

第3表 不銹鋼鋼塊生産高 (t)

年度	18/8	12~14% Cr	16~18% Cr	其他	合計
1937	66,212	33,938	27,550	28,918	156,618
1938	43,129	13,429	16,454	22,942	95,954
1939	81,144	22,453	34,230	41,793	179,620
1940	124,817	37,535	65,060	22,568	249,980

第4表 不銹鋼と全合金鋼の生産高の比較 (t)

年度	全不銹鋼	全合金鋼	比率(%)
1937	156,618	3,396,541	4.61
1938	95,954	1,653,510	5.81
1939	179,620	3,211,955	5.60
1940	249,980	4,965,887	5.04

第5表 合金鋼鋼塊及び鑄物の生産高 (t)

年度	全合金鋼	全鋼類	比率(%)	合金鋼1tに 對する鋼t
1937	3,396,541	56,636,945	6.00	16.6
1938	1,653,510	31,751,990	5.21	19.0
1939	3,211,955	52,798,714	6.08	16.4
1940	4,965,887	66,982,686	7.41	13.5

が多いが段々と電氣爐の優勢に歴されて年々その生産高を減じてゐる。例へば 1929 年には全合金鋼の 84.65% が平爐によりしものが 1939 年には 76.60% となり、1940 年には 74.09% となつてゐる。1941 年に於ては、國防と民主主義擁護上の必要から全鋼類生産が 0,9000,000t に達するのも不可能でなからう。(石山)

5. 鐵及び鋼の鑄造

鋼鑄物に於ける外側冷金の應用

(McKee, W. F.: Trans. A.F. A. Vol. 48. (1940) 735) 鋼鑄物に於て冷金を使用し金屬の凝固を適當に調節する事は極めて重要なものである。本論文にて特に外側に用ひる方法がその寸法及び表面の狀況等は餘り重要視する必要が無い事及び再使用の可能等の理由で内部に用ひるものよりも優れてゐる事を述べ、例として著者の關係工場に於ける冷金の應用を説明し、フランジの部分の中子に冷金を用ひる外は、種々の點から考へて外部にのみ冷金を使用し中子に冷金を使用する事は避けねばならないと述べてゐる。

次に断面の大きさ 3"×3" の L, T, Y, X の各種の型の断面に就て各々面取の半徑を 1", 2", 3" と變化し、これに種々の大きさ及び形狀の冷金を用ひてその影響を見るべく實驗が行はれた。使用せる冷金は被覆せず、鑄型は生型を用ひ、熔湯は酸性電氣爐による普通鋼を用ひてゐる。かくして得た鑄物の切斷面を腐蝕し充分その缺陷を見得るやうにして比較する。L 型のものに於ては面取半徑の少ないものは良好な鑄物が出来るが大きい半徑のものでは外側冷金を使用する方が完全である。内側に使用する場合でも面取の部分全部に當てるよりも 3/4 程度の方が良好である。T 型のものは大きい冷金を頂部に用ひ、小さいものを脚部の兩脇に當て脚部の急冷を少しく避けた方が正常な鑄物が得られる。面取半徑 3" の場合は難しいが兩脇のものを大きくする事に依り良好な結果が得られる Y 型は T 型程難しくなく頂部と兩脇に冷金を使用し、兩脇のものを板狀にすれば良好な結果が得られる。亦兩脇のものゝ位置に注意を要す Y 型の腕を變形した場合でも同様にして良好な結果を得、X 型は最も難しいものであつて完全なものは得難い。しかし X 型を多少變形した場合には T 型の場合と同様な方法で正常なものが得られる。

上記の試驗結果から次の如き結論が得られた。(1) 冷金の大きさ

は重要な問題でありその設計には注意を要する。(2) 特殊な場合に他に冷金の効果を弱めるが如き冷金の構造は避けねばならぬ。(3) 冷金の置き方は重要な問題で研究を要する。(4) 冷金を使用する面取の半徑は少くとも肉厚の 1/3~1/2 位が必要で 1/2 以上は使用するべきでない。(田邊)

6. 鐵及び鋼の加工

球軸受用クロム鋼の検査と熱處理

(Jameson, A. S.: Metal Progress. May. 1941, 567) 球及びコロ軸受用材料として必須の條件は、摩耗に耐へ變形せず疲勞に對する抵抗を有するやうに熱處理出来ることである。普通寸法(直径 6" 以下)の球軸受は内環、外環、鋼球、ローラー、保持器、銜から出来てゐる。これらの化學成分は次の如くである。

元素	環	鋼		保持器 及び銜
		1/8"~1/4"	1/2"~15/16"	
C	1.00	1.00	1.00	0.15
Mn	0.35	0.35	0.35	0.40
S	0.015	0.015	0.015	0.025
P	0.015	0.015	0.015	0.025
Si	0.25	0.25	0.25	0.05
Cr	1.40	0.50	0.95	—

保持器及び銜は平爐鋼の冷間加工した板から作られ、保持器は焼鈍して約 H_RB 55、銜は壓延して H_RB 90 位にする。鋼球が大きくなるとクロムを増すのは焼が中心迄入るやうにする爲である。

環及び鋼球用の鋼は 6~25 瓩電氣爐で作る。鋼塊の鑄造、壓延、加熱等は注意して行はねば鋼材の表面及び内部に缺陷が生じ易い。鋼片の表面疵は削り去る。又内部缺陷は鋼材の断面を強腐蝕法により發見する。種々の加熱や壓延作業の爲鋼の表面が脱炭する。この脱炭層は焼入の際に除かねばならぬが、その深さは材料の大きさにより異なるが、壓延したもので大體 0.025" (0.6 mm) である。

球軸受用鋼としては非金屬介在物が極めて少いの望ましい。然し普通存在する程度の介在物が、軸受の壽命に及ぼす影響に就ては意見は一致してゐないが、非金屬介在物が歪を受ける場所に集合してをれば疲勞による破壊が起ると云ふ事は云へる。非金屬介在物を見る最も普通の方法は材料を縦の方向に研磨して腐蝕せずに 100 倍の顯微鏡で見ると云ふ事は云へる。球軸受用鋼の結晶粒度も重要な問題であるが Mequid Ehn による方法は餘り採用されぬ。1,450~1,600°F (787~871°C) に焼入した後の破面検査を行ふのがよく、Shepherd の標準破面を使用するのが便利である。最近一定の試料の焼入能の試験を要求するやうになつてきたが、現在の製鋼技術では焼入能を調節することは困難である。然し使用者側から云へばこの標準焼入能試験は極めて有効なことは疑ひない。

軸受の環の鍛造を行ふ爲の加熱は重油或はガス加熱の特別の爐で行はれる。加熱時間は最も大切である。鍛造温度は 1,980°F (1,080°C) が最も普通である。鍛造の最後は約 180°F (100°C) 低下せる温度で止める。鍛造により結晶粒の大小が出来るので鍛造したものは焼鈍する前焼準するのが望ましい。焼準の標準熱處理は 4" の環では 1,650°F (898°C) で 4h 保持し空冷する。

焼鈍は機械加工を容易ならしめるのと焼入の爲炭化物を一様に分布する爲に行ふ。球狀化熱處理によつて H_RC 35 (H_B 332) が H_RB 87 (H_B 170) になる。代表的焼鈍の方法は 1,500°F (815°C) で 8h 保持し、1,300°F (704°C) 迄 20h 冷却し、更に 1,100°F (593°C) 迄

