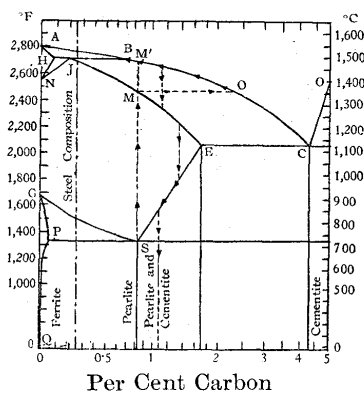


抄 録

6) 鐵及鋼の加工

電氣熔接に於ける加熱速度 炭化物の擴散及び其熔解の效果に就て(Donald E. Babcock, The Welding Journal, August, 1939.) 點熔接とか抵抗熔接火花熔接等の種々の操作に於て, 若しも, 擴散動力學の理が, 化學平衡の束縛と關聯して適當に應用せられるならば, 或種の基礎的化學的金屬組織學的效果は容易に平衡状態のデータより豫知し得られる筈である。此の考へ方で行くならば時間といふものが非常に重要な要素となる。



此所に掲ぐる如き Fe-C 系平衡状態圖は單に溫度, 壓力, 組成等が定まつて, 他の變化の起らぬとした時の成分, 分布を圖解したに過ぎない。平衡状態といふものは, 動力學的過程による所の結局生産物或はその分布である。故に實際に於ては, 滅多に達せらるべきでない。反應と擴散とは平衡状態に達せんとする手段である故, 熔接に於ける溫度の急變を與へるときなど, このことをよく考へる要がある。

Fe-C 系合金は低溫に於ては, 2 相より成る。Ferrite 相と Pearlite 或は Cementite 相である。Pearlite 中の C は 0.89~0.87% で, その構造微細なる爲, 變態して同成分の Austenite になることが容易である。もしこの Austenite が約 1,350°C に熱せられると, 最初の熔體が浸み出て來る。此の最初の熔體は 2.3% C を有すべきである。(圖参照) 溫度が更に上ると, 熔體は C 少いものに變て來, 終に 0.87% C の熔體を出すに至て Ansthenite は全部熔體に變る。我々は便宜上, 此の點 (1,470°C) を以て Pearlite 相の熔解點とする。これは純粋な Ferrite 或は δ 鐵の熔解點より 66°C 低い。

低炭素鋼は 723°C 以下では Ferrite 及 Pearlite とより成る。これが非常に急に加熱された場合には, 普通の平衡條件に要求される如き, C 多き, 平均せる Ansthenite 組織となるに至る前に此等の相の中の最低熔解點に達してしまふ。その結果 Ferrite のスポンジのやうなものが出来, その間隙は C 多き熔體で満たされる。それでこのやうなスポンジ體が壓力を加へられると熔體は絞り出され, 従て C の量減少する。例へば 0.25% C 鋼を熔接用試験片にとる。これは 30% Pearlite + 70% Ferrite より成る。これが電氣抵抗熔接或は點熔接で急激に加熱されたとする。Pearlite は同成分の Austenite に變り圖の固相線 JME の M 點に達し, O 點の熔體を出す。熔體は次でその成分を O 點より CBA の線に沿ひ M' 點を幾分越えた點で熔解し終る。熔接中, 壓力により表面に押し出される熔體はこれである。

一方この Pearlite 熔解の行はれてゐる時, C の擴散が行はれ,

Ferrite の熔解を助ける。Austenite より更に δ 鐵となる。1,400°C 以上になると δ 鐵の C 熔解量は 0.08% C (J 點 1,490°C) が最大限度である。つまり 1,490°C では, 0.55% 迄のものの中の δ 鐵は平衡状態では 0.08% 迄しか C を固溶し得ない。この溫度以上では更に低炭素に保たれるのである。

扱て, これが冷却の場合には, 反對の過程をとる。C 多き部分より他の C 少き部分への C の擴散は比較的遅い故, 熔接面に於て正規の C 含有の組織を作ることが出来ない。一方 C 多き熔體は地鐵の冷い部分に押しやられる。故に加熱の場合 C 多き部分 (Pearlite) が全部熔解せぬ前に, 急に冷却すると, M'O 間の熔體は, Pearlite よりも C 多き固體となる。従てこれが Austenite 變態を経ると Cementite が偏析して出る。

