

# 叢 録

## 2) 耐火材並燃料及驗熱

**高温度に對する最近の訂正** (L. Donald 及び S. R. Scholes, Journ. of American Ceramic Society, 1935, 18, Nov., 359.) 高温度測定法に於ける基準温度 (Fixed point) としての諸種の金屬の熔融點に關する測定の進歩に伴つて、從來承認せられ來つた熔融點の値と異つた新値が發表せられるに致つた。著者等は本報に於て此等の値を集録して從來の温度點と比較してその補正に就て述べてある。

先づ順序として從來の International Temperature Scale を示せば次の如くである。

### A. 第一次温度點 (Primary points)

- (1) 酸素點 (液體及び氣體酸素の平衡)..... 189.97°C
  - (2) 氷點 (氷と空氣飽和水の平衡)..... 0.00
  - (3) 水蒸氣點 (水と水蒸氣の平衡)..... 100.00
  - (4) 硫黃點 (液體硫黃とその蒸氣の平衡)..... 444.60
  - (5) 銀點 (固體銀と液體銀の平衡)..... 960.50
  - (6) 金點 (固體金と液體金の平衡)..... 1,063.00
- (以上何れも一氣壓下の平衡)

### B. 第二次温度點 (Secondary points)

- (1) 氷結しつつある錫..... 231.85°C
- (2) 氷結しつつある亜鉛..... 419.45
- (3) 氷結しつつあるパラジウム..... 1,549.00
- (4) 熔融しつつあるタングステン..... 3,400.00

以上の内にて金の融點までは變更無く、それ以上の温度に於て訂正值が設定された。その新舊の値の比較は次の如くである。

氷 點	舊値(°C)	新値(°C)	差
ニ ッ ケ ル	1,452	1,455	+ 3
パ ラ ジ ウ ム	1,549	1,555	+ 6
白 金	1,755	1,773	± 1 + 18
ロ ジ ウ ム	1,955	1,966	± 3 + 11
イ リ ジ ウ ム	2,350	2,454	± 3 +104

今以上の表より、各點間の温度を直線的挿入法によつて求め、之を 50°C 毎に新舊値を對照すれば次表の如くである。

舊値	新値	舊値	新値	舊値	新値	舊値	新値
1,000	1,000	1,700	1,715	1,350	1,352	2,050	2,083
1,050	1,050	1,750	1,768	1,400	1,403	2,100	2,145
1,100	1,100	1,800	1,817	1,450	1,453	2,150	2,206
1,150	1,151	1,850	1,865	1,500	1,504	2,200	2,268
1,200	1,201	1,900	1,913	1,550	1,555	2,250	2,330
1,250	1,251	1,950	1,961	1,600	1,609	2,300	2,392
1,300	1,302	2,000	2,022	1,650	1,662	2,350	2,454

以上の結果より明なる如く、熱電對は新訂正值の温度範圍以下であるから從來のままでよいが、光學的高温度計やゼーゲル錐に對して補正を必要とする。 (Y. F.)

**耐火度 (Refractoriness) と其測定** (F. H. Clews 及び A. T. Green, Refrac. Materials Joint Subcommittee, 25 th Rept., pp 8-30) 荷重下の耐火度測定法に關する討議である。米國に於て實際に行つて居る方法は荷重下で或規定温度まで耐火物を加熱し更に或一定時間其状態に保つた時の耐火物の態度を測定するにある。此場合 2 箇の表準型煉瓦を同一加熱爐中で上述の如く處理するのである。獨逸及び佛國法に於ては小形の試片を荷重下に熱し疲勞するまで加熱を續けるのである。此試片の寸法について獨逸の工業規格 (DIN

1,064) によれば 50×50mm のシリンダー型であるが、佛國に於ては更に小形の試片が使用されてゐる。英國に於ては獨逸法と同様であるが試片は更に大形 (3½×2×2in) のものが使用されてゐる。

以上諸法より考察すれば二つの主論點がある即ち：

- (1) 荷重下耐火度試験は完全に疲勞するまで繼續すべきか或は實地使用程度の温度に保持して行はるべきか？
- (2) 試片の好適なる寸法は何程か？

此第二の問題と密接なる關係のあるのは加熱率である。然し他の測定條件例へば荷重の大きさ、温度測定法、試片の膨脹、陥落等の測定法は重要なものではあるが之は恐らく二次的の意味を持つに過ぎぬ。試片の完全疲勞まで温度を上昇せしむる方法に於ては最重要なるデータは：—

- (1) 軟化の開始する温度
- (2) 軟化が加速的となる温度
- (3) 疲勞温度 である。 (Y. F.)

**微粉炭の燃焼特性とその火焰の輻射** (R. A. Sherman, Trans. A. S. M. E., 56 [F. S. P-60] 401). Hocking, Pocohontas, Illinois No. 6, 及び Pittsburgh No. 8 石炭について石炭の型種及び微粉度と燃焼速度及び火焰輻射について實驗室的研究を行つた。

その主要なる結果は次の如くである：—

- (1) 石炭の微粉度は燃焼室に制限ある時に特に重要な因子である。
- (2) 炭種は燃焼率に影響する。
- (3) 爐の温度を上昇すると燃焼率は増大する。
- (4) 燃焼温度及び全火焰輻射熱は粉炭の微粉度に影響される
- (5) 過剰空氣、燃焼率及び火焰の emissivity は石炭の型種のみによつて影響される。 (Y. F.)

## 4) 鋼及鍊鐵の製造

**平爐の沸騰に就いて** (H. D. Hibberd, Iron Age, 1935, Sept. 26, p. 98, 104, 108) 沸騰を起す主要原因は地金の脱炭によつて生ずる CO 瓦斯の脱出である。地金中の CO 以外の瓦斯はそれ自身で脱出する能力がないから地金に脱炭の起らない場合は従つて沸騰は起らない。然し地金が高温度から急に冷える様な場合は別でこの場合は CO 瓦斯が発生しなくとも溶けて居る他の瓦斯は脱出する。即ち鑄型に鑄鋼を注いだ場合地金がキルされて居ても冷却するにつれて瓦斯の脱出は起る。

爐内に於ける沸騰の勢は脱炭程度の目安となるものであつて地金の C が 0.2% 以上である場合活潑な沸騰を起すには Si が 0.02% 以下でなければならぬし又 Mn も 0.1% 以下の方が良い。Si の沸騰を制御する作用は裝入材料から來たものの方が後で添加したものより強い。即ち残留 Si 0.03% の鎮靜力は追加 Si 0.15% に匹敵する。沸騰として脱出する瓦斯は (1) 裝入物殊に銑鐵中に含まれて居たもの (2) 裝入物の鑄解中吸収されたもの (3) 反應によつて生じたもの一部分であつて H と CO はこの瓦斯の大部分を占めるものである。水分が鑄鐵に接觸すると分解して吸収されその O は FeO をつくり H はそのまま地金に入る。銑鐵中の瓦斯は沸騰を増大する上に又他の残留瓦斯を取り除く上に仲々重要なものである。屑鐵中に含まれて居る瓦斯は沸騰にはあまり關係しない。これは出來た

品物が結局同量の瓦斯を含むからである。之等の瓦斯は銻鋼温度ではすべて常温の容積の5~6倍に膨脹して居るものである。銻鐵中の瓦斯のどれ程が沸騰として脱出するかは解らないが少なくとも沸騰の量と勢に多大の影響を及ぼすことは間違ひがない。銻鐵中の瓦斯は銻鑪内で熔融時に入るもので恐らく銻鐵のSi量に關係を持つものである。Siは銻鐵中に瓦斯を溶解する強大な力を有するものでこの作用は特にHに對して著しい。

銻鋼は大氣壓の下で大量の瓦斯を含みこの瓦斯は特に瓦斯溶剤を用ひない限り壓力が低くなればそれに相應して脱出する。1914年 Baraduc-Muller はほぼ完全な眞空中で鹽基性ベセマーの軟銻鋼からその20倍の容積の瓦斯を得た。瓦斯の大部分はHとCOでその量は曾て Parry が鼠銻から得た値の約1/17であつた。この實驗は天候の乾燥した時季に行はれたものであるが同様にジメジメした雨天での實驗では瓦斯量が多くなり、この増加は空氣中の水分の分解によつて生じたHによるものと考へられる。この結果は鹽基性ベセマーの例であるから平爐にはそのまゝ應用は出來ないが色々暗示する所が甚だ多い。Mullerは1880年凝固した普通鋼ではその中に溶けて居るCOは極く少ないものであることを示した。即ちSi, Al等の溶剤を加へない以上地金中のCOは大部分爐内或は鑄型内で沸騰として脱出してしまふものである。Hは溶解し易いので沸騰として逃げるのは一部分に過ぎない。H自身では銻解地金から脱出し得ないがCOの沸騰脱出に伴つて相當逃げるものゝ様である。他の瓦斯即ちCO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, NH<sub>3</sub>等も殆んど完全にこの沸騰によつて運び去られる。斯様にH其他の瓦斯を運び去るには沸騰の勢が甚だ重大であつても沸騰の量が等しければ穩かな沸騰が長くつゞいても活潑な強い沸騰程の效果がないことは想像に難くない。従つて特にリミングスチールの製造には沸騰の量と共にその勢と云ふことが大切となる。リミングスチール製造が適當な沸騰を得様とするならば最終のMnを0.1%以上たらしめてはいけない。之はMnは沸騰を鎮靜する作用があるからである。又沸騰の勢は滓中の酸化鐵分が少な過ぎる場合或は銻鋼の温度が高過ぎる場合或はこの兩方が一諸になつた場合にも減弱される。