10h かけて冷却する。棒や管材も大いに使用され旋削して球軸受部分品とする。これ等のものは使用者に球状状態を受け取られるが不十分な焼鈍ではパーライトが残存し網状のセメンタイトが毀れてゐない。又炭化物の大きさが良好な組織の中の最大なもの、2~3倍大きいやうな材料も望ましくない。又パーライトが残存してをれば機械仕上面が悪い。尙その外に問題となるのは炭化物の偏析である。腐蝕すると黒白の縞を生ずるが、白い部分は比較的大きな炭化物が集まり、黒い處は一樣な炭化物が分布してをる。以上の如く良い軸受用鋼としては経験によれば、顕微鏡組織を見て小さな炭化物が一樣に分布してをり、一樣なマルテンサイトが存在する材料で硬度は HRC 60~64 程度のものである。1.4% Cr, 1.00% C の環の焼入温度は 1,480~1,580°F (804~860°C) が適當である。焼入は油で行ふ。

適當な焼入温度範囲内で焼入温度が高い程又焼入温度に保持する時間が長い程、表面硬度を高め、焼入硬度の深さを増し、焼入出来る断面積が増加し、顕微鏡組織が粗くなり又靱性が減少する。

鋼球 鋼球に使用する鋼の條件は更に剛體であると云ふ以外は、前述の環の場合と同一である。鋼球用鋼の大部分は工具用鋼と同様に小鋼塊で作る。鋼球は約 1" 直径迄は冷間で針金又は棒から作られるが、1" 以上のものは鍛造で作る。次に粗研磨し、熱処理し HRC 64~66 にする。出来上つた鋼球は強腐蝕による組織、破面硬度、顕微鏡組織等を検査する。又鋼球は壓潰試験を行ふ。壓潰値は球の直径に比例して増加し計算値と一致する。

球又は環は焼入後内部歪を除き硬度を下げる爲、焼戻を行ふ。環の場合は 325°F (163°C) で行ひ HRC 2.3 を下げ、球の場合は 250~300°F (121~149°C) で行ひ HRC 1 位を下げる。球の焼戻は内部歪を取るのが主な目的である。直径 0.812" (21 mm) の球が内部歪の存するときの壓潰値は 39,000 *lbs* (18 *t*) であるが、300°F (149°C) で 30 *min* 焼戻すると 46,000~53,000 *lbs* (21~24 *t*) となる。(菊池)

シリンダ内面の誘導硬化法

(Peters, F. P. and E. F.: Cone, Metals and Alloys June 1941) 鋼の表面硬化法には滲炭法、窒化法、焼硬化法、又所謂 Tocco. 法等があるが、シリンダ、パイプ等の内側の表面を高周波誘導電流の利用により硬化する方法が新たに加へられた。これに對する機械装置は Budd Wheel Co. 附屬の Budd Induction Heating Inc. の Howard E. Somes に依つて發明せられ、圓筒形部分の内面に對し自動誘導硬化法の實用に成功した最初のものである。

Tocco. 法と同じく硬化せんとする表面に大きな電力の高周波誘導電流を集中せしめ、表面に近い部分だけを殆ど瞬間的に焼入温度に達せしめ、これに水を注いで焼入するのである。この硬化層の状態、深さ等は加へる電力、電流の周波数及び注水の量、壓力、方向角等の調節に依つて正確に加減する事が出来る。以上の操作は凡て自動的に行はれるので焼入面の各部に於ける硬度、硬化層の深さ等は調節を一定にして置けば常に均一且一定に保ち得る。装置は硬い表面を作り出す一種の精密工作機械と考へられるもので、一回の操作に要する時間は僅か數秒なる故多量生産を行ふ事が出来る。

この装置による時は炭素鋼、合金鋼、鑄鐵の何れにも適用出来て、非常に高い硬度が得られ而も硬度が高いのに拘はらず、機械切削が可能であり、機械的性質、顕微鏡組織が豫想されるものより遙かに良好である。

現在の所、大規模に實用されてゐるのは次に述べる3種の製品に對してであるが應用範圍は急速に増大するものと思はれる。

先づ航空機用發動機に於て、S.A.E. 4145 (Cr 1%, Mo 0.20%) の鍛造シリンダブシユに適用されてゐるが前に實行してゐた窒化法に比し硬化層は深く且均一であり、成分の變化がないから硬化層が剝離するやうな事もない。先づ全體を油焼入焼戻して硬度をロックウエル C で 32 位にしてから全面を仕上げてしまふ。それから本装置によりロックウエル C で 62~64 位に内面を焼入する。調整により硬化層の深さは 0.045~0.050 *in* (1.1~1.3 *mm*) に正確に保たれ、歪は極く僅かであるから 0.004~0.007 *in* (0.10~0.17 *mm*) 位をホーニングすれば仕上品として完成する。

次はトラクター用ディーゼル機關の鑄鐵製シリンダライナの内面硬化である。これに用ひられる鑄鐵は T.C. は 2.80~3.10% でその中 C.C. 量が 0.60~0.80%, Ni 0.5~1%, Cr 0.25~0.50% 含むもので、粒の細かい良質な材料である事を要する。本装置により内面を焼入し、硬度ロックウエル C 60~66 を得るが、焼戻を行ひ稍硬度を低くして用ひる。この場合ですら硬化面は機械切削可能である。

第三は自動車の後部車輪體で、コロ軸受の outer race に相當する面に行ふ。車輪體は S.A.E. 1045 の鍛造品で軸受部の内面硬度は仕様書ではロックウエル C 56~64 と可成り廣い範圍に指定されてゐるが、本装置によれば 60~62 と狭い範圍にをさめる事が出来る。S.A.E. 1045 を用ひてロックウエル C 62 に焼入したものは S.A.E. 4615 を用ひて肌焼したものより優秀であることが實證されてゐる。後部車輪體は複雑な形をして居るが、この Budd 誘導硬化法を用ひれば歪が極く僅かであるので、豫め仕上をしてしまひ、内面の焼入後は一寸研磨をかけホーニング仕上げすればよいので非常に便利である。

この Budd 硬化法に依れば或る與へられた成分に對して他の方法では得られないやうな異常と言つてよい程の硬度及び機械的性質が得られる事實、又この程度の硬度では機械切削が不能であるのが普通であるのに、この方法によるものでは可能であるといふ事實はミクロ構造的に本質的な差がある事を示すと考へられる。極端に迅速な焼入のために鑄鐵に於ても、鋼に於ても、他の焼入方法で普通に生ずるよりもずっと細かい粒子のマルテンサイトが生ずるのであつて、この場合粒は非常に細かく元の結晶粒の境界は全然残つてゐない。鑄鐵では遊離炭素は非常な速度で結合炭素の状態になり焼入性と強さを増加するものと思はれる。焼入前にパーライト組織をなしてゐた部分にはこの方法に依る焼入後でも層状組織が見られるがそれは非常に細かく 500 倍程度の倍率では判然としない。1,500 倍位の倍率にして初めて普通のパーライトが 500 倍位で見える程度に見える。

L. R. Jackson の研究は Budd 硬化法の特質に對する説明を以下のやうに與へてゐる。鑄鐵のシリンダライナに於て硬度は非常に高いが硬化層には可成りのオーステナイトの量がある。オーステナイトの存在は X-線又は磁氣分析で明かであるが顕微鏡では分らない。それ故オーステナイトは非常に微細な粒子をなし全體に分散してゐると考へられる。オーステナイトの量は 30% 以上もある。このオーステナイトの存在が硬度が極めて高いのに切削性を有する原因の一つである。又 C 0.40% の鋼 (S.A.E. 1010, 3140, 4140, 3340 等) の硬化層にも從來の焼入法で豫期されるよりずっと多くのオーステナイトが存在しその量は 10% 位であることが確められた。