著者は更に, 化學的に炭素色別法により以上のことを確めた, 即ち次表の如く熔接面に於て脱炭することが分る。

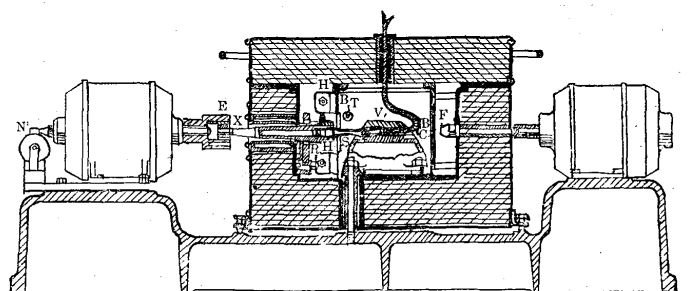
位置	C %	熔接面	C %
R 0.100"	0.23~0.23	L 0.000"	0.07~0.14
R 0.075"	0.23~0.24	L 0.010"	0.15~0.25
R 0.050"	0.22~0.25	L 0.025"	0.18~0.25
R 0.025"	0.20~0.25	L 0.050"	0.23~0.24
R 0.010"	0.12~0.23		

上述せると同様の現象は他の二相系金屬の熔接の場合にも見られるものである。(S.O.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

高温疲労試験機 (Howel F. M., Howarth E. S., Proc. Amer. Soc. Test. Materials, 37 (1937), 206) 第 1 圖の様な電氣爐中に片持式に固定された試験片の周りに高温の空氣を順循せしめ一様に熱し, 其の溫度は自動的に ±2°F 以内に調節される。試験片の先には震動錘を取付け, 其の先端は爐の外部に出で一分間 3,600 廻轉する電動機軸の可變偏心裝置の軸承の中に嵌まり, この偏心により圓運動をなす爲に試験片には或る應力が加はる。此の應力は同一材料にても溫度により彈性率が變る爲に知る事が出来ぬ。これを知る爲

第 1 圖



- カンティリバー 型高温疲労試験機
- V-萬力 S-試験片 T-溫度調節器 E-可變偏心
- B-隔室 X-震動錘 R-停止環 N-回轉計
- F-送風機 H-電熱器 C-對電對 D-接續螺

に可變偏心裝置の代りに測定装置を取付け各溫度に對する震動錘の振れと荷重との關係を測定し之れよりこの振れと試験片の最大應力

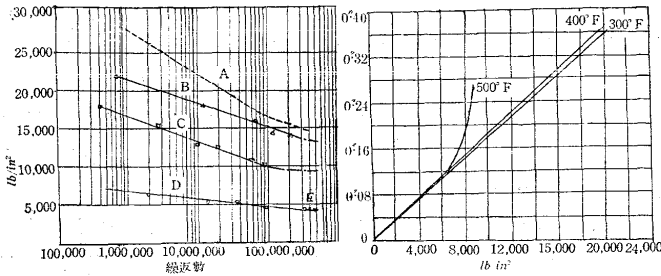
との関係を知る事が出来る。

試験するには此の関係により所要の應力を試験片に與へる様可變偏心装置を加減する。

第2圖はジュラルミン系の合金 alwa, 17 S-T の 300, 400,

第3圖

第2圖



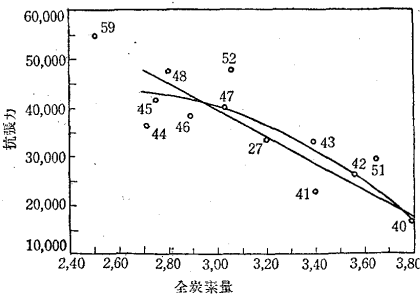
A. Tested at 500°F B. Tested at 400°F C. Tested at 300°F D. Tested in RR Moore Roasting Beam Fatigue Machine at Room Temp. E. No Failure

500°F に於ける應力-振れ曲線である。此の関係を用ひて試験して第3圖の N-S 曲線を得た。抗張力試験と疲労試験との関係は次表の通りである。荷試験機の全誤差は ±3% の以内である。

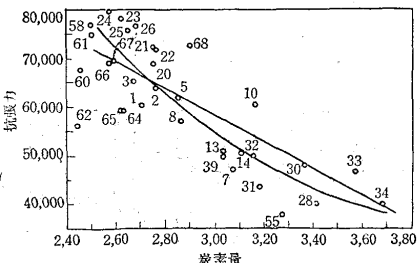
	75°F	300°F	400°F	500°F
抗張力試験 豫熱期間(日)		250	200	200
抗張力(bs/in^2)	58,965	40,200	25,000	13,750
降伏點(″)	36,000	33,500	20,000	9,700
延伸率(%)	24	17	25	38
疲労試験 豫熱期間(日)		200	100	100
疲労限(lbs/in^2)	15,000	13,500	9,500	4,500
疲労限と抗張力試験との比	0.25	0.34	0.38	0.35

鑄鐵の肉厚部に於る機械的性質 (Young E. R., Crosby V. A., & Herzig A. J. Trans. A. F. A. June, 1939. P. 891.)