リミングスチールを造る場合Hがあまり多いとスキンホールが多量に且つ表面に接近して生ずる。尤もこの位置の接近は銻鋼が過度の高熱で出鋼された場合直接の影響を蒙る所が多い。スキンホールはその發生を最少に止めその範圍を下部より鋼塊全長の1/4を越えない様にし且つその表皮からの深さを少なくとも1"以上である様にしなければならない。もしスキンホールがこの範圍を越す様であればそれは銻鋼が過度に熱く鑄入されたか或は沸騰の不適當であつたためである。出鋼されたりミングスチールはその成分、酸化の度合、温度等が適當であれば鑄型内で冷却するに從つてCOを放出する。このCOが泡として上昇する際銻鋼に攪拌作用を與へる。底部に發生したCOの泡は上昇するにつれて幾つか一諸になることゝ、壓力が減少することによつて形が大となり従つて銻鋼の攪拌作用は底部からの高さによつてその程度が異なるわけで頂上が最大となる。Hの放出はCOより遅れてはじまりこの泡は凝固しつゝある鋼塊壁にひつかゝる。これが底部に起るとこの部は攪拌作用が比較的穩かであるからスキンホールとして残り又攪拌作用がこれを驅逐するに充分な位置では之等は頂上に浮き上り放出されるわけである。鋼塊の上部が下部よりも氣泡の少ないのはこの理に依る。優良なりミングスチール製造上瓦斯の問題としては第一に鋼中のHが鋼塊の外殻が1"以上に達してはじめて飽和點に達する様に出鋼時の

H濃度を低くすることであつて第二には鑄型内に於けるCO瓦斯の發生を適度ならしめることである。

H<sub>2</sub>とO<sub>2</sub>とは銻鐵中に溶解し又はエマルジョン化して居ても互に反應は起さないらしい。銻銻は冷銻より餘分の瓦斯を持つて居るわけであるから銻銻を平爐に使用する場合は沸騰を一層盛んにする必要がある。

精鍊用の空氣の乾濕もいづれは問題になると思はれる。空氣が乾燥されて居ると鋼中のHも減少するであらうし又反對に濕度が高いと銻鋼に入るH其他の瓦斯が多くなり上を驅逐する爲に餘分の冷銻或は銻銻を追加し沸騰を盛んにしなければならなくなる。

(G. M.)

## 5) 鐵及鋼の鑄造

銻銻爐に於ける鐵の熔解損失 (Gay Nenon. Fou. Tra. Jou. Sept. 26. 1935. p. 235) 銻銻爐の熔解損失量は裝入地金量と出湯量との重量差から求めるのが普通で有る。併し之では眞の酸化損失の他に滓と共に爐外へ失はれる鐵の小粒や流滴をも含み又裝入地金に附着せる砂や汚物の量を省略してゐるのであつて、本法は生産費を出すためには適するが嚴密な意味の熔解損失を知る方法としては甚だ不充分で有る。依て著者は之を正確に求める爲に下記の如き方法を採用した。

其の測定原理は銻銻爐内で熔解時に酸化する鐵が残らず滓と共に爐外へ排出される事實を前提として滓の生成量、滓の鐵含有量及び石灰石や裏附爐材から來る鐵量より酸化損失量を算出するのである。處で爐壁や湯溜には滓が附着し又滓の中にはコークスや地金片が混在するから滓の全生成量を正確に測定する事は實際問題として困難である。併し乍ら滓の生成機構を考ふる時は滓に含有されるライムは之を盡く石灰石より仰ぎ尙此の他に骸炭の灰分から少量來るが、逆に又石灰石中のライムは全部が必ず滓中に行くもので唯極少量の粉狀のもののみが衝風の爲に裝入口から吹き飛ばされるのであるから石灰石の全裝入量及び其のライム含有量と滓のライム含有量を正確に測定さへすれば正確な全熔滓生成量を容易に知る事が出来る。則ち本法は(イ)石灰石裝入量の測定(ロ)滓のライム量の測定(ハ)滓の鐵含有量の測定及び(ニ)計算から成る。

今一例として

銻鐵裝入量	61,200 kg	裏附材料の鐵含有率	2.05%
石灰石裝入量	3,055 kg	同ライム含有率	痕跡
裏附材料使用量	2,500 kg	滓のライム含有率	34.08%
銻鐵の鐵含有率	92.3%	滓の鐵含有率	3.5%
石灰石のライム含有率	54.0%	骸炭のライム含有率	0.5%

である場合の熔解損失量を求めれば

鐵の裝入量 (61,200 kg × 92.3%)	56,400 kg
石灰石正味裝入量 (水分 6% を除く)	2,870 kg
石灰石よりの CaO (2,870 kg × 54%)	1,545 kg
骸炭灰分よりの CaO (6,200 kg × 0.5%)	31 kg
CaO の總計	1,576 kg
滓中の CaO	34.8%
滓の生成量 (1,576 kg × 100 ÷ 34.8)	4,528 kg
滓の鐵含有量 (4,528 kg × 3.5 ÷ 100)	147.16 kg
裏附材料からの鐵量 (2,500 kg × 2.05%)	51.25 kg
鐵の熔解損失 = $\frac{(147.16 - 51.25)}{61,200} \times 100 = 0.156\%$	

熔解損失を正確に知るに必要な條件は(イ)石灰石の裝入量を正確に計量する事。最良の方法として最初所要量よりも稍々多量の石灰石を計量し置き之を使用して後残つた量を測定し其の差を求める。

(ロ) 装入地金は可及的錆の着が無いものを選ぶ事。錆の甚しい場合は鐵めサンドブラストにかける。(ハ) 滓の分析試料は操業中一定時間毎に同一量を採取し可及的採取方法にムラを無くする事。である。

又熔解損失は(イ) 送風量(ロ) 滓の酸性度(ハ) 鋼屑の使用量を増すに従て増加し(ニ) 装入地金の珪素が増すに連れて減少する。

(N)

### 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

**鐵工用工具鋼** (J. C. Alexander, Mechanical World, Nov., 1, 1935) 工具鋼の進歩に先んじて cold-heading machine の發達が行はれる爲に常に新しい機械は max. Speed で運轉し得ない状態にある。cold-head screw や rivet の製造に於ては夫に適當せる工具鋼と誤らざる熱處理に依てのみ經濟的の運轉が實現出来るのである。此種の工具即ち punch, snap, die として用ひらる鋼は概して單純炭素鋼で或は 0.25~0.35% の V, 外に少量の W, Cr 等を添加せるものがある。V に依て得る利益は焼入硬化範圍の廣くなる事と深く焼入し得る事で之は重要な點である。之等の工具鋼として具備すべき特徴は非常な爆發的な壓力を受ける爲に内部は充分 tough であり外部は摩耗に堪へる爲に硬い事を必要とする。炭素鋼では正しい熱處理せる時硬化の深さは約 3/32" であるが V を加へると 1/8" 或夫以上にも及ぶ。

之等の材料は製造者から焼鈍状態にて送られる事が多い故焼入れ前に標準化す、即ち焼入温度より稍、高く 820°C 位に加熱し静かな空氣中で冷却する。焼入は 780°C から清水に依り行ふ。炭素鋼では特に長く加熱保持の要はないが V を含むものでは焼入温度に充分長時間加熱しないと焼入の深さの max. が得られない。V 入り鋼では焼入温度は 820°C とし冷却は清水とす。焼入硬度は何れも 65~67 (Rockwell C) が得られる。

焼戻は油或は熔鹽槽にて 245~250°C にて行ふ。これに依り硬度は 58~60 となる。而して此温度に保持する時間は小なる工具でも少くとも 1hr. 大なるものでは 2~3hr. を要す。Snap 類は焼戻を 250~255°C とし硬さも 58 を越えぬ様に減じて爆發的な衝撃に堪へる様にする。(M)

**佛蘭西製工具鋼に就て** (Albert Portevin; Metal Progress, Vol. XXVIII. No. 3 Sept. 1935) 現在佛蘭西に於ては工具鋼に就て規格又は標準が制定されてゐないが、市場には 2 種類の製品が供給せられてゐる。

(I) 炭素工具鋼; 各工具鋼製造者は炭素工具鋼を 2 乃至 10 種別に分ち、各種別は炭素含有量に従つて 0.6%~1.5% C の範圍で更に細かく分類してある。不純物の量、使用原料の性質、特に焼きの入工合、過熱のため組織が粗大にならないこと、或は破面の状況等に依つて、種別が分類されてゐるのである。

(II) 高速度鋼; 大體の成分は W 12~24%, C 0.6~0.8%, Cr 4~5% でこれに主要な添加物として V, Mo 及び Co が配合されてゐる。佛蘭西では、W, V 及び Co の含有量に準じて高速度鋼を分類しやうとする計畫は屢々あつたが、現在の傾向は下記の如く簡單に W 含有量のみで分類しやうとしてゐる様である。即ち

第 1 種 W=10~12.5%      第 3 種 W=14.6~16.5%  
 第 2 種 " =12.6~14.5%      第 4 種 " =16.6% 以上

最も普通で使用されてゐるのは第 4 種の W 18%, Cr 4%, V 1% のもので、之に次いで多いのは W 15%, Cr 4% を含有する第 3 種鋼

で、W 22%, Cr 4% 鋼は ミリング、カッターに廣く賞用されてゐる。以上 2 種類の工具鋼の他に、特殊のものがある。例へば上記の炭素鋼に W 6% 迄、Cr 2%, Mn 2%, Mo 0.5%, 及び 0.25% の V を單獨に或は同時に添加したものは、低速度で硬度の高い金屬を切削するに適し、焼入れの際容積變化が非常に少いので、複雑した、精密な工具に都合が良い。1.5~2.5% の高炭素で 3~12% Cr の特殊鋼も此の特性を有してゐる。最近は更に W, Co, 及び Mo を添加したものが發賣されてゐる。此種の高速度鋼は非常に低い冷却速度即ち空冷でも充分焼入出来而も寸法が極めて安定であり、顯微鏡組織は白鉄に類似してゐる。工具鋼に靱性を望む場合には、C 0.3~0.5%, W, Cr 共に 3% 以下の低炭素鋼を使用すべきである。同様の低炭素で W 10%, Cr 約 3% のものは、高濕加工用ダイス、高速度ネジ切り、或はローリングダイス用として優秀である。大型工具例へば落下錘、鍛造用ダイス等には一様な表面硬度と、硬化滲透力増大を望む爲めに、勿論自滓鋼が使用されてゐる。これには普通 1.5~5% の Ni を加へ、且つ Cr 2% 迄、Mo 0.5%, V 0.5% 及び W 2% の中、一種類か若くは全部の成分を含有せしめてゐる。(Y. O.)