本装置に於て誘導電流による加熱時間は僅か數秒である。従つて

従來の經驗即ち炭素の滲透の速度といふ點から考へれば、このやうに短時間の間に組織がすっかり變るといふ事は信じられない。Jackson はこれに對し Budd 法に於ては普通のオーステナイト化の加熱温度よりも 300~400°F 高い温度に達するからであると假定してよいと言つてゐる。即ち、硬化層は非常に高温になるから炭素の滲透は迅速であり、而もその温度に保たれる時間は非常に短いから結晶粒は粗大にならないのである。(橋本)

裝 甲 鋼

(Lippert, T. W.: Iron Age, March 6, (1941), 24~35) 鋼の表面に他の金屬を被覆し強化させる方法は従來も色々研究せられた。最近 R. K. Hopkins の研究に依り鋼の表面に鐵合金を被覆させる特殊の機械が完成せられその製品が世に出る事になった。この製品及び製法は Pluramelt と呼ばれており、炭素鋼の表面に不銹鋼を被覆せしめ腐蝕、熱及び磨耗に對し鋼をして武装せしめたものであると言ひ得る。以下製造方法、製品の性質及び應用方面に就て述べて見る。

製造方法 Pluramelt を行ふには炭素鋼塊の外面を砂吹きで清掃した後、周りに枠を固く取り付け機械の中に装入する。この機械と材料との間隔は約 2in 位でこの間隙に合金を被覆する口がある。この口から Cr, Si, Mn, Cb, P 等の粉末フェロアロイが附屬の計量器によつて特定の配合割合に従つて出てくるやうになつてゐる。萬端の用意が整つたならば被覆合金の配合割合に従つて各種のフェロアロイ粉の漏斗からの供給速度を加減し乍らフェロアロイの装入口を鋼塊の底部から上方へ徐々に移動させる。尙作業中は熔融フェロアロイの酸化を防ぐため鋼滓粉を手で撒布する。かやうに任意の合金を鋼塊の表面に被覆させるのであるが單に配合せる合金を熔融させるのみでなく炭素鋼塊の表面も二次的に熔融されるのである。これがため Pluramelt 法 (Plural) と名付けられた次第である。作業中は放電も無く騒音も無く、操作してゐるのかどうか分らぬ位静かである。即ち Pluramelt 法と云ふのは一種の精密な弧光式電氣爐であつて、自由に移動する事が出來精錬も自由であり熔融面を鋼滓で覆つて絶えず合金を供給する事が出来る。今迄の記録によれば扁平鋼塊では幅 36in, 厚さ 14in, 高さ 6ft のものに Cb を添加した 18/8 鋼で被覆した例がある。又最大のものでは 29t の場合がありこの方法によれば制限なく如何なる物でも出来るやうに考へる。

製品の性質 前述の如き製造行程に於て鋼塊の表面は熔融される爲め、理論上被覆する合金との境界面には幅の廣い境が出来る。然し檢鏡した結果では極めて狭く僅かに 0.005in 位である。この境界の部分は 443°C で 11,000h 加熱して見たが別に變化も認めなかつた。第二の問題は偏析或は均質と云ふ點である。創業當初は不慣れの爲不均質のものも出來たが最近では分析結果によるも殆どかゝる點は見出せない。Strauss 及び Huey 法による腐蝕試験、或は熔接による屈曲試験及び機械試験成績も良好であつた。

加工に就て 前述の如く本方法に依る製品は刷しい腐蝕試験に於ても市販の不銹鋼より遙かに優れており又物理的諸性質もよい事が明かとなつた。次ぎに問題となるのはこの材料の加工の難易である。然るに加工に於ては他のものより遙かに容易で市販の不銹鋼では、徑 6in, 深さ 7in のコップに冷間引抜きを行ふのに 2 回目と 3 回目との間で一度焼鈍を要するが、本合金鋼では何等焼鈍の必要を認めなかつた。尙冷間加工を行ふ上に於ても本製品の均質なる點は極めて有利なる結果を示してゐる。上述の如く使用者側に於て作業を早

く爲すことが出來、大なる壓力及び装置を要する事なく加工する事が出来る。この被覆鋼は軟鋼を中子とする故に熱傳導度が良く、従つて厨房用品に利用されその外各方面に應用されてゐる。

新製鋼法 本法の發明者 Hopkins の工場で最近新しい設備で外面或は内面を不銹鋼で他の部分は炭素鋼である丸形鋼片を管や丸棒に壓延し線引をした。その外引抜ダイスや型打用ダイス等にも應用せられ特に軍器に於て貢獻する所が大きい。然るに更に本法に對する新しい用途、即ち Hopkins の方法で特殊鋼塊を作る事が考へられた。この方法によれば成分の規格範圍の狭いものでも、偏析の無いものでも作る事が出来る。この外普通の鋼塊に生ずる收縮孔もなく頭部の切捨ても殆ど問題にならない程少い。Hopkins の考案した原料の供給及び熔解を行ふ装置は水冷式の銅製の鑄型或は耐火物の鑄型の中で操作するやうになつてゐる。型は圓形、角型等様々であるが加工歩留はいづれも 90% 以上であり分析結果は均一である事が確かである。かやうにこの方法による鋼塊の値段は高いが歩留のよい事、均質性その外色々の利點があるので結局製品の値段は餘り高くはない。或工具工場で合金鋼の試験を行つた。試験材の成分は高炭素のクロムモリブデン鋼、マンガンモリブデン鋼、タングステンワナデウム鋼及び炭素鋼の 4 種で Mn, Si, V, Mo, P, S のフェロアロイを用ひた。かやうにして作つた鋼塊の中心部と外縁部、頭部と底部の各部分から試料を採取し分析した結果、眞に均質なる鋼塊である事が確められ壓延歩留も一般の 76% に對して 88% と云ふ好成绩を示した。(M.I.)

鋼及び鑄鐵中の水素が珪瑯被覆に及ぼす影響

(Zapffe, C. A. and C. E. Sims: Metals and Alloys, April and May, 1941) 1940 年の 5, 6, 7 及び 8 月號の "Metals and Alloys" に著者等は「水素と白點」に就て研究を發表し多大の關心を集めたが今回は更に鋼や鑄鐵中の水素のその珪瑯被覆に及ぼす影響につき述べる。

常溫並に高温に於ける水素の吸収放散現象はその被覆に大なる影響を及ぼす。水素は鋼や鑄鐵に非常に容易に過飽和する結果白點を生じたり、又其他水素の放出の爲に種々の缺陷を招來する。ペンキとか珪瑯、鍍金等の被覆層はこの水素の放出により容易に剥げる。

著者等は鑄鐵を誘導爐にて熔解し種々の方法にて水素を吸収せしめ、(1) チル鑄型、(2) 生砂型、(3) 乾燥珪石煉瓦型に鑄込んだ。別に熔解中空素ガスを通じて包有ガスを除去せるものも各種の鑄型につき試験した。その結果この最後のものは珪瑯被覆を施した後も何れも Blister 等が生じなかつたが、水素を除去せぬものは何れも Blister を生じた。

熔解中水素の入るのを防ぐといふ點から考へれば、先づ裝入物中に附着してゐる濕氣がある。極く僅かの水分でも分解すれば多量の水素ガスを生ずる故である。屑鐵はその錆の中に多量の濕氣を含むのみならず錆その物に多量の水素を含有する。著者は 20% の屑鐵を用ひ熔製し被覆處理を行ひたる所 Blister が出來た。

又熱處理等の場合でも、爐氣が酸化性の時は濕氣を含み易く、爐氣が還元性の時は水素を含むことが多い。普通の操業状態で、この爐中のガスが水素を供給する點に於て純水素ガスと殆ど同等の場合もある事が認められてゐる。

鋼を酸洗すると一時に驚く程多量の水素が入る。このガスの大部分は單なる固溶體として原子状態にて存するものと、面分子状態にて存在するものより成り、大體焼鈍により放出させられ