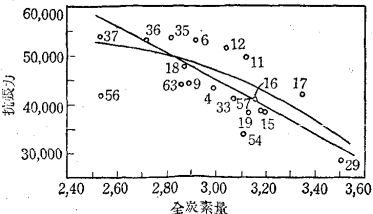
第1圖 普通鑄鐵の抗張力對全炭素量の關係



第2圖 Mo 鑄鐵 (Mo 0.2%以上) の抗張力と全炭素量との關係



第3圖 Mo 鑄鐵 (0.2%以下 Mo) の抗張力と全炭素量との關係



十會社より提出された 68 種の鑄鐵を基としてその機械的性質及顯微鏡組織等につき述べ 70,000 psi (約 49 kg/mm^2) の強度を有する鑄鐵を製造し得ると述べて居る。先づ之等鑄鐵の化學成分、物理的性質及熔解方法等を一つの表に纏めて表示し此の表から第1圖乃至第3圖に示す如き全炭素量對抗張力の關係曲線を求め次の如き結論を得て居る。

- (1) Mo. 0.2% 以下を含有するものは普通鑄鐵よりも約 3.5 kg/mm^2 の強度を増加する。
- (2) Mo. 0.2% 以上を含有するものは約 9.8 kg/mm^2 の強度を増加する。

尙強力を得る爲には成分に釣合 (balanced composition) を要する事を顯微鏡組織に就て説明し最後に結論して厚さ 2" の熱処理せぬ鑄鐵にて 49 kg/mm^2 の強度を得る事が出来る。此の爲には C 2.5%, Si 2.5% とし釣合成分を得る様少量の合金を加えブリネル硬度 300 程度にすれば好いと述べて居る。 (J. A.)

眞空及二三のガス中にて熔解せる炭素鋼の機械的性質

(Andrew J. H., & Elliss H., Iron and Steel Ins. special Report No. 9, 6th Report on Steel Ingot)

本研究に於て眞空熔解したるものと眞空熔解後 H_2 , N_2 , CO ガス中で再熔解したる炭素鋼の小鋼塊の機械的性質を調査した。

試料は高周波誘導電氣爐で爐體に石英管を用ひて熔解調製した。眞空熔解の際は大體 0.001mm 水銀柱の壓力迄下げ得られたが、一方 H_2 , N_2 , CO 中に於ける再熔解の際には 12cm 水銀柱以上に壓力を上げる事が出来なかつた。但し此の壓力は大體大氣壓下に於ける平爐熔解の部分壓に匹敵する爲大して苦痛は感ぜられない。供試材料は次の表に示す如く電解鐵の外 5 種の炭素鋼を用ひたがその中 A, B 及 D は平爐鋼で C 及 E は坩堝鋼である。A, B 及 C の Mn 量は大体似てゐるが D は稍高い、然し之は S 量が多い爲幾分影響は消滅すると思ふ。

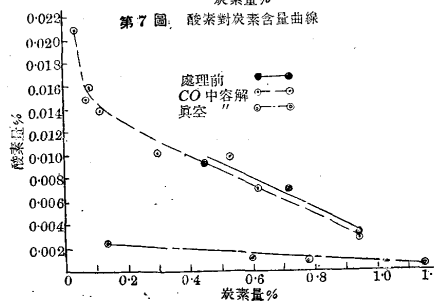
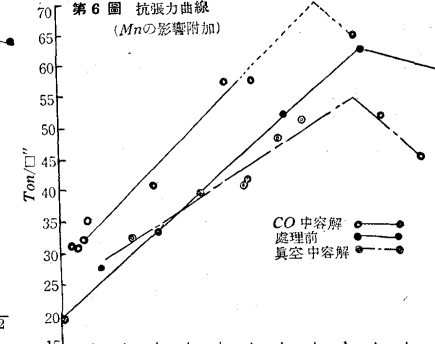
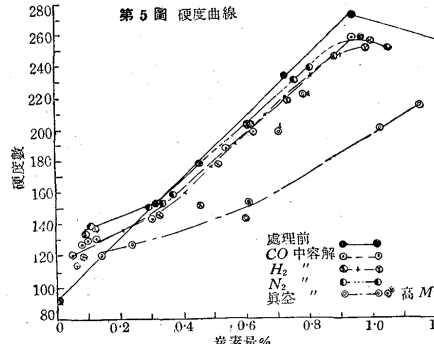
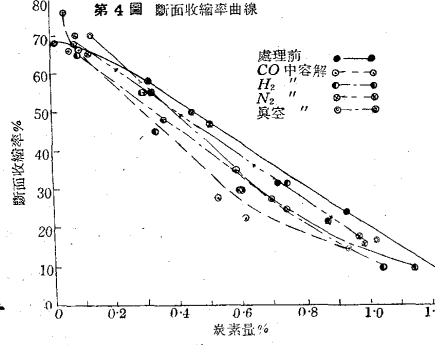
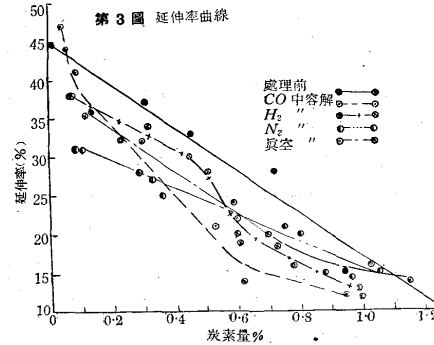
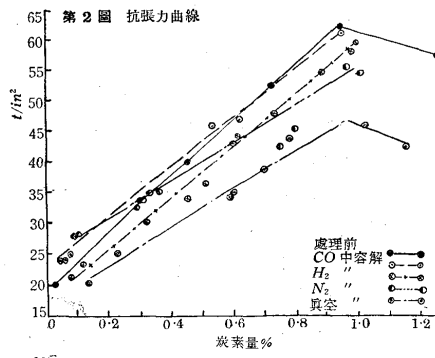
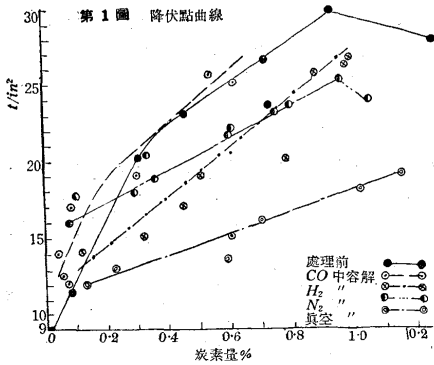
試料表