**窒化鋼の疲勞限界** (E. J. Kontorovich; Metal Progress, Vol. XXVIII No. 3 Sept. 1935) 著者は米國航空機材料研究所に於て、G, W, Akimow 教授の指導により 2 種類の合金鋼に就て、標準化組織、熱處理並に窒化状態の下に於ける疲勞限界を研究してゐる。試料の第一は S. A. E. 5,150 に相當する Cr 鋼であるが、Si は 0.38% に及んでゐる。第 2 の試料は 0.34% C, 0.25% Si, 0.45% Mn, 1.60% Cr, 0.47% Ni, 0.83% Al, 0.63% Mo の成分を有する窒化鋼である。前者の Cr 鋼の標準組織のもの並に種々の温度で牽引した後 1,560°F から油中冷却を行つた試料を用ひ、後者の Al 鋼は原材のまま及び、1,750°F 油中急冷、1,200°F 牽引後窒化した材料に就て引張、衝撃並に疲勞試験を行つてゐる。Al 鋼の試験結果は下表の通りである。

1. 繰返し彎曲試験並に繰返し振り試験による試験片の疲勞限界は、

窒化温度 °F	窒化層の深さ mm	繰返し曲げ試験		繰返し振り試験		心殻部の抗張力		Eb/S	Ft/S
		Mailander法	長時間測定 Eb	加速法	長時間測定 Et	kg/mm <sup>2</sup>	kg/mm <sup>2</sup>		
素 材	0	—	49.1	33.7	28.8	100.0	0.49	0.29	
950 30	0.30	64.6	57.6	37.9	32.3	100.0	0.55	0.32	
950 50	0.43	68.9	59.7	39.4	33.7	100.0	0.60	0.34	
1,025 30	—	—	59.0	40.1	32.3	—	—	—	
1,200 30	0.84	—	63.2	28.8	30.9	82.9	0.70	0.37	
950 10	0.53	65.3	59.7	33.7	32.3	90.0	0.67	0.36	
+1,200 10									
1,200 10	0.51	—	54.8	33.0	30.2	85.7	0.65	0.35	
+ 950 10									

抗張力、降伏點及び比例限と同様の傾向を以て牽引温度に依り變化する。

2. Cr 鋼に於ては、lb/in<sup>2</sup> で表はした疲勞限 Eb と抗張試験による比例限 P との間には Eb=24,000+0.41P なる實驗式が成立する。

3. Eb と Et の關係は Gough の實驗式 Et=0.56Eb に良く一致する。

4. 曲げ、振り兩疲勞限共に、加速法によるものが長期試験結果よりも高い。Mailander の提唱する Step Method は窒化鋼に對して特に良好な結果を與へるものである。

5. 心殻部の機械的性質が同一ならば、窒化鋼の疲勞限は窒化層

の厚さの増加と共に増大する。

6.  $E_b/S$  の比は窒化鋼に於ては、950°F で一回窒化した場合よりも、950°F 及び 1,200°F で二段窒化を行つた方が大である。

7. 窒化による疲労限の上昇は繰返し曲げ試験の方が繰返し振り試験よりも大きい。即ち  $E_b/S > E_t/S$  である。

8. 窒化層が非常に深くなると、疲労限は降伏点に近付くのである。従つて窒化作業は高い表面硬度を必要としない品物の場合に於ても、疲労限を向上せしめる方法と考へられる。勿論かゝる目的の爲には Al を含有しない鋼で差支へない。(Y. O.)

**金属の硬度及び物理的性質との関係** (R. A. Holloway. Heat treating & Forging Sep 35) 硬度測定に關する理論的説明を行つてゐる。又硬度と物理諸性質との関係をも述べてゐる。Brinell の硬度その材料の強さとある關係があるから材料によつて硬度から強さを推定出来る。

$$\text{Ultimate Strength} = \text{Const} \times \text{B. H. N.}$$

この Constant は材料により變るものでオーステナイト鋼に對しては特に變り常温加工の影響により又變化する。一方硬度は大體その成分からも推定出来る。標準化した鉄鋼では次の様である。

$$\text{B. H. N.} = 55 + 200 \left( C\% + \frac{\text{Mn}\%}{3} \right)$$

加工前の硬度及び加工の程度が知れると常温加工せる鋼の Ultimate Strength は又略々推定される。

B. H. 加工前の硬度

R. 面積に對する壓延率

$$\text{加工後の強さは} = C \times \text{B. H.} \times \frac{R}{2}$$

又 R が 0~40 とする

$$= (C \times \text{B. H.} + 20) + \frac{R - 40}{4} \quad R > 40$$

次に疲労限界との關係を述べる。普通の鋼は次の關係がある。

$$\text{Fatigue limit} = \gamma \times \text{Ultimate Strength}$$

$\gamma$  は普通 0.4~0.55

前述によれば Ultimate Strength = C × B. H.

$$\text{fatigue limit} = C_1 \times \text{B. H.}$$

$C_1$  は 0.08~0.14 で炭素鋼は小さく合金鋼では大きい。一般に炭素鋼では  $C_1 = 0.10$  と見做す、次に種々の硬度の關係及び注意等を述べてゐる。(及川)

**合金鋼の常温加工** (Richard Saxton Heat treating & Forging. Sep. 35) 合金鋼の常温加工を經濟的にするには正確な熱處理が必要であり適當な壓延率は操作前又は操作間の加熱及び焼鈍に由り變る。合金鋼は炭素鋼の場合と異なり其の成分も種々あり熱傳導性が甚だ問題になる。常温壓延に於ける周圍からの壓力により合金鋼は炭素鋼に於けるよりも激しく硬化する。熱處理に關しては種々の點を考慮せねばならない。先づ熱の傳導性である。合金鋼では一般に炭素鋼の約 1/3 位の速度で熱が傳導する。これは合金鋼の密度の大なのと炭化物の熱傳導が悪いためである。それで急速の加熱は危険で又不經濟で急に高温の爐に入れたり炭化物が溶ける様な温度に急熱することは良くない。急熱により分子偏析即ち微細な割れが生ずる。常温加工の前に加熱及び焼鈍するのは組織を緻密にするため即ち大きな鐵の結晶粒及び炭化物をより弾性的變形をし易い所の小さな結晶粒にするためである。炭素鋼では C 量によりある温度で炭化物は鐵に吸収されてオーステナイトの固溶體となる。合金鋼の場合は更に溶け難い炭化物があるから正確な温度で適當な熱處理が必要である。周圍からの壓力による弾性變形により結晶粒はき

まつた方向を取らうとする。即ち長さに直角な斜方十二面體の面を有し又表面の各點に於て六面體の面を有する形に集合する。壓縮及び伸びは壓力を受けてゐる間に結晶が滑つて起る。先づ最初に劈開面の滑りがあり之を最初の降伏 (Primary Yield) と稱し次に結晶粒間の滑りがある。伸びは直接の引張りとダイスにより周圍から受ける壓力の合した結果である。疲労即ち金属の疲労した脆くなつた状態はよく常温加工によると稱せられるが多くの場合この假定は正しくない。激しい變形を伴ふ様な過度の加工を様々行つた場合でも疲労は繰返し行はれた歪の結果として部分的に起るものである。疲労の過度の加工のため生ずるものとは異うが引張り壓縮が繰返し行はれると自然に結晶構造内に脆性又は破壊を伴う様な變化を起させる。疲労抵抗は一定の歪を繰返し加へたり又腐蝕させたりすると弱るものであるが耐蝕鋼の疲労限界は普通の鋼では有害な状態のもとでも維持される。破壊から防ぐものは保護膜の能率と比例する。腐蝕疲労抵抗は表面に出来る膜の性質によるもので金属の腐蝕に對する最初の抵抗によるものではない。それで膜の一部分が破れるとそこから腐蝕疲労が起る。壓延及び常温加工では種々の内部歪が起り之は熱處理により或程度まで少くすることが出来る。又表面を削り取れば無くするに可い。壓延した儘のものは壓延率の % に應じた歪を有してゐるから之を 100~175°C に長時間置くと殆ど無くなる。高速度鋼の場合には爐中で 400~1,250°C に徐々に熱しこの状態に長時間保つて充分變化を起さしめ出来る丈爐中で徐々に冷却する。決して高温の爐中に急激に入れずに少し熱した材料を 350~400°C 位の爐中に入れて加熱するがよい。保持時間は徑 1" に對して約 1 時間でよい。加熱中は爐中を出るる丈滲炭性瓦斯にして居き硫炭及び酸化を防ぐ。Cr 鋼や不銹鋼では非常に緻密な組織であるから 700°C 邊までは特に徐熱しその後は急熱しても害がない。Cr 14 Ni 6 位の不銹鋼では先づ 1,050~1,100°C で焼鈍及び軟化を行ひ次に水中に入れる。オーステナイト鋼は常温加熱で壓縮するとマルテンサイトに變る。それで急激に硬化する。Mn 鋼の場合は焼鈍状態では鍊鐵の様に靱性があるのに最も壓延が難しい。これは弾性變形の度を少しでも越すと激しく硬化するからで熱處理は 1,000°C まで熱し水に浸ける。他の合金鋼よりも特に慎重に操作を行はねばならない。(及川)