る。著者はこの酸洗せるものを水素を除去しないで珪瑯被覆を行った所その焼成中 Blister が多量に出来、焼成後に至り被覆が剥落した。

次に分子状水素の高温に於ける挙動を知る爲に次の如き実験を行った。厚鋼板に穿孔して口を封じ、酸洗を行った。水素は吸収されてこの空所に集る。鋼の質質中に溶解してゐる原子状水素を除去する爲にこれを 115×1.5 h 焼鈍し珪瑯被覆の下塗と上塗を施し加熱焼成を行った所、吸蔵ガスは焼成温度 ($870^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$) にて再び鋼中に溶解し更に外表面に逃出して被覆面に Blister を生ぜしめた。

介在物や結晶粒界は水素を吸蔵するが、水素と反応して化合物を作る。前記と同様に厚鋼板に穿孔して夫々ベニガラ、黒鉛を入れ口を封じた後軽く酸洗し被覆処理を行った所、黒鉛の部は殆ど Blister が出来なかつたが酸化鉄を入れた部分には明瞭なる Blister が出来た。

併て鋼の炭素含有量が増すとその中に含有抑留される水素の量が増加する。1 atm の下に於て 0.6% C があると純鉄がその熔融點に於て吸収し得る水素量だけを抑留せしめる事が出来る。つまり低炭素鋼は冷却中多量の水素を放出する。著者は普通鋼板の一部を滲炭し酸洗して水素を吸収せしめて被覆処理を施した所、焼成中滲炭部のみ激しき沸騰が起り終にこの部の被覆層が剥落した。更にこの Blister が破れる時に明るい小火花を發したが、これはその焰の色より判定するにメダンの燃焼によるものと認められる。

壓延鋼の層状組織は水素に対して面白い影響を與へる。この組織は割合不純物の少い鐵の層と不純物の割合多い鐵の層とが交互に並び、水素が擴散するに當つては不純物の少い方の路をとる故、この壓延鋼などでは原則として壓延方向に水素擴散が行はれる事になる。それで水素放出は板の壓延面よりも板の側縁の方が激しいわけである。普通の珪瑯被覆に於て "Black edging" と稱して板器物の縁に特殊の珪瑯を施す必要のあるのはこの故である。(未完) (石山)

7. 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

鑄鐵及び銑鐵中の不純物の組織學 (II)

(Morrogh, H.: Foundry Trade J. Jan. 30. p. 75, Feb. 6, p. 89, 1941) 前報に於て不純物として第二群石竹色介在物は次の如くに分けられてゐる。

- (a) 赤-石竹色及び自形晶
- (b) 青-石竹色及び非自形晶
- (c) 青-石竹色及び自形晶

(a) 赤-石竹色及び自形晶はチタニウム青窒化物とされ比較的明瞭に且立方體として存在するがこのものは一定の化學成分を有するものでなく TiN 中に TiC の固溶したものと考へる可きである。 TiC 及び TiN 系の研究から考へて薄い石竹色のこの不純物は比較的 Ti 含有量の多いもので從つて TiC の多いものである。この不純物は光學的には等方性であり、故に直交=コルのもとでは薄赤く各隅に於て隨圓的偏光効果が認められる。

(b) 青-石竹色及び非自形晶のものは (a) の不純物の石竹色に青味を有する非自形晶であつて直交=コルのもとでは異方性を示すものである。一般にこの不純物は層状組織を示しその兩端はふくらんだ特有の形である。

(c) 青-石竹色及び自形晶のものは (b) と同じ光學的性質を有する自形晶である。

種々の文献から青-石竹色不純物は TiS と考へられるので $\text{S} 0.455\%$, $\text{Ti} 0.41\%$ のものを合成した結果全く上記のものゝ組織を示してゐる事が認められた。一般に TiS 不純物は TiS を溶解せる硫化鐵に依つて圍まれてゐる。このものゝ色は不定で灰色又はカーキ色を呈してゐる。 Mn が S に對し大なる親和力を有してゐる事から考へてこの TiS 不純物に對する Mn の影響を見るに Mn 量が $\text{Mn} \% = (\text{S} \% \times 1.7) + 0.3$ なる式を満足せしむる場合は TiS は存在せず Mn が少くなつた時 TiS の存在が認められる。 Ti のみの増加は初めの間は TiS の非自形晶であるが Ti の多いものに於ては自形晶となる。次に2種の鑄鐵に對し硫化鐵を添加しその影響を見るに、硫化鐵の添加を増加せしむると MnS を生じ浮遊するために Mn 量は減じ、同時に Ti 量を減少す。 V の變化は極めて少ない。而して Mn が充分に S と平衡するだけ存在する時は MnS , TiC , VC のみが不純物として存在する。 Mn が少くなり S が過剰となると TiS が生ずる。この場合も初めは非自形晶で次には自形晶となる。これに續いて TiC が自形晶の TiS に變る。以上の試料の組織に於てまれには球状化した TiS が認められるが元來は層状組織をなすものである。良く發達した組織に於て六方形のものもあるが、これは種々の光學的性質から判斷して自形晶の層状組織の TiS の切斷面であり、この點から自形晶 TiS は六方柱であると考へられる。

其他本試料中に於て VC 及び特有な黒鉛の組織が認められてゐる。前に S と充分平衡するだけの Mn 量が存在する場合は TiS が生じない事を述べたが、例外として $\text{Si} 15\%$, $\text{Mn} 0.54\%$, $\text{S} 0.045\%$, $\text{Ti} 0.52\%$ の成分のものに於ては Mn が S と充分に平衡するに拘らず TiS と TiC のみが認められるのである。この不規則性の原因として TiS 及び MnS 間の可逆的反應及び多量の Si 含有量に依り Mn , Ti , S 間の關係が異つた等が考へられる。然しこれだけでは未だ充分に説明する事は出来ないのである。而してこの試料の鑄込温度の影響に關する試験結果から低温鑄込のもの程不純物は小さく且数の多い事からこのものは熔鐵から析出した一次晶であると考へるべきである。(續) (田邊)

ニッケルとモリブデンを含み調質鋼の性質

(Kießler, H.: Stahl u. Eisen Heft 21 1941) Ni , Mo を含みぬ一般代用調質鋼としては獨逸鐵鋼協會の VM 125 ($\text{C} 0.28 \sim 0.35$, $\text{Si} < 0.40$, $\text{Mn} 1.2 \sim 1.5$), VC 135 ($\text{C} 0.30 \sim 0.37$, $\text{Si} < 0.40$, $\text{Mn} 0.5 \sim 0.8$, $\text{Cr} 0.9 \sim 1.2$), VMS 135 ($\text{C} 0.33 \sim 0.40$, $\text{Si} 1.1 \sim 1.4$, $\text{Mn} 1.1 \sim 1.4$), VMC 140 ($\text{C} 0.35 \sim 0.43$, $\text{Si} 0.5 \sim 0.8$, $\text{Mn} 1.0 \sim 1.3$, $\text{Cr} 1.0 \sim 1.3$) 等があるが、此等の鋼種は何れも平爐で製造して居り多數の試料の調質後の機械的性質の頻度曲線を調査した結果から曲線の最高と最低を示す點の値をとると VM 125 $\leq 100 \phi$ の $840 \sim 860^\circ\text{C}$ 水焼, $580 \sim 620^\circ\text{C}$ 焼戻後は抗張力 $65 \sim 80 \text{ kg/mm}^2$, 降伏點 $42 \text{ kg/mm}^2 \text{ min}$, $55 \sim 60 \text{ kg/mm}^2 \text{ max}$, 伸 $16\% \text{ min}$, $23\% \text{ max}$, 絞 $57\% \text{ min}$, $67\% \text{ max}$, シャルピー $10 \sim 20 \text{ mkg/cm}^2$, $17 \text{ mkg/cm}^2 \text{ max}$, VC 135 $\leq 80 \phi$ の $840 \sim 860^\circ\text{C}$ 水又は油焼, $580 \sim 630^\circ\text{C}$ 焼戻後は抗張力 $75 \sim 90 \text{ kg/mm}^2$, 降伏點 $50 \text{ kg/mm}^2 \text{ min}$, 伸 $12\% \text{ min}$, 絞 $52\% \text{ min}$, $65 \sim 70\% \text{ max}$, シャルピー $10 \sim 20 \text{ mkg/cm}^2$, VMS 135 $\leq 100 \phi$ の $830 \sim 860^\circ\text{C}$ 水, 油焼 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ 焼戻後は抗張力 $80 \sim 95 \text{ kg/mm}^2$, 降伏點 $60 \text{ kg/mm}^2 \text{ min}$, 伸 $11\% \text{ min}$, 絞 $42\% \text{ min}$, シャルピー $4 \sim 14 \text{ mkg/cm}^2$, $9 \text{ mkg/cm}^2 \text{ max}$ で抗張力に反比例しシャルピー低下す。VMC 140 $\leq 100 \phi$ の $830 \sim 860^\circ\text{C}$ 油焼入, $540 \sim 580^\circ\text{C}$ 焼戻後は抗張力 $95 \sim 110 \text{ kg/mm}^2$,