鋼種	C%	Si%	Mn%	S%	P%
電解鐵	0.012	—	痕跡	—	—
A	0.31	0.17	0.47	0.057	0.026
B	0.45	0.24	0.47	0.055	0.027
C	0.72	0.113	0.45	0.038	0.020
D	0.94	0.124	0.69	0.088	0.057
E	1.26	0.103	0.35	0.023	0.020

眞空熔解すると C 及 Mn の含量は減少する、而してその量は時間に比例してゐる様であるが C 減量は又鋼種により違ひ平爐鋼は坩堝鋼より減少が甚しく、高 C のものは低 C のものより減少量が少い。本實驗では熔融時間を 40 分に一定した。 N_2 , H_2 及 CO 中での熔解は下記の標準に則た。即ち初め試料を眞空熔解してガスの放出を行はしめ大體之が完了したるを確認したる後上記のガスの清淨化したるものを 30 分間通じた。ガスの壓力は 12cm 水銀柱である。

試料は熔解後表面を C 及 Mn の定量用に削り爾後のものを燒準して機械的試験に供した。燒準温度は各試料に依り適當するものを選びその際の雰囲気は眞空熔解のものは眞空中で N_2 , H_2 及 CO 中に熔解したるものは夫々のガスの雰囲気中にて行た。

機械的試験は第1圖より第5圖に示した。第5圖の硬度數はヴィツカースのダイヤモンドを用ひて 10kg 荷重を掛けたものである。眞空熔解すると Mn 量が減少するので機械的性質を比較する場合は Mn の影響を加味せねばならぬ、第6圖は眞空熔解のものと CO 中熔解のものに試みた結果である。之を見ると抗張力は處理前のもものと眞空熔解のものとは大體同一で CO 中のものはかなり高い、今之等の結果を含有酸素及顯微鏡組織より説明するに大體可能であつた。即ち第7圖の例に示す如く處理前のもものは CO 中熔解のものと大體含有酸素量は同一であるが、前者の酸素は大部分 Mn 及 Si 等と化合して FeO の部分は極めて少量で眞空熔解のものと略匹敵するものと思考せらる。之に反して CO 中熔解のものは含有酸素の大部分は FeO として存在してゐる此の FeO が鋼の A_3 點を下降し、共析點を左方に寄らしめる爲である。一方眞空熔解のものと CO 中熔解のものゝ靱性が乏しいのは顯微鏡組織によりて明瞭



本実験は次の如く各種硬度測定法により、鑄鐵や極硬鋼につき、硬度を求め、値を比較対照した。

Brinell 硬度、径 10 mm のタングステンカーバイド、球を用ふ。荷重 3,000 kg 時間、30 secs 試験 2~3 回

Rockwell 硬度、C スケール、荷重 150kg 試験 8~9 回

Vickers 硬度、ダイヤモンド錐、荷重 50kg 試験 8~9 回。

Shore 硬度、直讀式 試験 16 回
試験材としては、5 種のチルド鑄鐵ロールの切片と Ni 硬化した 20 種のチルド鑄鐵試験棒 (Ni-Cr, Ni-Cr-Mo) と、11 種の極硬工具鋼を用いた。