**高強力鋼の進歩及び用途** (A. E. Gibson. The Welding Journal Sep. 35) 近時特殊鋼中特殊元素を少くして特に高強力を有する鋼が作られて來た。特殊元素の種類及び量は種々雜多である。普通強さを増すためには Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V が使用される。然して特に物理的諸性質の良好なものが低炭素鋼の中にあることは注目値する。今まで殆ど考へてゐられなかつた元素に Cu がある。Cu 鋼はベアリング及び耐蝕鋼として使用されてはゐた。0.3% Cu 鋼は普通の低炭素鋼よりはるかに耐蝕性の強いことは衆知の所である。最近 Cu の量を多くしたものが優れた性質を有することが知られた。殊にある熱處理をすると Yield pt と Ultimate Strength との比が他のものと著しく異なる。壓延の儘のもので Ni 2% Cu 1% の鋼は Cu なしの同成分のものより Yield pt が 50% も高い。

更に之を 950°F に焼鈍し空中放冷すると Ultimate Strength を 20% 増し Yield pt を約 40% 増す。この様に比較的低温處理による機械的諸性質の改善は普通 Precipitation, hardening として知られてゐる。Solid iron に對する Cu の溶解度は約 0.35% でそれ以上の Cu は結晶面に precipitate し鋼を 900~950°F に熱し急

冷すると Precipitation hardening と稱する作用を行う。Ni 及び Mo と共に加へられた場合には特に著しく影響するもので Table 1~2 に示す。ある熱処理すると Yield pt 及び Ultimate Strength は 93,000<sup>lb</sup> 及び 104,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> にもなり抗張力大にして然も硬度が低い。低炭素の展延の儘のもので一般に使用されてゐる鋼の性質を見ると Yield pt は 50,000~70,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> で Ultimate Strength は 70,000~100,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> 伸びは 2" で 20% 以上で彎曲試験では 180° 曲り疲勞限界及び衝撃共に良好なる性質を有してゐる。銲接の場合には銲接部の強さを考へねばならぬが母材よりも弱い場合はあまりない。即ち低炭素鋼の場合で Yield pt が 50,000~70,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> のものと 32,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> を比較すると 56~118% の増加となつてゐる。

Table 1 Cu-Ni 鋼

	C Ni Cu			%El2"	%Red Break.
	0.08	1.99	1.02		
Y. Weld.	Y. Parent	Ult			
As-Welded Mill	57,000	63,000		29	70 Parent
"	65,000	69,000		26	66 "
As-Welded W. E. Co	55,800	65,300		33	54 "
"	55,800	65,900		34	56 "
950°F 1 hr Mill	80,000	83,000		24	57 Parent
950°F 1 hr Mill	72,000	84,000		20	37 Weld
950°F 1 hr W. E. Co	63,500	80,000		31.5	51 Parent
950°F 1 hr W. E. Co	63,400	80,400		31	52 "
1,200°F 1 hr Mill	57,000	71,000		29	64 "
1,200°F 1 hr Mill	70,000	73,000		29	64 "
1,200°F 1 hr W. E. Co	68,100	71,500		31	51 "
1,200°F 1 hr W. E. Co	63,000	70,900		25.5	54.5 "
1,650°F 1 hr Mill	55,000	68,000		35	62 "
1,650°F 1 hr Mill	53,000	68,000		33	60 "
1,650°F 1 hr W. E. Co	51,400	65,600		42.5	59.5 "
1,650°F 1 hr W. E. Co	50,600	65,600		40	63 "
C Ni Cu					
0.22 1.98 0.92					
Y. Weld	Y. Parent	Ult		%El2"	%Red Break.
As Welded	85,600	72,000	95,400	27	42 Parent
As Welded	85,200	66,300	91,800	27	44 "
950°F 1 hr	82,600	85,000	90,300	9	16.6 Weld. Slag
950°F 1 hr	78,500	94,000	100,800	18.5	32.6 Weld
1,200°F 1 hr	69,300	78,800	88,300	16.5	24 "
1,650°F 1 hr	64,400	69,000	81,300	17.5	38 "
1,650°F 1 hr	65,300	70,300	79,750	14	14.5 Weld Slag
C Ni					
0.10 2.00					
Y. Weld	Y. Parent	Ult		%El8"	Red
	35,000	50,000		28	60

次に Cr-Mn-Si 鋼に就て述べると Ni-Cu 鋼に比べると Yield pt 及び Ultimate Strength 共に大で只伸びが幾分少ない。次に Mn-Si 鋼、Si-Cr-Cu 鋼、Mn-Cu、Ni-Cu-Mo 鋼の機械的諸性質を Table 2 に示す。

Table 2. Cromansil 鋼

C	Cr	Mn	Si	Y.	Ult	%El.
0.14	0.47	1.24	0.76	61,700	90,900	25
0.21	0.55	1.29	0.75	70,100	99,800	23

Manten 鋼

	C Mn Si			%El.	Red. Failure
	0.27	1.54	20.4		
As rolled	58,340	94,000	8"-22	57.9	—
As Welded	54,100	88,630	2"-14	—	Weld

Cu-Mo 鋼

	C Mo Cu			%Red	%Bend Failure
	0.25	0.25	1.40		
Y. Weld	Y. Parent	Ult	Weld		
As Welded	79,870	90,760	93,740	28	180 Weld
950°F 1 hr	88,390	95,270	98,740	31	141 Weld

Cu-Ni-Mo 鋼

	C Ni Cu Mo				Weld
	0.23	0.75	1.30	0.16	
As Welded	80,590	90,880	96,460	29	149 Weld
950°F 1 hr	93,870	102,920	104,620	28.8	127 Weld

次に Ni-Cu 鋼を種々の温度で焼鈍した場合の機械的性質を Table 3 に示す。

Table 3

Treatment	C Mn S P Si Ni Cu						
	0.24	0.67	0.020	0.048	0.26	1.97	0.92
Hot rolled	Y. Pt.	Ult	El. %2"	Red.	Charpy	R.I.L.N.B.	B.H.N.
1,450°F	61,000	88,000	27	57	25	89	162
1,650°F	68,000	92,000	28	58	32	89	159
1,650°F-1,450°	71,000	92,000	28	58	33	89	160
1,650-1,375°	72,000	93,000	28	58	34	87	160
1,800-1,450	66,000	89,000	28	58	35	89	162
H. R. & Heated 900°F 4.5hr	61,000	87,000	28	58	29	88	166
1,450°-Heated 900°F 4.5hr	82,000	107,000	25	54	16	95	196
	82,000	105,000	25	54	23	93	202

低合金高強力鋼は熱処理を適宜に行うと組織及物理性を良好ならしめる。只 Cu の多いものでは前述の Precipitation hardening のため脆くなる。このために Impact の値が 50% 位低下することがある。(及川)

オーステナイト鑄鐵に関する實驗 (P. A. Russell: Foundry Trade Journal, October 31, 1935) 之は英米で "Ni-Resist" として知られてゐるオーステナイト鑄鐵の實驗報告である。オーステナイトの組織を得るには Ni が最低 12% 及び Cu 5% を含まねばならない。此の鑄鐵は各國多數の研究者に依り發達したもので、特に 1930 年 J. S. Vanick 及び P. D. Merica 兩氏により紹介されて以來一般に注意される様になつた。この兩氏による Ni-Resist の成分は次のものである。

T.C 2.75-3.10%,	Si 1.25-2.00%,	S 0.04-0.12%,
P 0.04-0.30%,	Mn 1.00-1.50%,	Ni 12.00-15.00%,
Cu 5.00-7.00%,	Cr 1.50-4.00%.	