降伏點 70 kg/mm² min, 伸 11% min, 絞は 50~55% max, シャルビー 2~12 mkg/cm² で 5 mkg/cm² max, 抗張力が増すと シャルビーの低下顯著なり。航空機用材としての Ni, Mo を含めぬ代用鋼は獨逸では平爐又は電氣爐で製造して居るがその内の代表的成分及び機械的性質は第 1 表に示す通りである。

第 1 表

航空機材	C	Si	Mn	Cr	V	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸(最低) %	絞 %
1253.3	0.30~0.37	<0.4	0.5~0.8	0.9~1.2	—	40	60~75	18	>50
1253.5	0.30~0.37	<0.4	0.5~0.8	0.9~1.2	—	70	90~105	11	>45
1265.3	0.12~0.20	0.3~0.6	2.0~2.4	—	—	50	>70	16	(≈60)
1267.4	0.33~0.40	<0.4	1.6~1.9	—	—	68	90~105	10	>45
1604.5	0.24~0.30	<0.4	1.0~1.3	0.6~0.9	0.1~0.2	72	90~110	11	≈55
1610.4	0.45~0.55	<0.35	0.6~0.8	0.9~1.2	0.1~0.3	80	95~110	10	(≈55)
1620.3	0.24~0.34	<0.4	0.4~0.8	2.3~2.7	0.15~0.3	75	90~110	13	>50
1620.4	0.24~0.34	<0.4	0.4~0.8	2.3~2.7	0.15~0.3	80	100~115	11	>45
1620.5	0.24~0.34	<0.4	0.4~0.8	2.3~2.7	0.15~0.3	90	110~125	10	>40

1253 は前述の VC 135 と成分同様でシャルビーは抗張力の増加と共に直線的に低下し 60 kg/mm² で 22 mkg/cm², 105 kg/mm² で 10 mkg/cm². 1265 は 2% Mn 鋼で熔接性良好で調質後の機械的性質良好でシャルビーだけ一定せず 6~24 mkg/cm² の範囲内にあり 15 mkg/cm² の場合が最も多い。抗張力の増加と共に矢張り激減す。1267 は降伏點, 伸, 絞は規格に充分でシャルビーは抗張力 90~105 kg/mm² で 5~12 mkg/cm². 1604 のマンガクロムワナヂウム鋼は抗張力に対する降伏點の比は大でシャルビーは 6~16 mkg/cm² である。1610 は用途廣く降伏點, 伸は規格に合格, シャルビーは 6~14 mkg/cm², 1620 は最近の研究材で 2.5% クロムワナヂウム鋼で抗張力 90~110, 100~115, 110~125 kg/mm² に對して試料の最大斷面積は 100, 80, 60 φ なるを要す。1620.3 降伏點, 伸, 絞規格合格, 絞は 65% の場合多く良好でシャルビーは 9~17 mkg/cm² で横方向の試料では 2~10 mkg/cm² である。1620.4 降伏點, 伸, 絞規格に合格, 衝撃値は縦方向 4~16 mkg/cm², 横方向 2~6 mkg/cm². 1620.5 シャルビー 4~10 mkg/cm², 1620 の衝撃値は矢張り抗張力の増加と共に低減するが 110 kg/cm² 迄でそれ以上は低下度小になる。横と縦方向の比は 1:2.

VM 125, VC 135, VMS 135, VMC 140, 航空機材 1253, 1267 は平爐製で 1265, 1604, 1610, 1620 は電氣爐製であるが, 衝撃値は同成分のものでは電氣爐鋼の方が高い。同じ抗張力に対する衝撃値は VMS 135 より VM 125, VMC 140 の方が高く, 1267 は VMC 140 と大體等しく VC 135 と 1604, 1610 は殆ど差異なし。1620 は抗張力は低いが Cr が高い爲衝撃値が高い。V を含む 1604, 1610, 1620 は降伏點が特に高い。(根守)

快削不銹鋼の耐蝕性

(Watkins, S. P.: Metal Progress 39 (1941) 710~714) 研究室内の迅速腐蝕試験法は特定の條件に對する防蝕性を示すに過ぎない。研究室内の試験片の狀態と質地工業上金屬の晒される狀態とは周囲の液體の濃度, 温度の變化の模様, 供試材の成分等に於て完全に一致するは殆どない位である。

然るに周囲條件の僅かな變化, 例へば温度上昇, 酸素の増減, 接觸液の濃度の變化等は腐蝕進行狀態を著しく活潑にしたり弱くしたりする事を豫め知らなければならぬ。

以下に第 1 表に示すやうな不銹鋼を硝酸, 鹽酸, 硫酸, 醋酸, 噴霧狀鹽水及び普通の水の中に晒して腐蝕させた結果と併せて高温加熱

による酸化試験の結果の概要を摘録する。

(1) 硝酸に對する腐蝕試験

1. 高クロム不銹鋼即ち 18/8 鋼は硝酸に對し抵抗力大である。
2. クロム單獨のもので 14% Cr 以下の常温では抵抗力があるが硝酸の沸騰點附近では腐蝕さる。
3. 第 2 表は代表的快削不銹鋼と普通不銹鋼を 65% 硝酸の沸騰狀態に晒した時の毎 1 ヶ月に對する腐蝕侵入割合を吋で表したものである。
4. 第 2 表より S 及び Se を含むものは防蝕性を減少する。
5. S を含んで居ても Mo を 0.35~0.50 % 加へたものは防蝕性が著しく改善される。
6. 概して濃度の高い硝酸の沸騰液の容器としては快削不銹鋼は何れも適當ではない。
7. 20%以上の硝酸でも常温では何れの快削不銹鋼も相當の防蝕性がある。

第 1. 表 試料不銹鋼の成分

鋼種	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Se
12% Cr	0.10	0.38	0.019	0.015	0.31	12.30	0.21	—	—
12% Cr 快削	0.11	0.42	0.016	0.33	0.29	12.98	0.19	0.35	—
17% Cr	0.12	0.45	0.022	0.018	0.36	17.09	0.27	—	—
17% Cr 快削	0.08	0.59	0.025	0.30	0.44	16.02	0.71	0.39	—
18/8	0.07	0.39	0.025	0.016	0.41	18.52	8.53	—	—
18/8 S 快削	0.06	0.62	0.024	0.33	0.40	18.25	9.29	0.36	—
18/8 Se 快削	0.05	0.92	0.130	0.010	0.65	18.18	8.53	—	0.28