結果は第 1 圖より第 6 圖までに示される。

すべての場合の線圖に於ても、チルド鑄鐵の Brinell 硬度は鋼類のそれより上にあることは注目値する、これは次の理に基くものと考へらる。即ち、チルド鑄鐵の Austenite の分量多きものは、その弾性低き爲、Shore 硬度等著しく低値に出るのである。その効果は Brinell 硬度に於て最も少く、Rockwell 硬度、Vickers 硬度、最も著しいのが Shore 硬度といふ順になる。

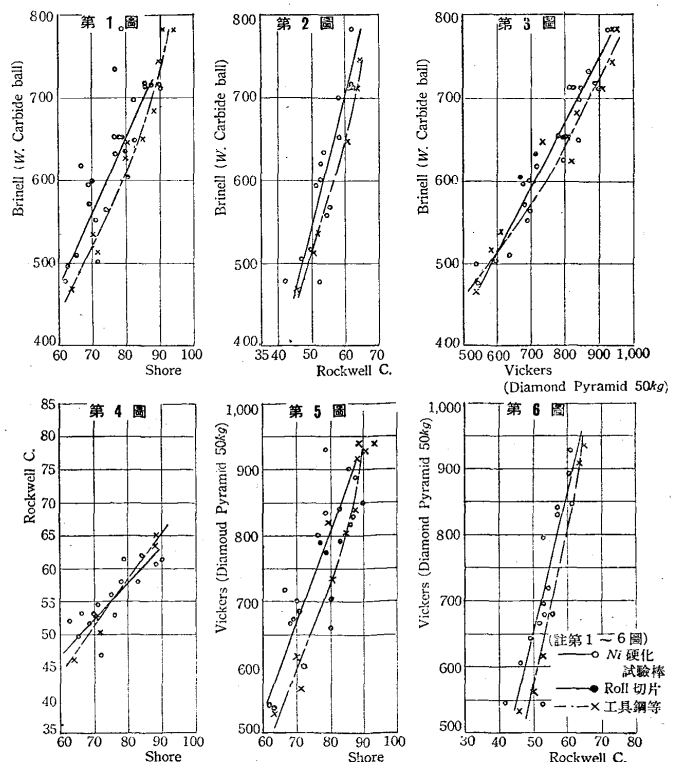
(S. O.)

に了解出来る、即ち前者は標準状態のパーライトの層が極めて粗く後者はパーライトの析出が非常に粒界に析出する傾向がある爲である。

H₂ 及 N₂ 熔解のもの、成績は之等の中間に来るものと思せらる。(I. K.)

極硬鋼と白銑との各種硬度測定値の比較 (Vanik J. S., and Eash J. T., Foundry Trade Journal Vol. 59, No. 1149, 1938)

硬度は何れの測定法によるもその値は不確實であるにもかゝらず、各種測定法を異にする硬度値を比較することが多く行はれる。普通の鋼類では大した違ひも来さないが、鑄鐵の如き場合は、その弾性異常の爲、測定法により硬度値に差が出来る、



輕合金の性質に及ぶ繰返し熔解の影響 (Hajek M., & Korritza, J. The Metal Industry. July. 21, 1939, p. 63)

輕合金鑄物工場で使用する屑地金は大體次の2種に大別される。

1. 鑄物の返し地金及機械削屑 2. 外部より購入せる屑地金

而して之等屑材料の使用に就ては種々論議されて居るが Irmann は其の試験結果を第1圖の如く纏めて居る。又 Anderson, Rose-nhain 等は繰返し熔解は機械的性質に影響しないと云て居る。

著者は第1表に示す如き4種の輕合金に就て繰返し熔解の影響を試験した。熔解にはコークスを燃料とせるモルガン爐を使用し各熔解毎に材料 100kg を装入した。使用材料は合金 A, B には純 Al を用ひ合金 C, D には市販合金其の儘を用ひた。而して第1回熔解のみに新材料を使用し第2回よりは前回の湯口上り及前回試験せる材料を繰返し使用した。フラックスは種々の影響を避ける爲使用しなかつた。

第1表 使用材料成分

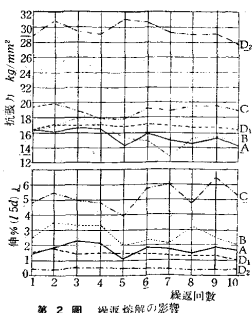
材料	符號	Si%	Cu%	Fe%	Zn%	Mn%	Mg%
Al-Cu 合金	A	0.18	8.12	0.27	—	—	—
Al-Cu-Zn 合金	B	0.58	4.26	0.25	5.80	—	—
Al-Si-Cu 合金	C	12.42	0.89	0.35	—	0.28	—
Al-Si-Mg 合金	D ₁	12.90	—	0.28	—	0.42	0.25
鑄造の儘熱處理せるもの	D ₂						