Ni-Resist は良好な電氣的性質がある上に耐蝕、耐熱、非磁性等の性質あることは實驗により證明され得る所である。Ni-Resist は現今各種装置の構造用材として認められ工業上必要なものであるが、此處では上述の成分のものを試験し物理的性質及び丈夫な鑄物を製造する兩方面に關し各元素の影響に就て行つた實驗結果を述べる。

Ni-Resist は一般に普通鑄鐵約 80% とモネルメタル 20% 及び之に Cr を添加して製造してゐる。鑄解爐としては鑄銑爐、坩堝爐その他鑄解工場の普通の爐でよい。鑄解は大して困難ではないが、鑄造の時大收縮を起すので丈夫な複雑な鑄物を作り難い。普通一般に Ni Resist を作るには之等收縮の困難を減ずる爲成る可く C を高くし一方高炭素により弱くなるのを防ぐ爲低 Si 高 Cr にするとよいとされてゐる。普通一番よい Ni-Resist の標準成分は次の様である。

T. C 3.00%,	Si 1.50%,	Mn 1.00%,
Ni-12.00-15.00%,	Cu 5.00-7.00%,	Cr 2.00%.

Ni-Resist を作る時モネルメタルを多量裝入する爲又この成分の C 共晶は約 3% であるために高 C のものは得難い。一般の經驗よりすると鑄銑爐より坩堝爐で鑄解する方が收縮は少ない。之等の困難に就て著者は Ni-Resist の性質に及ぼす元素の影響に就て實驗した。先づ試料を坩堝で鑄解した。第 1 表にその成分及び試験結果を示す。

總て物理的試験は直径 0.875" の棒で行ひ、この中横折抗力試験は長さ 12" の中央部で行つた。此の試験の結果から見ると Cr を

第 1 表

試料 番號	T. C	G. C	C. C	Si	S	P	Ni	Cr	抗張力 t/in <sup>2</sup>	構折抗 力t/in <sup>2</sup>	撓み量 in	ブリネ ル硬度
8	3.49	2.84	0.65	1.87	0.033	0.11	12.26	0	8.20	18.2	0.4以上	103
9	3.05	2.48	0.57	1.96	0.030	1.76	11.32	0	—	16.3	0.4 "	131
1	3.10	2.51	0.59	2.08	0.028	0.05	13.52	1.91	7.64	19.8	0.16	143
3	2.94	2.40	0.54	2.22	0.026	0.65	13.83	2.10	8.08	20.0	0.15	159
2	3.08	2.56	0.52	2.27	0.026	0.04	13.70	2.60	7.92	19.5	0.14	163

合むと撓み量が大いに少ないことが解る。之等の試片は總て抗張力横折抗力は小であるが、之は多分 C が高い上に Si が高く S が低いのに依る。Cr を増加すると強度には餘り影響はないが、ブリネル硬度を増すことが解る。此の試片の鑄造には收縮の困難は殆んどなかつたが、鐵としての強度が餘りに低い爲普通使用には堪え得ない。

次に第 2 表に普通工業的に製造されてゐる Ni-Resist の物理的性質を示す。

第 2 表

鑄造 方法	T. C	G. C	C. C	Si	S	P	Ni	Cr	抗張力 t/in <sup>2</sup>	横折抗 力t/in <sup>2</sup>	撓み量 in	ブリネ ル硬度
廻轉爐	2.40	—	—	2.01	0.07	0.20	16.66	2.32	13.92	28.3	0.16	—
廻轉爐	2.54	—	—	2.31	0.07	0.24	14.03	1.77	—	29.8	0.17	—
鋸銑爐	2.64	1.99	0.65	1.50	0.14	0.20	15.60	2.18	16.18	—	—	192
鋸銑爐	2.67	2.13	0.44	1.87	0.13	0.27	12.89	1.91	12.82	30.3	0.19	179
鋸銑爐	2.73	—	—	1.56	0.10	0.21	12.42	2.93	—	33.4	0.15	—
廻轉爐	2.73	—	—	1.82	0.05	0.31	12.89	2.68	—	29.9	0.20	179
鋸銑爐	2.79	—	—	1.58	0.14	0.20	14.95	2.62	—	35.0	0.21	—
廻轉爐	2.97	2.73	0.24	1.83	0.08	0.19	14.93	2.95	—	28.7	0.22	217

之では強度は第 1 表のものより可なり高く一般に Si 低く S の高いもの程強度は大である。T. C は強度には餘り影響しない様であるが、C の増加するに従ひ撓み量が大になる。收縮に就ては Si 高く S の低い廻轉爐鑄造のものは鋸銑爐鑄造のものより遙に少ない。

次に著者は成分、鑄造温度を變へ又湯を攪拌して收縮に及ぼす影響をしらべた。之には直径 2" 長さ 12" の試験棒を使用した。

鑄造温度に就ては 1,400°C-1,200°C の間で鑄込温度を種々變へたが、收縮には別に影響はなかつた。標準成分の Ni-Resist は可なり收縮したが、之は鑄塊とし之を再鑄解すると減少した。

次に湯の攪拌に就ても Ni-Resist を取鍋より他のものに移して機械的に攪拌したが、之も何等收縮には變化がなかつた。次に成分に就ては Si を 1.35% に減じたもの及び Cr を 3% に増加したものは收縮したが P を 1% に増加した時及び Si を 2.5% に増加し同時に C を 2.5% に減じた時には丈夫な試験棒が得られた。著者はこの低炭素のものに就て物理的性質をしらべてゐる。此の試片の成分を示すと

T. C 2.44%, Si 1.79%, Mn 1.03%, Ni 14.97%,

Cr 約 2.0% で Si は最初の試片より低かつたが此の方の強度大である。第 3 表に之等の試験の結果を示す。

第 3 表

種 類	抗張力 t/in <sup>2</sup>	横折抗 力t/in <sup>2</sup>	撓み 量 in	ブリ ネル 硬度	腐 蝕 率	
					アイゾ ツト衝 撃抗力 ft-lbs	5%硫酸 5%鹽酸 m. d. d.
標 準 Ni-Resist	12.5	31.5	0.250	—	—	472, 456
低 炭 素 Ni-Resist 1	12.0	31.0	0.170	172	53.5	412, 452
低 炭 素 Ni-Resist 2	12.95	31.7	0.166	170	52.5	—, —

之によると強度は大體同じであるが撓み量小である。又アイゾツト衝撃抗力も減少を示してゐる。耐蝕試験は 72 時間續行したがそ

の結果は低炭素 Ni-Resist は標準のそれと同一であつた。次に第 4 表に耐熱に關する生長試験の結果を示す。

之では低炭素 Ni-Resist は標準のものより最初だけ生長率は大であるが、後は何れも生長してゐない。之から見ると Ni+Cu が 23% 以下の時には C は 2.40% 以上でなければならぬ。

第 4 表 體積増加率(加熱時 1°, 温度 815°C 爐中冷却要時 301)

種 類	4 回	6 回	11 回	15 回	
普通鑄鐵	T. C 3.18% Si 2.13%	1.32	3.10	4.81	6.43
標 準 Ni-Resist	0.89	0.89	0.89	0.89	
低 炭 素 Ni-Resist	1.06	1.06	1.06	1.06	

又著者は收縮に及ぼす P の影響に就てしらべたが、何等得る所がなかつた。耐熱上 P の多いのはよくない事である。0.3% 以下の場合に收縮に就て研究すべきである。

以上より考へると靱性が餘り必要でない時には Ni-Resist の複雑な鑄物には次の成分のものが一番よい事になる。(%)

T. C 2.5-2.8, Si 1.8-2.2, S 最高 0.08, P 最高 0.30, Mn 1.0-1.5,

Ni 13-16, Cu 5.0-7.0, Cr 1.5-2.5

併し靱性を欲する場合には C 約 3% の標準 Ni-Resist を使用しなければならない。Cr を加へないと靱性を最大にし軟かく出来るが、強度は可なり減少する。

上述の低炭素 Ni-Resist は厚さが 1/4" 又はそれ以下では硬くなる缺點があるが之を防止するには (1) Si を 2.5% に増加すること (2) 鑄物を 30 分間 850°C で熱処理すればよい。厚さ 1/4" 以上ではこの熱処理をしても抗張力、ブリネル硬度共に變化しないが、1/4" 以下では硬度は普通のものになる。此の熱処理には冷却速度に特に注意を拂ふ必要はない。その加熱時間が重要な事である。

尚著者は顯微鏡寫眞 6 葉を掲げて説明してゐるが、此の腐蝕液として American Bureau of Standards の推奨せるオーステナイト鋼中の炭化物を顯す方法を探つてゐる。即ち之は電解法で試片を陽極、白金を陰極とし電解液には 10% 蓆酸を用ひてゐる。電壓は 6 volt 腐蝕時間は 20 秒である。共晶磷化物を顯すにはその上 3 分間鹽化銅で腐蝕すればよい。(山本)

鑄鐵の切削性 (H. Beeny, Fou. Tra. Jou. Sept. 26, 1935 p. 227)

金屬材料の切削性には次の 4 種の見方が有る。(1) 同一工具に對する切削速度。1 分間に切削される金屬の量を以て表はされ被切削材料の種類に關係する。例へばタンゲステンカーバイド工具に於ける切削速度はブリネル硬度 500 以上の含クロム白銑が 15 ft<sup>3</sup>/min. 磷青銅や砲金が 2,000 ft<sup>3</sup>/min., Al 合金が 7,000 ft<sup>3</sup>/min. である。(2) 工具の壽命。工具其のものとの關係が大きいが更に又切削速度及被切削物の種類にも影響される。一般に抗張力の高いもの程切削壓力が大きく、靱性が大である程切粉が長く捲いて工具を痛める。(3) 切削仕上面の程度。切削面の平滑度、耐磨耗性、切削歪の残留等は皆之に關係する。(4) 切削馬力。切削速度及び切削面積が同一でれば被切削材料の種類に關係する。例へば抗張力 48 t/in<sup>2</sup> の 0.4% C



鋼はブリネル硬度 200 位の高級鑄鐵よりも切削馬力が 84% 方大きい。一般にニッケル、銅、モネルメタル等の如き抗張力及び靱性が高く切粉の長いものは切削馬力が大きく、灰銑、Al 合金、青銅等の如き抗張力及び靱性が低くて切粉の短いものは切削馬力が小さい。