第 2 表 煮沸 65% 硝酸中の腐蝕(1 ヶ月間腐蝕の深さ, 吋)

鋼種	状態	プリネ ル硬度	最初の 48h	次の 48h	第三の 48h
12% Cr	焼入	363	0.01830	0.01355	0.06370
12% Cr	焼入, 焼戻	223	0.01410	0.02051	0.02530
12% Cr 快削	焼入	387	0.06181	0.09820	0.10120
12% Cr 快削	焼入, 焼戻	223	0.07599	0.1244	0.1261
17% Cr	焼鈍	183	0.00176	0.00182	0.00211
17% Cr 快削	焼鈍	192	0.0241	0.0546	0.0595
18/8	焼鈍	153	0.000718	0.000642	0.000606
18/8 S 快削	焼鈍	156	0.0206	0.0860	0.0910
18/8 Se 快削	焼鈍	156	0.0482	0.1368	0.0983

(2) 鹽酸に對する腐蝕試験

1. 第 3 表は 0.5% 鹽酸に對する 80°F に於ける腐蝕試験の結果である。何れも第一期では腐蝕甚だしく第二期以後ではそれ程甚だしくはない。
- 但 17% Cr 快削の材料は例外で第二期以後も甚だしい。

第 3 表 80°F, 5% 鹽酸による腐蝕試験 (減量 g/in²)

鋼種	状態	プリネ ル硬度	第 1 期	第 2 期	第 3 期
12% Cr	焼入	363	0.0130	0.0017	0.0015
12% Cr	焼入, 焼戻	223	0.0104	0.0011	0.0016
12% Cr 快削	焼入	387	0.0155	0.0090	0.0012
12% Cr 快削	焼入, 焼戻	223	0.0130	0.0045	0.0070
17% Cr	焼鈍	183	0.0160	0.0097	0.0090
17% Cr 快削	焼鈍	192	0.0970	0.1140	0.1600
18/8	焼鈍	153	0.0030	0.0010	0.0008
18/8 S 快削	焼鈍	156	0.0039	0.0010	0.0009
18/8 Se 快削	焼鈍	156	0.0036	0.0015	0.0023

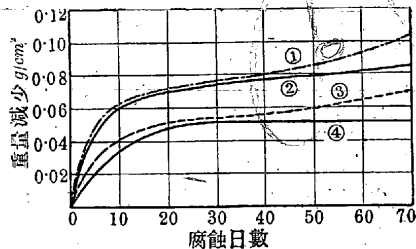
2. 単独クロム不銹鋼は S が防蝕力を減少する。
3. 18/8 では S の影響は少ない。然し Se は防蝕力を減少せしめる。
4. 鹽酸の濃度の高いもので且温度が上昇すると腐蝕は促進される。

(3) 硫酸に対する腐蝕試験

1. 単独クロム不銹鋼は硫酸溶液に対しては一般に望ましくない。殊に一度硫酸に晒した後しばらく時間を置き又滴下すると特に腐蝕が著しく加速する。

2. 18/8 に 3% Cr を加へたものは硫酸に対する抵抗力を増大する。

3. 硫酸液中酸化性のも例へば硝酸、硫酸銅、硫酸鐵の如きものが適度にある時而も温度が餘り高くない時は可なり長時間腐蝕は消極的狀態にある。



第 1 圖 70°F の稀硝酸及び稀硫酸の混合液に対する快削 18/8 鋼の耐蝕性

4. 18/8 不銹鋼を稀薄硫酸混合液中で且室内温度で試験したものが第 1 圖である。

(4) 醋酸に対する腐蝕試験

1. 總ての不銹鋼は醋酸に対してはあらゆる濃度で且室温で防蝕性あり腐蝕の進行は極めて弱い。特に 18/8 不銹鋼にこの特徴がある。

2. 単独 Cr 不銹鋼は侵蝕度が弱くなるとコロイドのやうになる。

3. 第 4 表に示す通り普通の不銹鋼は 20% 醋酸に対して快削不銹鋼より防蝕性大である。

第 4 表 80°F に於ける 20% 醋酸による腐蝕

鋼種	状態	ブリネル硬度	減量 (a)	備考
12% Cr	焼入	363	0.00060	僅かに腐蝕さる
12% Cr	焼入, 焼戻	223	0.0120	甚しく腐蝕さる
12% Cr 快削	焼入	387	0.00016	僅かに腐蝕さる
12% Cr 快削	焼入, 焼戻	223	0.0228	甚しく腐蝕さる
17% Cr	焼鈍	183	0.00013	極く僅かに優る
17% Cr 快削	焼鈍	192	0.00016	極く僅かに優る
18/8	焼鈍	153	0.000106	極く僅かに優る
18/8 S 快削	焼鈍	156	0.00013	極く僅かに優る
18/8 Se 快削	焼鈍	156	0.00013	極く僅かに優る

(a) 125 h の減量 g/in^2

(5) 噴霧鹽水に対する腐蝕試験

1. 大氣中で錆が出たりコロイド状になるものは概ねこの鹽水噴霧試験で相當の程度現はれて来る。これでは定量的試験は出来ないが外觀で或る程度の判断が出来る。

2. 普通不銹鋼及び快削不銹鋼に就き鹽水噴霧試験を 100 h 行つたものゝ寫眞を掲げてゐる。第 5 表はその結果である。

3. 18/8 不銹鋼と 18/8 に S や Se を加へたものでは鹽水噴霧試験では大差はない。

4. 12% Cr の焼入したものは焼入焼戻をしたものに比して抵抗力が大である。

(6) 水に対する腐蝕試験

普通の水に對し 125 h 噴霧試験を行つたが何れも殆ど腐蝕されなかつた。その寫眞を掲げてゐる。

(7) 高温度酸化試験

第 5 表

鋼種	酸化	減量
12% Cr	1,600°F × 30 h に	0.127%
12% Cr 快削	1,600°F × 30 h に	0.128%
17% Cr	1,700°F × 24 h に	0.408%
17% Cr 快削	1,700°F × 24 h に	0.150%
18/8	1,750°F × 30 h に	0.122%
18/8 S 快削	1,750°F × 30 h に	0.170%
18/8 Se 快削	1,750°F × 30 h に	0.183%

1. 普通不銹鋼と快削不銹鋼とは中位の高温即ち 1,600°F 附近の酸化試験では兩者の間に大差はない。

2. 2,050°F に於ては快削不銹鋼は普通のものよりも酸化が甚だしい。

3. 一つの例外として 17% Cr 快削は 17% Cr よりも上記兩方の温度に於て好成绩を示してゐる。

これは Ni と Mo を含有してゐる爲であるかも知れない。(池田)

金屬の剪斷破壊の機構

(Friedmann, J. B.: Comptes Rendus de l'Academie des Sciences de l'URSS, 31 (1941) 654) 金屬の破壊の機構は未だよく解つてゐない。殊に引張、壓縮、振り、剪斷、曲げ等諸種の強度の間に理論的な關係は見出されてゐない。然し金屬の破壊が結晶面の亡りに基く塑性變形より始まるものであることは疑ひない。即ち原子面に平行に働く分力に依つて變形及び破壊が起るのであつて、所謂 tough strength 或は plastic strength に相當する。而して原子面に垂直に働く分力に關係する cohesive strength 或は brittle strength (獨逸語の Trennfestigkeit) は金屬の場合餘り問題とならない。故に如何なる種類の強度試験を行つても、破壊時の切線應力は同一材料に就き同一でなければならぬ。試験の種類に依つて垂直應力のみが變つて来るべきである。著者は軟鋼を始めとし 15 種に及ぶ工業用金属材料に就き、引張、壓縮、振り、剪斷、曲げの 5 種の強度に於ける切線應力を計算したところ、試験の種類の如何に拘らず全く同じ値を得た。今下に二三の例を示さう。