鑄込温度は合金 A 及 B は 730°C とし合金 C, D は 760°C にて Na 及 非化ナトリウムで改善した後 730°C にて何れも直径 12.5mm の試料 9 個を生型に鑄込んだ。合金 D からは鑄込の儘の試料 9 個と 530°C に 3 時間加熱水中冷却後 175°C に 6 時間保持の熱處理を施せる試料 9 個を取た。10 回繰返し熔解を行へる試験結果は第2圖に示す如く何等機械的性質に變化を見出さなかつた。又化學成分の變化を調べた結果は第2表の如く殆んど變化を見なかつた。

第2表 繰返し熔解後の成分

合金	熔解回数	Si%	Cu%	Fe%	Zn%	Mn%	Mg%
A	1	0.18	8.12	0.27	—	—	—
	5	—	8.12	0.27	—	—	—
	10	—	8.10	0.27	—	—	—
B	1	0.58	4.26	0.25	5.80	—	—
	5	—	4.17	0.26	5.73	—	—
	10	—	4.05	0.26	5.27	—	—
C	1	12.42	0.89	0.35	—	0.28	—
	5	12.40	0.89	0.34	—	0.27	—
	10	12.54	1.00	0.35	—	0.27	—
D ₁₋₂	1	12.90	—	0.28	—	0.42	0.25
	5	13.02	—	0.26	—	0.40	0.29
	10	12.95	—	0.29	—	0.40	0.23

第2圖



第1圖 輕合金金屬熔解標準

Alloy (DIN)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	
Al-Cu-Mg	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Cu-Ni	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Cu	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Cu	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Zn-Cu	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Cu-Ni	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Mg-Si	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Mg-Si	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Si	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Si-Mg	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Si-Mg	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Mg	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Mg-Mn	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
Al-Mn	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Mg	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
G Al-Mg-Mn	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○

○ 混合熔解して可なる合金
 ○ 極く少量のみ混合熔解するも可なる合金
 × 混合熔解すべからざる合金

熔鐵中に於けるアルミニウムと酸素の反應 (Wentrup H., and Hieber G., Arch Eisenhüttn. 13 (1939/40) S. 15)

Mn 及 Si の脱酸平衡に就ては F. Körber と W. Oelsen (Mitt.

