示して居る。

此中 Al 及 Sn の生産消費の關係は市場統制策のために良好なる結果を示して居るが之に反して Cu 及 Pb は不況時代の減産協定に災されて何等見る可き結果を擧げ得なかつた之等は Zn に對しても同様である。最近は之等不振を示した種類の金屬に於ても生産消費兩方面の均衡の可能性が現れ出した。第 1 表は各種金屬生産高増加の狀況を示すものである。

第 1 表

金屬名	全世界	英帝國	1929 年に對する 1934 年生産額の %		
			ヨーロッパ及植民地	南北アメリカ	ソビエツト及亞細亞
Al	62	51	78	33	—
Pb	76	104	96	52	212
Cu	67	278	103	40	112
Zn	80	122	78	62	203
Sn	64	47	181	—	122

第 1 表に於て先づ最初に注目すべき點は米國の生産高の著しい減退の爲に世界の平均生産高が減少して居る事と特定の金屬が國に依つて著しく増大して居る事である。就中歐洲諸國の生産高の増進振は注目値する。即ち 1929 年に比して 1934 年の歐洲各國は Zn のみを例外として他の金屬に於ては何れも世界の平均生産高を著しく凌駕するのを見る。しかし Zn にても比較的良好と云ひ得。Sn の生産高が歐洲に於て特に巨額に昇れる理由と考へられる事は近年に到つて和蘭及白耳義が各々自國植民地の鑛石を用ひて精煉を經營するに到つた爲で之を實際の數量に於て見れば和蘭の Sn 産額は 1929 年には 700<sub>t</sub> であつたが 1934 年には 14,000<sub>t</sub> に増加し又白耳義の Sn 産額は戦後始て行はれたに拘らず近年に到つて約 4,000<sub>t</sub> に昇つて居る。更にユーゴスラビヤの銅生産設備の擴張獨逸及伊太利に於る Al 及 Pb の増産に就ても亦特筆せねばならぬ。

斯く歐洲諸國の産額が躍進したに就ては諸國が各々自國の國民經濟的利益を擁護する爲の經濟政策が少くとも部分的に預つて力あるものと言わねばならぬ。

英國に於ても Al と Sn とは例外であるが其他の金屬産額が世界の平均生産高を凌駕して居る。特に Cu に就てはロヂシヤ及カナダの生産工場設立に依つて増加を來したのである。ロヂシヤに於ける Cu 生産額は 1929 年の 6,000<sub>t</sub> から 1934 年に於て 140,000<sub>t</sub> に増加しカナダに於ては設備の擴張に依つて 75,000<sub>t</sub> から 152,000<sub>t</sub> に躍進して居る。Pb は英本國に於ても増加を示して居るがそれにも増してオーストラリヤに於て顯著である。Zn の増加はカナダに於て認められる。之等の躍進に對する原因は根本的には近年の英國植民地に於ける鑛石の多量産出と並に周知の如き産業保護の經濟政策的方法とに依つて支持せられた爲である。

露國の金屬産額は比較的僅少ではあるが併し此處に於ても従前に比して非常なる躍進振りを示して居る。

世界の諸國に於て金屬の新生産地が起つて來ても尙依然として世界の全需要量を考慮に入れる場合は從來の古き生産中心地が重要な意義を有する。此處に新らしき生産地を示すのも只世界金屬工業の發展の傾向を示す爲に過ぎぬ。

Al 及 Zn が就中歐洲金屬生産の重點であつて最近歐洲の Al 生産高は全世界の生産額の約 55% を占め Zn も同じく約 43% に達して居る。Cu 及 Pb は米國の生産高世界第一位を占め Cu は世界全生産額の約 45% Pb は同じく 36% を占めて居る。Sn は英國が第一位にして世界全生産額の約 63% を示して居る。

(Y. O.)