材 料	通常の強度 kg/mm^2					切線應力 kg/mm^2				
	引張	壓縮	振り	剪斷	曲げ	引張	壓縮	振り	剪斷	曲げ
Dural 681 V	59	56	34.6	25.9	61	25.6	24.2	26.0	25.9	26.4
Dural 681 歴延	68	67	38.2	27.7	63	29.4	29.0	28.0	27.7	27.3
Aerone	48	55	31.2	23.8	51	21.8	23.8	23.0	23.8	22.1

表に見る如く切線應力は驚くべき一致を示してゐる。これは切線應力のみが破壊に與ることを示すものであつて、破壊機構の究明に對する一示唆たるを失はない。(橋口)

8. 非鐵金屬及び合金

軸受用アルミニウム合金

(Devereux, W. C.: British Institution of Automobile Engineers Feb. 1938) アルミニウムに他の適當なる合金元素を加へると共融體と僅かの固溶體を生じ所謂“軸受組織”となる。即ち軟い地に硬い相が出て適當の硬度範圍を得る事が出来るのである。

獨逸では Quarzal Q 5 と K.S. 280 の名でアルミニウム合金軸

受を作つた。K.S. 280 は H_B 120 で膨脹係数は 17×10^{-6} 、摩擦係数も比較的小さい。1936 年に Junkers ではこの種の軸受を用ひて好成績をあげた。その鑄込、鍛造法には獨特の技術を要し、機械加工にはダイヤモンドバイトを用ひて切削すれば運轉荷重が可塑變形を起すまでは充分に使用に耐へる。

英の Rolls-Royce や Bentley 發動機にもアルミニウム合金軸受が用ひられたが Rolls-Royce Kestrel 航空發動機に H_B 302 のニッケルクロム鋼クランク軸を裝備しその軸受に 3 種の軸受即ち (1) アルミニウム合金 “A.C. 7” (90% Al, 殘部 Sn, Sb, Ni, Mn, Si を適宜配合せるもの) (2) Babbit metal (3) 28% 鉛青銅を用ひ、Thurston 軸受試験器により試験した所、A.C. 7 が最も成績よく 2,800 rev/min, 2,400 lbs/in² まで耐へ、更に摩擦係数も最も小さかつた。

尙英の大型トラックの軸受に “Hiduminium RR 56” と “A. C. 7” を試験して見た所好成績をあげたと報じてゐる。(石山)

	Cu	Si	Mg	Fe	Ni	Co	Mn	Ti
Q 5	5.0	—	—	1.0	—	—	—	—
K.S. 280	1.5	21.0	0.5	—	1.5	1.2	0.6	—
Junkers	—	—	0.5	6.0	—	—	—	—
RR 56	2.0	0.6	0.8	1.2	1.3	—	—	0.07

9. 化學分析

眞空熔融法に依る酸素、窒素及び水素の定量と高純度鐵の酸素溶解度

(H. A. Sloman: 3rd Report of the Oxygen Sub-Committee, Iron & Steel Inst., Adv. Copy, May, 1941, 4~18) 英國に於ける眞空熔融法の研究は、歐大陸及び米國より後れ、1933 年に N.P.L. Sheffield 大學が各々獨立に着手したのに始まる。1935 年に鋼塊不均質性委員會に酸素小委員會が設置せられ、総合的な研究が實施され著しい進歩を遂げた。現在は U.S. Co., Brown-Firth Co. でも研究してゐる。是等の研究は既に前報告 (7th Report of Ingot Committee, 65, 82, 100; 8th Report, 42, 86, 97) に詳述されてゐるが、その後、最高温度を高め、空實驗値の低下に努力が費され、N.P.L. では斷熱材として黒鉛粉をルツボの周圍に使用し、脱ガスに 2,400~2,600°C の高温を用ひ、空實驗値を 0.004 cc/h に減少してゐる。この中 0.003 cc は水銀ポンプより生ずるもので、爐より生ずるのは 0.001 cc に過ぎない。Brown-Firth の研究所ではモリブデ

ンの斷熱板を黒鉛粉を満たして中空の黒鉛管に取換へた。この管は直径が 1/2" 異なる 2 本の圓筒より成り、兩者の隙間に 300 メッシュの黒鉛粉を填めたものである。是等の把持方法や脱ガス装置にも若干の改良がある。表は各装置の現状を示す。

普通鋼の分析成績は再現性極めて良好であるが、リムド鋼等で、時に偏析の爲に、結果に變動を生ずる事がある。Mn, Al 等を 1% 以上含有する試料は、これが揮發して冷所に凝結し、CO を吸収する爲に低値を與へる。この吸収温度は 600~1,000°C であるから、この困難を除去するには、是等の凝結した部分をこの温度以下に冷却する事が必要である。これには石英管を全部水冷する如き方法を採る。又眞空ポンプの排氣速度を極めて大とし、ガスが是等の凝結部を迅速に通過する如くする。かくの如くして、Mn 8% の試料も連続數回の分析が可能であつた。又 Mn 12~15% の試料は 1 回の分析は可能である。即ち凝結物が或る程度厚くなる迄は大なる困難は無い。試料は通常 3/8" φ × 1", 15~20g である。

鋼中の酸化物で、還元の困難なのはアルミナ及びアルミン酸物であるが、1,550°C, 15~20mn で完全に抽出される事が明かとなつた。又鋼中の Mn は 12~15% 迄、Al は 2.5% 迄は分析容易である。

鋼中の酸化物に相當するものを添加して還元すれば、1,550~1,600°C, 25~30mn で充分であるが、實際の試料は 20mn で宜い。但安全の爲 1,650°C を用ひてゐる。1 試料の酸素量は 0.002~0.03% の範圍で、誤差は ±0.0005~±0.001% の間に在る。

最近アルミニウム還元法と比較し、又分別眞空熔融法で、各酸化物が分別定量されるやうになつた。

著者は肉厚 0.004" の純鐵の板に就て表面酸素量を定量し、 $1.5 \times 10^{-6} g/cm^2$ を得た。これは全酸素量 0.004% に相當する。Rooney はヨード法で定量し、0.006% を得てゐる。

眞空熔融法の窒素分析値は化學法より稍高い。一般に高温でなければ窒素は放出されない。化學法では難溶性窒化物の分解を特に行はなければ値が低いやうである。

水素の定量は眞空加熱法 (600~900°C, 1~2h) で充分である。眞空熔融法でも分析は可能である。

高純度の鐵に對する酸素の溶解度に就ても、顯微鏡と分析とを併用して研究した。Tritton 及び Hanson (J. Iron & Steel Inst., 1924, II. 85) は 0.05% と報告してゐるが、この結果は當時の分析法の不備から信頼し難い。著者の得た結果では酸素の固體溶解度は 0.006~0.003% の間に在る。(前田)