K.-Willh.-Inst. Eisenforschg. 14(1932) S. 181/204, 15 (1933) S. 271/309) の基本的研究があるが, Al の夫に就ては僅かに C. H. Herty の論文 (St. u. Eis. 50 (1930) S. 1230) があるに過ぎない。然し其の中で得られた結果は, 平衡等温線が, 1,600°C で, Körber と Oelsen が與へた Si の等温線の直ぐ下に来る事になつて之は Al の熔鐵への作用の實際と背馳するものである。にも不拘 Al が Si より脱酸作用の強い事を Herty は Al 添加の際の反應速度が Si の時より大なるに依ると説明したが, 之は疑はしく彼の實驗に於ては平衡に達してゐなかつたか, 他の誤謬ありと見られ, 温度の測定を全然行はなかつた事, 鐵中に殘存する Al の分析をせず, 添加した Al 量と或る factor から算出した事より分る。H. Schenck は Al の脱酸作用を計算の上から確かめんとし, FeO と Al₂O₃ の解離壓から求めた恒数は, Herty の與へたものより遙かに強い脱酸力を示してゐる。著者等の實驗に於ては金屬と鑄滓を一定温度で充分反應せしめて平衡を確める一般の方法を採らず金屬相のみに故意に測定を限た。之は假令坩堝が完全に侵されぬとしても坩堝の内張りが鑄滓に蝕蝕され平衡がずれると云ふ點で金屬相と鑄滓間の平衡を研究する方法は困難を感じるからである。其上融點の高い鑄滓の場合は熔融金屬相が固狀酸化物と平衡に達する迄充分反應するか疑問である。著者は酸素を含む熔融鐵中に Al を加へて酸素の一部を液狀又は固狀の酸化物の形にして落し, かくて生じた酸化物を分離せしめ完全に分れた後には其温度で均一な金屬熔融體が残てゐなければならぬ。次に此の融體を急冷する事に依り平衡温度から冷却の際更に分離物を生ずる事を防いだ。急冷物中の全酸素, 全 Al (金屬 Al + Al₂O₃ 中の Al) 量を定量して, その反應温度に於て尙ほ相互に安定な兩元素の濃度を知た。此の法で生ずる鑄滓の量は僅少故坩堝材との副反應が妨害となる事は無い。介在物の分離が最も都合よく行はれ, 又坩堝材のみならず, 爐内空氣との副反應を出来る丈絶つ爲熔融物は高周波真空爐で造た。8~10 mm 水銀壓では酸素, 窒素の分壓は低い爲熔融金屬又は添加 Al と爐内空氣との反應は無視出來た。Al は減壓後添加し, 又扱ふ凝相の成分の酸素の分壓は甚だ小なる故, 減壓の Al₂O₃ 平衡に及ぼす影響は無いと見て良い。爐内に殘存せる酸素は唯僅かに添加 Al の燃焼を起した。650g の熔融體は一々純 Al₂O₃ 製坩堝で造り, 温度は Colour Pyrometer Biopitix を用ひた。先づ軟鐵を 15~20 mm 水銀壓で 15 分間で熔融, 所定の温度に略達してから酸素を Fe₂O₃ の形で加へ, 酸素と炭素の反應で發生するガスを引き 8~10 mm 水銀壓にする。次いで實驗温度に到らしめ, Al を加へる。10 分後電流を切らずに一部分を鑄型中に注ぎ, 次に電流を切て殘餘は坩堝中で冷却せしめる。注入は充分迅速に行ふ故に, 實驗温度から直ぐ急冷されるものとし, 急冷した部分を分析した。全酸素量は真空高温抽出法に依り, アルミナは 50g 試料をとり鹽酸溶液法 (P. Klinger, H. Fucke. Arch. Eisenhüttn. 7(1933/34) S. 615) で定量。金屬 Al は Al₂O₃ を濾過後鐵をエーテル分離し, 水酸化物として落し, 灼熱, Al₂O₃ として秤量, 此の中の不純物は定量, 差引いた。全 Al 量は上の二者より算出。又坩堝中に冷却した部分からは研磨面を造り最初生じた酸化物は液狀たると, 固狀たるを問はず熔融相の運動の爲, 表面及側面に集てゐる事も見た。内部には冷却固化の際生じた酸化物の分離物が認められるのみであつた。測定結果先づ Al と酸素間の平衡に就ては次の如くである。第1圖に 1,600~1,720 °C で添加酸素及 Al の量を色々變へて行た結果を示す。log. scale で描いてある。之より Al と鐵中の酸素の間の反應は温度に depend

する事が分る。矢印を付した點は鑄型に注入の時、Al 添加の時生じた酸化物の一部が金屬に伴て入つた爲 Al_2O_3 が高く 0.02% を越えた爲である。0.2% 以上の Al を含む熔融物は除いた。それは 0.1% の Al を含む 1,600°C にて造た熔融物の酸素量は既に 0.002% 前後となり高温抽出法の blank(0.001~0.002%) 内に入るからである。第 1 圖中の平均直線は反應式 $3FeO + 2Al = Al_2O_3 + 3Fe$ で示される勾配に相等する。(log K = 2 og[Al] + 3log[O]) 即ち直線の方向係数は -2/3 である。圖より 0.01% の Al は 1,700°C では熔融物の酸素量を -0.05% にするが 1,600°C では -0.01% 即ち 1,700° で溶解する酸素量の 1/5 しか安定であり得ぬ事を示す。各點が直線の上に載らないのは各温度の group 内で熔融温度の差ある事。温度測定、分析の誤差に由るものと思はれる。温度の影響を定量的に求める爲誤差の少い熔融物を選んで夫の酸素及 Al の全量から質量作用の恒数 $K = [Al]^2[O]^3$ を計算した。第 2 圖に急冷時の温度の逆数に對して算出した K 値を log. scale で示した。偏差範囲内で直線的關係にある事は $\ln K = -\Delta U/R.T + b$ なる恒容平衡式から必然的に期待される通りである。偏差範囲を通過平均恒容反應曲線を引き融體の凝固點約 1,525°C に外挿した。此の直線