次に被切削材料の切削性に及ぶ原因を挙げれば、(イ) Al は工具の摩滅が少く切削速度が大きい之に Si を 14% 添加すると非常に工具の摩滅を増す如く化学成分は切削性を直接左右するもので、單に硬度の低い事が必ずしも切削性の大きい表徴とは限ら無い。(ロ) 非金属介在物、黒鉛の形状、隣共晶、化合炭素の状態及割合等の如く化学成分が同一でも其の組織に依て切削性が著く相違する。(ハ) 抗張力は切粉の長さを決定し従て工具の發生熱量、摩滅率及び壽命に影響する。依て鋼や鑄鐵では其の抗張力の大きさに依て切削速度を推測する事が出来る。一般に抗張力の小さいものは特に靱く無い限り切削速度及深さが大きい。(ニ) 硬度も亦切削性に關係し硬度が低ければ切削性が大きい。但し靱性の大きい場合は例外である。(ホ) 靱性は切粉の長さ、従て切削應力に影響し、一般に靱性が小さい程切削性が大きい。(ヘ) 衝撃力が小さい程切削性が大きい。(但し硬度が高過ぎず又適當の強さを持つ場合)(ト) 切削中の硬化作用。或種の鋼特にオーステナイト組織のものは切削中に著しく硬化して切削を困難にする。(チ) 摩滅抵抗の高いものは切粉と刃先間の壓力及び發生熱量を増す。

以下鑄鐵の切削性に就て述べる、灰銑鑄物は抗張力及び衝撃力が低いに依て切削性が大きくて切粉が短い。而して一般に切削油を用ひず又表皮の状態及び化合炭素の影響も手傳て之と同一強さを有する砲金、隣青銅、Al 合金に比して切削速度が小さく工具の摩滅が大きい尙鋼よりも切削し易く、今日の燒結炭化物工具を以てすれば容易に而も高速度工具に依る 3~5 倍の速さで切削される。遊離セメントは著しく切削性を阻害しパーライトの増加も亦切削性を妨げる。第 1 表はパーライトの影響を例示したもので試料は何れも 0.6Mn, 0.09~0.11S, 0.8~1.0P, 其の中試料 (1) 及び (2) は 850°C に 4hr 燒鈍して有る。

試料番號	1	2	3	4
T. C. %	3.23	2.97	2.95	2.99
S %	1.46	2.59	2.33	2.59
C. C. %	痕跡	痕跡	0.65	0.60
切削速度 ft/min	117	115	44	48
切削深さ in	3/16	1/4	1/4	3/16
送り	21	28	69	70
切削直徑 in	8 $\frac{3}{4}$	8	7	9

燒鈍に依りパーライトを分解すれば切削性が増加するが其の反面に強度及び耐摩耗性を減ずる。而して切削性、強度及び耐摩耗性が共に大きい鑄鐵を得る爲には化合炭素を 0.6~0.85% にするが良い。黒鉛は切削性を助け其の形に依て變化せしめる。S 及び Mn は其の割合が適當に有れば MnS を作つて粒狀に點在しサクくて弱いものに成る。MnS の切削性に及ぶ影響は黒鉛や化合炭素の影響に壓倒されて明瞭で無いが寧ろ切削性を助けるものと考えられる。但し MnS を形成する割合以上に何れかが多量に存在すれば化合炭素を増す結果切削性も亦悪く成る。Si は地鐵に固溶して硬度を増すが鑄鐵に在つては化合炭素の析出量に影響する爲に其の切削性に及ぶ關係が複雑に成る。第 2 表は其の例で種々の Si 量を含有する鑄鐵のドリル試験を示す、表中試料 C は鑄造儘又 A は之を 850°C に 4hr 燒鈍して有る。何れも Mn 0.60%, S 0.10% である。

第 2 表

試料番號	1		2		3		4	
T. C. %	3.17	3.17	3.27	3.27	3.42	3.42	3.55	3.55
Si %	3.10	3.10	2.70	2.70	1.83	1.83	1.08	1.08
P %	1.04	1.04	0.96	0.96	0.74	0.74	0.47	0.47
試料の直徑 in	0.875	0.875	0.875	0.875	1.20	1.20	2.20	2.20
試料の状態	C	A	C	A	C	A	C	A
穿孔度 in/500	0.435	0.480	0.460	0.515	0.355	0.491	0.309	0.502
回轉	0.425	0.470	0.468	0.515	0.352	0.488	0.300	0.488
平均穿孔 in/100 回轉	0.086	0.096	0.093	0.103	0.071	0.098	0.061	0.099
化合炭素 %	0.40	0.45	0.45	0.67	0.92	0.20	0.20	0.20
ブリネル硬度	229	174	229	174	217	146	187	134

而して表皮の状態を別問題にすれば鑄造儘でも燒鈍後でも切削性を支配する主なものは化合炭素と抗張力と有る。抗張力は化学成分、黒鉛数及び形状、鑄物の完全度、冷却速度總てを表現するが、同一抗張力に對しては化合炭素の少い程切削性が良い。従て一定の抗張力に於ては低 C 高 Si 銑の方が高 C 低 Si 銑より切削性が大きい。P は鐵と化合し  $Fe_3P$  の共晶を作り抗張力、衝撃力を減じ又結晶の相互牽引力を減ずるから切削性を増加する。一般に鑄造儘のものには其の影響が大きいが燒鈍したものは唯燒鈍を促進する位と有る。

切削性を最大にする爲には完全に燒鈍を施す他は無い。則ち抗張力及び化合炭素を減ずるから有る。此の點からも低 C 高 Si 銑の方が好都合な譯で P も亦相當有る方がよい。切削性と強度が同時に大きい事は或程度兩立し無い事と有るが此の目的に可及的沿ふためには T. C. 3.00, C. C. 0.45, Si 2.70, Mn 0.50, S 0.10, P 0.80 の成分にするが最もよい。

(N)

鑄鐵の摩耗抵抗に就て (K. Sipp. Automobil technische Zeitschrift, Vol. 38, June, 10, 1935 pages. 280-286).

此論文には先づ摩耗とは何であるかに就き述べ實驗を基礎として摩耗に影響を及ぼすものは何であるかを述べ更に、他の多くの人々の摩耗に關する論說に對し批判を加へて居る。

鑄鐵の摩耗は鑄鐵そのものの組織、成分、及び鑄鐵の外部の條件によるものである、パーライト組織のものは摩耗に對する抵抗は小であつて、地鐵と大同小異の結果を得て居る。黒鉛は隣化鐵と共に摩耗をすくなくする作用があるがセメントの組織は激しい摩耗をなす。マルテンサイトの作用は今日まだ不明である。窒化せる組織のものに就ても未だ明かにされて居ない。Si は黒鉛の生成を助けるものであるから間接に摩耗をすくなくする作用がある。Mn は Mn-S の形で鐵中に含まれて居るものは、摩耗に對しては重要な役割をしない。其以外の Mn は鐵の結晶粒を微細にする働きがあり摩耗抵抗を大ならしめる。P 及び S は摩耗を妨げるものと考へられるが、その作用に至つては Ni の作用と共に未だ不明である。Cr の作用は、尙疑問の點もあるが摩耗を妨げるものと思はれる。鑄鐵と摩擦しない相手の組合せに就て、鑄鐵と鑄鐵、鑄鐵と鋼、鑄鐵に青銅等の場合を採つて研究して居るが、未だに明快なる結果に到達して居ない。滑劑に就てもその影響を充分説明するに至らない。たゞ表面の状態が摩耗の抵抗に對して頗る重大なる事を述べて居る。

(岸本)

鑄鐵に及ぼす水素の影響 (W. Bankloh. Giesserei, Vol. 22, Aug. 16 1935 pages. 406-409) 此論文は、 $H_2$  が鑄鐵に如何なる影響を及ぼすか又  $H_2$  が大なる浸透力を有する故鑄鐵に如何に擴散するかを研究したものである。脱炭の現象は化學作用に基くものである。

(1)  $C+2H_2=CH_4$ , (2)  $Fe_3C+2H_2=3Fe+CH_4$  の式に従ひ、壓力の増加する程此反應は増進するのである。鑄鐵に他の元素を添

加せしむれば、此反應を減ずる事が出来るが防止する事は出来ない。*Si*, *Mn*, *Cr*, *Ni* 及び *Co* を添加すれば何れも比較的低温で於ては、脱炭の量を著しく減少するが高温では之等の元素を添加せざるものと毫も變りはなくなる。但し *Cr* 及び *Co* を添加せるものは、高温でも脱炭を減ずる事が出来る。*Ni* 及び *Mn* を添加せるものは、約 3% 以上添加すれば高温でも脱炭を減じ得る。白銑鐵並びに鼠銑鐵に就て *C* 量を種々變じて脱炭の量を測定せるに頗る複雑な結果となり、尙深く研究を要する。 $H_2$  の透過力は *C* 量の増加と共に著しく大となる。それ故、 $H_2$  を發生する様な作業を行ふ工場の機械に鑄鐵を使用する事は殊に不適當である。*Cr* は、 $H_2$  の擴散を著しく妨げる。表面の脱炭せる後新しく生成せられた、鐵の固溶體の部分に、 $H_2$  が擴散すれば更に内部に迄脱炭が進むものと考へられる。實際使用して見た上から、鋼並びに鑄鐵に及ぼす  $H_2$  の影響は尙、種々議論の餘地があり更に、種々の研究を行はねばならぬものと思はれる。(岸本)

### 8) 非鐵金屬及合金

伊太利に於ける壓縮瓦斯用輕合金圓筒の材料 (Federico Giolitti; Metal Progress, Vol XXVIII No. 3. Sept. 1935)