設備場所	加熱方法	加熱管	斷熱材	ルツボ	脱ガス温度及び電力	脱ガス時間及び最高眞空度	分析温度	分析中の基準眞空度	空實驗値	
									cc/h	成分
National Physical Laboratory	高周波 8,000~ 發電機	水冷石英管	黒鉛粉 -200 メッシュ	黒鉛、圓錐狀の蓋と磁石で上下される黒鉛球の舞を置く	2,600°C 4.5 kW	2~2.5 h 2 × 10 ⁻⁵ mmHg	1,550~ 1,600°C	5 × 10 ⁻⁶ mmHg	0.004	CO 35%, H ₂ 20%, N ₂ 45%
United Steel Co.	高周波、火花間隔發電機	同上	黒鉛	同上	2,000°C 20 kW	2 h 5 × 10 ⁻⁴ mmHg	1,650°C	2 × 10 ⁻⁴ mmHg	0.3~0.4	CO ₂ 6%, CO 7%, H ₂ 51%, N ₂ 36%
Sheffield 大學	黒鉛スパイラル抵抗爐	同上	モリブデン	黒鉛、黒鉛製の漏斗を附す	2,100°C 9 kW	3 h 1 × 10 ⁻⁴ mmHg	1,650°C	1 × 10 ⁻⁵ mmHg	0.9	CO ₂ 2%, O ₂ 1%, CO 50%, H ₂ 42%, N ₂ 5%
Brown-Firth 研究所	同上	金屬、水冷式	黒鉛粉 -200 メッシュ	黒鉛、黒鉛製フランジを附す	2,100°C 10 kW	2 h 2 × 10 ⁻⁴ mmHg	1,650°C	5 × 10 ⁻⁵ mmHg	0.5~1.0	CO 25%, H ₂ 55%, N ₂ 20%

分別真空熔融法に依る鋼中の酸素の定量

(Swinden, T., W. W. Stevenson & E. Speight: 3rd Report of the Oxygen Sub-Committee, Iron & Steel Inst., Adv. Copy, May, 1941, 18~26) 真空熔融法に於ける抽出温度を階段的に變更し、これに依つて還元容易な酸化物と難還元性の酸化物を分別定量する方法であるが、果して酸化物の種類に応じて、これを分別し得るやは尙疑問がある。殊に珪酸物、アルミン酸物等の形態のものが豫定の抽出温度で完全に分別的に定量されるかは問題である。

著者は前報告(8th Report of Ingot Committee, 63)に記した方法で、多くの鋼に就て分析を實施し、別にヨード法に依る残渣分析と比較を試みた。FeOとMnOとは抽出温度が接近せる爲、完全に分別することは容易で無い。又残渣法のFeO, MnOの値は信頼し難いと共に、鋼中に固溶してゐる酸素は定量されない等の困難はあつたが、分析結果より次の結論を得てゐる。

- (1) 珪酸物を主な介在物とする鋼のFeOは残渣法に比して低値であるが、リムド鋼では高値を示す。
(2) MnOは残渣法に比し常に高値である。
(3) 複雑な珪酸物を介在物とする鋼のSiO2は、還元速度が遅い爲に稍低値を得る。
(4) Al2O3は残渣法に比し常に低値である。この原因は残渣法では酸化物以外のアルミニウム化合物が分解して残渣中に入る爲と思はれる。

次表は定量結果の一部である。(前田)

(1) 鹽基性平爐鋼(C 0.16, Si 痕跡, Mn 0.58, P 0.051, S 0.041%)

Table with 7 columns: Component, Yodh's method (Oxygen, Oxide), Separate vacuum fusion (Oxygen, Oxide, Water, Residue), and units. Rows include FeO, MnO, SiO2, Al2O3, TiO2, Cr2O3, P2O5, and total values.

(2) 同上(C 0.14, Si 0.014, Mn 0.63, P 0.035, S 0.046%)

Table with 7 columns: Component, Yodh's method (Oxygen, Oxide), Separate vacuum fusion (Oxygen, Oxide, Water, Residue), and units. Rows include FeO, MnO, SiO2, Al2O3, TiO2, Cr2O3, P2O5, and total values.

アルミニウム還元法に依る鋼中の酸素の定量

(3rd Report of the Oxygen Sub-Committee, Iron & Steel Inst., Adv. Copy, May, 1941, 27~37) 本報告は N. Gray & M. C. Sanders, W. W. Stevenson 及び G. E. Speight, E. Taylor-Austin の 3 報告より成り、アルミニウム還元法の検討と、新試料への應用試験成績を記してゐる。アルミニウム還元法は Gray & Sanders の研究(J. Iron & Steel Inst., 137 (1938)-I, 348/352) が最初である。この方法は薄片状の試料をアルミニウム板にて兩側

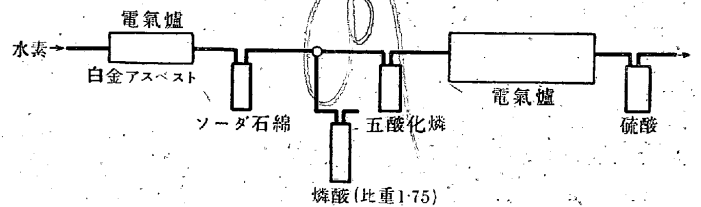
より包み、これを黒鉛ルツボに入れ、水素氣流中で 1,000°C 又は 1,100°C で熔融せしめ、試料中の酸素をアルミナの形とし、この融塊を鹽酸で分解して残渣よりアルミナを定量し、これより酸素量を換算するのである。

Gray & Sanders は装置を若干改良し、圖の如く準備し、これに依つて空實驗値の低下に成功してゐる。試料は 5g、アルミニウムは 7g で、1,100°C で 1h 水素氣流中で熔融するのである。

尙水素ガスの影響を除去する爲に真空中で同様な實驗を行つた。この際は 1"φ×30" の石英管の一端を密栓し、他端を真空ポンプに接続し、8mmHg の真空度で 1,100°C に 30mn 加熱した。この場合の空實驗値はアルミニウム 7g 及び 14g の場合(これに 0.2g の鋼を添加) 夫々 0.0004g 及び 0.0008g のアルミナを得てゐる。融塊は鹽酸(1:1) 30cc に溶解し、高炭素の場合は適量の過硫酸アンモンを加へて分解し、硝酸(比重 1.42) 40cc で酸化して濾過し、鹽酸(5%)、炭酸ソーダ(3%)、溫鹽酸(5%)、温水の順に洗滌し、残渣を灼熱灰化し、アルミナとして秤量する。分析結果は次表の如くで、真空熔融法とよく一致した。

Table comparing vacuum fusion and aluminum reduction methods. Columns: Vacuum fusion, Aluminum reduction in water, Aluminum reduction in vacuum. Rows: Low carbon rimmed, Same, Mild, Mild half rimmed.

又別に SiO2, Al2O3·2SiO2, Fe2O3, MnO 等の酸化物を鋼に添加して定量した結果、Al2O3 を含む場合僅かに低値を得たが、他は良く一致した。



Stevenson & Speight は真空法を試みた。1"φ×24" の石英管に黒鉛ポート(長さ 4")を入れ、試料は 1/2"φ×1/12" の圓盤状のもの 5 個とし、これを 2 3/4"×9/16"×1/8" (厚) で包んで装入し、20~30mn 排氣した後、豫め 1,150°C に加熱してある電氣爐中に装填する。真空ポンプは停止のままとし、約 4mn で 1,000°C に上昇し、10~15mn で 1,100°C に達するから、そのまま 1h 保持し、冷却する。融塊は鹽酸で分解すること前述の如くし、灼熱灰化後、弗化水素酸及び硫酸で珪酸を揮發せしめた後アルミナを秤量する。空實驗値はアルミニウム 14g でアルミナ 0.0004g、試料 10g に對し 0.002% に相當する程度である。分析結果は真空熔融法に比し若干低い、比較的良く一致した。次表はこの成績である。

Table comparing oxygen content results from vacuum fusion and aluminum reduction methods. Columns: C, Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo, Vacuum fusion, Aluminum reduction.

Taylor-Austin は Gray & Sanders の最初の方法を高炭素の鑄鐵に應用し、好結果を得てゐる。電氣爐はカンタル抵抗爐を用ひ、試料 7~10g をアルミニウム 14g で包み、(以下第 726 頁へつゞく)