の式は $\log K = -7.12 \cdot 10^4/T + 27.98$ である。K に対しては第 2 圖から 1,700°C に於ては $K_{平均} = 7.5 \cdot 10^{-9}$, $K_{max} = 1.9 \cdot 10^{-8}$, $K_{min} = 3.0 \cdot 10^{-9}$, 1,600°C では $K_{平均} = 9.0 \cdot 10^{-11}$, $K_{max} = 2.8 \cdot 10^{-10}$, $K_{min} = 3.0 \cdot 10^{-11}$ 凝固點 1,525°C では $K = 1.6 \cdot 10^{-12}$ 温度の測定誤差は甚だ少く 5~10° に過ぎず。又反應恒容曲線に依り各 K は精確に當該温度に對應せしめる事が出来たので次に分析誤差がどれ位の deviation を起すかを吟味した。第 2 圖から 1,600 及 1,700°C に於ける各 K を取り出して之に對應する平衡等温線を描くと第 3 圖の如くなる。分析誤差に由る deviation の程度を實際の deviation と比較する爲圖中平均曲線の併置して見た。酸素の抽出法に於ては $\pm 0.002\%$ の誤差を以て計算される。金屬 Al 定量では $\pm 0.003\%$, Al_2O_3 では $\pm 0.002\%$ の誤差があるとせられる故算出した全 Al 定量の誤差は $\pm 0.004\%$ となる。第 3 圖に描いた deviation の範圍は之等の誤差限界から出したものである。1,600°C では此の誤差限界が實際の deviation とよく一致するのが見られる。1,700°C における等温線に於ては實際の deviation の範圍が分析誤差から來る deviation の範圍より稍廣い。之は高温の融體では注入時の温度の降下がより大きく温度損失が注入速度で異なる爲注入速度の僅かの差が大なる影響を及ぼした爲と思はれる。上の比較より分析誤差が根本的に遞減されるに非ざれば尙一層精確に等温線を求める事は不可能である。上の平均平衡曲線凝固點に外挿した等温線とから 1,600°C 又は 1,700°C の融體を凝固點迄過冷せずに冷却した時幾何の Al_2O_3 が分離しなければならぬかを求めて見た。第 4 圖に其結果を示す。1,600°C に於ては分析誤差を考慮に入れて實際の値が理論上の曲線とよく一致した傾向を示してゐる。凝固點に extrapolate した平衡恒数を基として計算した値と Al_2O_3 の分析に依て求めた値とよく一致すると云ふ事は外挿値の正しい事を示してゐると見て差支へあるまい。更に又熔融鐵中の Al-O₂ 平衡は過冷せない事を示してゐると云へやう。何故なら銅鑄型中に急激に急冷を行つた際でも、凝固點に於ける平衡に對應する Al と酸素の量とを溶かして。あとは全部 Al_2O_3 としては分離したからである。凝固後の冷却中更に Al_2O_3 が分離するか否かは當實驗の結果丈では分らぬが、分離するとしても分析誤差程度のもと思はれる。第 4 圖から分離する Al_2O_3 の量には極大があり注入温度の上昇と共に全 Al 量の大きなる方へ移るのが見られる。第 5 圖に冷却中分離する Al_2O_3 量と金屬 Al の最終の量との關係を示した。 Al_2O_3 の極大量は温度に depend するが、その位置は温度に無關係で ~ 0.05% Al の所にある。

介在物の吟味觀察の結果 固狀酸化物の分離物中には確かに $FeO \cdot Al_2O_3$ の化合物が介在物として認められた。又 Al_2O_3 も認められた。唯 Al ~ 0.002% 以下に於てのみ、始めに分離した液狀介在物が認められた。 $FeO \cdot Al_2O_3$ と Al_2O_3 の間に他の化合物がありや否やは決められなかつた。又 1 個毎の介在物のみが現はれる濃度の範圍も定められなかつた。液狀鑄滓が Al の極く低含有量の時にしか生じない事は鑄滓相を除外して上の平衡を論じて來たがそれで差支へない事を意味する。實驗下の熔融體の全部に對し Al_2O_3 の生成を基として良いかと云ふ問題が起る。と云ふのは或る濃度範圍では Al_2O_3 の少い化合物例へば $Al_2O_3 \cdot FeO$ が生ずる事が分たからである。が Al_2O_3 より他の固狀分離物があるとすると曲線の勾配に與へる影響は大したものでなく、あるとしても、濃度の小さい範圍での事だから重大なものではない。最後に第 12 圖に 1,600 及 1,525°C に於て著者の求めた Al 等温線と同温度に於ける H. Schenck の求めた曲線、及 1,600°C で Herty の求めた曲線と比較圖示した。同時に F. Körber 及 W. Oelsen が 1,600°C, 1,525°C で求めた Si の等温線も併示した。此の 12 圖を見ても Herty の曲線では Al の Si より遙かに強い脱酸作用を説明し得ない事が分る。著者の曲線は同一量の Si に比し Al が熔融鐵中の O_2 の量を著減せしめる事を示してゐる。即ち例へば 1,600°C の熔融鐵中の O_2 量を低下せしめるのに 0.007% の Al に依ると同等の低下を得んとすれば 0.2% の Si を必要とする。H. Schenck の曲線は著者のものより更に強い脱酸作用を示してゐるが、之は前者が實驗に依て吟味してない幾つかの假定に基いて行はれた計算に從たものであれば、別に怪むには足らない。(T. I.)