Al 合金は高壓瓦斯運搬用の圓筒に用ひて極めて良好な結果を示してゐる。 $O_2$ ,  $N_2$ ,  $He$ ,  $CO_2$ ,  $NO$  或は他の工業用瓦斯體を取扱ふ容器としては鐵が最も一般に使用されて居るが、重いものと高價な爲に輕合金製品に比して運搬費及び購入費が數倍かゝるのである。伊太利以外の諸國でも輕合金を用ひてはゐるが、其の成分は相當廣範圍に亘つてゐる。此の國では Stabilimenti di S. Eustachio 會社が最大の製造會社であつて、製品に關する詳細は E. Franchi が發表してゐる。壓縮瓦斯用圓筒の輕合金材料には大體次の 3 種類が用ひられてゐる。即ち Avional, Lantal 及び Anticorodal であつて、その壓延後熱處理を施したものの成分及び機械的諸性質は第 1 表に示してある。

第 1 表

	Avional	Lantal	Anticorodal
稱呼成分			
<i>Cu</i>	40%	40	—
<i>Si</i>	0.6	2.0	1.0
<i>Mn</i>	0.6	—	0.6
<i>Mg</i>	0.6	—	0.6
<i>Fe</i>	0.35	0.35	0.35
機械的性質			
抗張力 $kg/mm^2$	38~45	38~42	25~28
彈性限 "	25~28	20~27	20~24
伸率 %	16~20	18~25	18~22
ブリネル硬度	95~105	90~110	70~75
比重	2.76	2.75	2.72

Anticorodal: 機械的性質の點では幾分劣るが、濕氣を含む空氣や海水等による腐蝕に對して優秀な抵抗力を有する爲非常に有用である。良く知られてゐる通り此の合金は加工温度の範圍が比較的狭

第 2 表

機械的性質	最低	最高	平均
抗張力 $kg/mm^2$	38.3	39.8	38.6
降伏點 "	23.0	24.4	23.3
彈性限 "	21.0	22.5	21.8
伸率 %	17.3	21.8	18.7
斷面收縮率 %	27.0	29.8	28.4
ブリネル硬度	106.3	107.8	107.3

いのであるから鍛造や牽引作業には温度を充分注意せねばならぬ。熱處理を行ふには充分均一に豫熱して後焼入れ及び焼鈍するのである。第 2 表は圓筒の横方向から採取した  $20 \times 5 \times 110$  mm 試験片による實驗結果から機械的諸性質の最高、最低及び平均値を拔萃したものである。實驗に供した圓筒の数は相當多く、40 個に及ぶが最高、最低値の開きは割合に少く、材料が可成り均一であることが解る。仕上り圓筒には水壓試驗を行ひ、第 2 表の数値か

ら計算した結果を嚴密に調査する。壓力を受けた際容器が如何に變形するかは第 3 表で解る。圓筒は容量約  $4,500 cm^3$  使用瓦斯壓 150 氣壓で Lantal 製である。試驗方法は取締規程に掲げられた標準樣式に據つたもので鐵製圓筒に對する伊太利の標準仕樣書と比較しても充分な安全性を有してゐる。破壊が惹起されるのは壓延方向の抗張力と歪力が等しい場合であり、横方向の抗張力よりも遙かに大きいことは注目すべきである。この理由は圓筒の上部並に底部の厚い部分が補強する爲である。前記 3 種の輕合金の降伏點及び他の機械

第 3 表

壓力 氣壓	應力 $kg/mm^2$	直徑の増加 mm		容種の増加 $cm^3$		製品の $\frac{1}{2}$ に足りない重量で、法に合格する壓力圓筒を製作するに充分であり、現在では $5.6 m^3$ の瓦斯を 150 氣壓で封入
		彈性的	塑性的	彈性的	塑性的	
50	3.2	0.025	—	0.803	—	
100	6.3	0.051	—	1.639	0.049	
150	9.6	0.076	—	2.508	0.082	
200	12.7	0.102	—	3.344	0.148	
250	15.9	0.152	—	4.245	0.246	
300	19.1	0.178	0.051	5.162	0.377	
430	28.0	—	0.965	23.487	16.292	
500	34.2	—	2.489	58.185	49.826	
570	45.0	—	2.997	破	壞	

する圓筒が標準形として大量生産されてゐる。(Y0)

アルミニウム鑄物に對する注意事項 (H. Nippen. Fou.

Tra. Jou. Oct. 3 1935. p. 250)

(1) 重油反射爐に地金を裝入する時は爐内を豫め赤熱して成可く熔解時の瓦斯吸收及び酸化を防ぐ様にする。かくて加熱熔解の全時間を可及的短縮する事が肝要である。

(2) 此式の爐では杓の餘り湯を爐頂から爐内へ戻すために湯面を攪亂するから適當の位置に漏斗形の湯入口を設けるがよい。

(3) 熔湯の瓦斯吸收を防ぎ且は重油を經濟的に使ふためには火焰を僅かに還元性にする。熔湯は湯面を攪亂しなければ酸化皮膜に蔽はれるから不當な酸化を危険は無い。併し火焰を直接湯面へ當てずに天井へ向けねばならぬ。

(4) 鹽化亜鉛を脱酸劑に用いる場合は之を適當の容器に包んで熔湯内へ深く押入れ完全に銜解す迄長時間置く。鹽化亜鉛が脱酸を起して酸化物が湯面へ浮び發生瓦斯が除去されるには相當の時間がかゝる。

(5) 爐から出湯するときは取鍋を成可く出湯口の近くに置いてスカムの生成酸化並に瓦斯吸收を防ぐ様にする。

(6) 湯路や鑄物屑は集めて成分別に整理して置く。

(7) 骸炭を燃料とする坩堝爐を用る時は裝入物を入れてから、黒鉛の蓋を施して酸化並に瓦斯吸收を防ぐ。

(8) 反射爐に於ても同様であるが特に坩堝には乾燥した骸炭を用る事が肝要である。骸炭に濕氣があると水蒸氣や  $H_2$  が發生して熔湯に吸收される。

(9) 鹽化亜鉛、アルサニツド、曹達灰等を坩堝や取鍋へ添加する場合には成可く湯面を攪亂せぬ様に注意する。最も良い方法は棒の先に添加劑をつけて靜かに坩堝の一端に押込み他端から引上げる。

(10) 熔湯の攪拌には金棒を用る。木棒は水分を發生して酸化や瓦斯吸收を促進する。

(11) 鑄型に注入する時は流れを靜かに保ち酸化皮膜が破れぬ様に速かに注ぐ。

(12) 爐内及取鍋の温度とを常に調節する。

(13) 吹附ランプで鑄型面を乾燥するのは不可い。其の理由は稜角部の砂は完全に乾燥しても下部に水分が再凝結するからである。



- (14) 鑄物砂には有機物の混入を禁じ湿度を高過ぎぬ様にする。
- (15) 中子品には瓦斯抜きを充分にする。
- (16) 中子を入れて上型と下型を合せる時型内に砂粒が落ちぬ様に非常に注意を要する。此の砂粒は鑄物の表面疵の原因と成る。
- (17) 鑄型枠は坩堝や取鍋を湯口の真近くに置いて注湯出来る様に作らねばならぬ。餘り高い位置から注湯すればスカムの生成、瓦斯の吸収、砂粒の脱落を起す事に成る。
- (18) 鑄型枠のガイドピンが摩滅して緩んで来ると鑄物の喰違ひや砂落を生ずる。
- (19) 鑄型枠は木製よりも經くて簡単な鍊鐵製にした方がよい。

(N)

**耐熱 Ni-Cr 合金** (A. M. C. Murphy, The Metal Industry, Oct., 1935) Ni-Cr 合金は其平衡圖を見ると  $\alpha, \beta$  の2つの固溶體を作り共晶點は 1,320°C, Ni 50% の處にある。耐熱の目的に使用される 80/20 合金 (Ni 80%) は面心立方格子の組織をもつ  $\beta$  固溶體である。然るに耐熱合金として之より安價なる爲に多く使用される 65/15 合金 (Ni 65, Cr 15, Fe 20%) と稱するものがあるが之は金屬 Cr の代りに Ferrochrome を以て作られる。材料の耐熱性は夫自身に出来る酸化膜の如何に因るもので 80/20 合金に於ては  $Cr_2O_3 \cdot NiO$  (Nickel Chromite) の粘着性な膜の生成が知られてゐる。之等の Ni-Cr 合金は高い比抵抗を有し然も加工状態に於ては更に高いのが普通である。第1表は之等合金の平均性質を示す。80/20 及

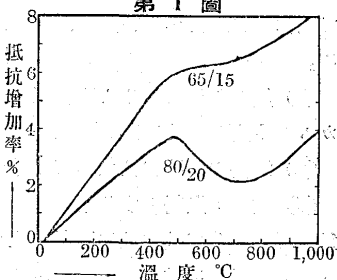
第 1 表

物理的性質	80/20	65/15
比抵抗, ミクローム/cm <sup>2</sup>	108	110
温度係數, 20-500°C	0.00098	0.0020
熔點 °C	1,375	1,400
比重	8.35	8.24
比熱	0.106	0.112
抗張力 ton/in <sup>2</sup>	53.5	47
耐力限 0.1%, ton/in <sup>2</sup>	35.8	26.4
ヤング率 ton/in <sup>2</sup>	10,000	—
伸 %	35.5	40
斷面收縮 %	61.0	66

65/15 合金の比抵抗の

僅少であるが今電氣抵抗の温度に因る變化を比較すると第1圖の如きものである。高温に於ける強さは此種合金には特に重大で 80/20 合金に就て第2表に示す。

第 1 圖



次に製造法であるが 80/20 合金の如き今日最も困難なるものとして居り満足なるものを得る爲には總ての工程に注意が肝要で昔は此合金はアーク爐で融したが今日では高周波爐に依る場合が多い。熔解時間、添物、温度、スラッグ、注入速度、型

第 2 表

温度 °C	最力應力 ton/in <sup>2</sup>	旬旬應力 ton/in <sup>2</sup>
15	52	—
600	40	16
700	30	9
800	18	2

の形状と寸法等重要な factor である。脱酸の目的には Mg 及 Mn を用ふ。Mg は之を加へる前後に於て充分なる熟練を要す。特に Fe の多い場合に事故が多い。鑄造の方向は夫々の melter に任してよいが鑄造温度は可成低い事を要する。若し高すぎると鍛造が困難になる。ingot の壓延は出来ない故に其前に必ず鍛造をせねばならぬ。加熱には特に S に因る損傷を注意すべきで S があると Ni-Sulphide (M. P. 625°C) となり結晶粒間に沿ふて侵入し割れの原因となる。故に石炭加熱に代りアブソ加熱とすべきである。鍛造に續く熱間壓延に於ては加熱上の注意は前と同様にして強力な壓延装置にて迅速に仕事を終る事を必要とする。壓延の終りは 1' 角、長 4' のものとして隅割れ等のない事を確める。

drawing は鋼線と殆んど同じで pickling は 10%  $H_2SO_4$  液, 50°C のものを用ふ。此場合塵埃と酸化物には特に注意せねばならぬ。drawing 装置も壓延と同様強力なる事を必要とし lubricant として tallow を用ふ。斯くして 20 s. w. g. のものとして次に diamond die に依り果實油, 石鹼, 水の混合物を lubricant として引く。die は寸度正確なるものを要するは勿論である。此處で 20 s. w. g. より 0.001" 迄焼鈍せずして引く。テープとするには線を特に此目的の flattening roll を通す。最後にアブソ爐加熱にて焼鈍し適當なる酸化膜をつけて市場に送る。(M)

**被覆デュラルミン板の耐蝕性に及ぼす熱處理の影響** (P. Brenner: Z. Metalk., 27 (1935), 169.) デュラルミン板の耐蝕性は硬化或は軟化の目的で 500°C 附近の温度で長時間加熱すると地金から表面の酸化被膜に Cu が擴散して耐蝕性を害する。著者は厚さの 0.5mm デュラルミン板 (被膜は兩側で約 0.03mm 程度) で實驗し, 350°C で 30 分加熱後 500°C に上昇し 10 分間保ち焼入れ常温時効したものは尙耐蝕性が大きであつたと述べてゐる。之以上に加熱時間と温度が増すと著しく耐蝕性が減少する。厚さ 1.5mm 板 (被膜約 0.05mm) を 500°C で 3 時間加熱するも抗張力及伸びの減少ほど耐蝕の減少は激しくなかつた。少くも被膜が 0.05mm 以上あれば長時間加熱の悪影響は少い様に考へられる。従て 1mm 程度の板では原板の厚さと被膜の厚さとの比が少くも 10% 以上が望ましい。要するに熱處理すべき加熱時間を出来る丈短くすること, 即ち 10 分間以上に及ばないことにある。

板を處理する間に再硬化するために、それ以上の熱處理を行ふ必要があれば、板は熱處理しないものから選擇すべきで最大 20 分間も 350°C で加熱すると軟化する。完全熱處理の状態を得るための加熱時間を最少限に短縮しなければならぬ。厚さ 1mm の duralplat 板を長時間加熱し耐蝕性を最悪にした場合も普通のデュラルミン板より優秀である。銅の擴散が非常に進んだ場所に於ても被膜は非常な保護効果を發揮する。北海の海中で自然腐蝕試験を行つた結果を見ると、研究室の實驗では芳しくなかつた duralplat が良い成績を示してゐる。500°C で 1 時間加熱した 0.5mm の試験片は抗張力の減少は僅少だが、2 ケ年以上も海水に浸したため伸びは減少してゐた。熱處理しない duralplat 板は著しく腐蝕に強く、研究室で最悪の条件のもとに置くと抗張力 27kg/mm<sup>2</sup>, 伸び 3-4% を示すのは被膜の保護効果に依ると觀察される。140°C に 8 時間加熱し鹽類噴霧氣に 20 分間曝すと多少浸されるが、同一状態の普通のデュラルミンは内部結晶の腐蝕で破碎する。(森永)

**Al-Mg 合金の機械的性質に及ぼす純度** (H. Fournier: Compt. rend., 200 1935, 1398.) Al 合金を鑄造する場合に鑄造前に清淨用熔劑、或は瓦斯で處理するのが普通である。著者は斯くの如き添加物が Al-Mg 合金の機械的性質に及ぼす影響を調べた。Al-Mg 合金の組成は次の様である。

Mg 7.95% Mn 6.40% Fe 0.33% Si 0.31% Cl 0.06%  
 弗化 Al を添加して再溶解した後の本合金の組成は次の様に變化した。

Mg 7.76% Mn 6.35% Cl 0.01% 以下  
 本合金を單に再溶解したのみで Cl の含有量は依然と 0.05% 程度に止まる。次の處理の影響を少量の Mn, Fe, 及 Si 等を含む普通の純度の本系合金に就て詳細に調べてゐる。

1. Al を分離及溶解するため鹽化物熔劑として Sodium fluosilicate, 或下記の組成の混合熔劑を使用。

$BaCl_2$  35%  $KCl$  23%  $NaCl$  18%  $CaCl_2$  17%  $AlN_3F_6$  7%

2. 合金中の金属と結合して還元を受ける 鹽化物熔剤に依る處理。即ち Manganese chloride, Molybdenum chloride 及 Titanium chloride 等の使用。

3. 瓦斯に依る處理として乾燥した  $N_2$  瓦斯, 或は  $N_2$  瓦斯中に乾燥した  $Cl$  瓦斯を浮遊させた混合瓦斯の使用。

4. もつと陽性の金属, 例へば  $Na$  の如きものを添加すること。前述の處理法を  $750^\circ C$  で行ひ,  $730\sim 750^\circ C$  で砂型と金型に鑄込み機械試験片を採つたが, 上記の處理のために内部結晶間の腐蝕の原因を起すの懸念し試験片を1ヶ年放置した後に機械試験を施行してゐる。第1表は試験結果を示す。本表から見ると cryolite base と  $TiCl_4$  で處理した砂型鑄物が最も優秀である。或鑄物は, 比例限界 (Ep) 及彈性係數 (M) の値が低い, 概して普通の値を示してゐる。

(森永)

第 1 表

處 理	砂 型					金 型				
	R	Ea	A%	Ep	M	R	Ea	A%	Ep	M
處 理 せ ず	12.4	8.3	1.4	5.3	6,050	9.0	9.0	0.2	6.0	6,350
1 % 熔 劑 Cryolite	12.2	8.8	0.6	6.0	5,900	14.6	10.0	1.4	7.3	6,350
0.5% 鹽化モリブデン	15.5	9.8	2.4	6.7	6,600	5.8	5.8	0	3.3	5,400
	16.2	9.6	1.5	7.3	6,600	11.0	9.8	0.2	7.3	6,000
$N_2$ 氣 流	14.0	10.0	2.8	6.0	6,000	11.5	10.0	0.7	8.0	6,350
	15.0	10.0	1.4	7.3	6,400	9.5	9.5	0.7	6.6	6,300
$N_2 + 0.3\% Cl_2$ 混 合 瓦 斯	10.8	9.0	0.5	6.0	5,900	7.2	7.2	0	6.6	6,500
	13.5	9.4	1.0	6.6	6,200	8.4	8.4	0	8.0	6,550
$N_2$ 氣流 + 0.1% $TiCl_4$ 蒸 氣	15.0	8.5	2.2	6.0	6,500	8.9	8.9	0.7	6.0	6,500
	13.7	9.3	0.9	6.6	6,550	13.0	9.5	1.0	7.3	6,800
$Na$ (0.05%)	15.0	9.5	2.1	6.0	6,900	13.2	8.5	1.0	7.3	6,650
	14.5	9.0	2.8	6.0	6,900	11.2	10.2	0.2	6.0	6,800
	13.8	9.2	1.1	6.0	6,150	9.2	9.2	0.2	4.7	6,100
	10.6	7.0	0.7	4.7	6,800	5.6	5.6	0	2.0	4,400

熔融  $Al$  中の  $H_2$  の溶解度 (L. L. Bircumshaw: Trans. Far. Soc., 31 (1935), 1439.) 實驗方法は Sieverts, Röntgen 及 Braun の方法で定壓のもとで瓦斯溫度計に依り吸收瓦斯を瓦斯ビューレットで測定する。金属を入れる容器の選擇が困難で熔融シリカ管も  $1,000^\circ C$  附近になると  $H_2$  を浸透するから容器として特殊の磁製管を使用した。常に少量の  $H_2$  を吸収して充分でなかつた。従て容器を  $H_2$  氣流で包み, 多少改造した實驗裝置を使用した。容器に瓦斯を充滿した場合の容量と容器中に試料を入れて瓦斯を充滿した場合との差で, 金属への瓦斯吸收の量が容易に測定出来る。各溫度に依り金属の密度が變化するから, 之を求めするために次式を使用した。 $\Delta = 2378 - (0.000272)(t - 658^\circ)$ , 式で  $\Delta$  は  $^\circ C$  に於ける密度で 2378 は凝固點に於ける密度である。 $Al$  は純度の高いものを選び瓦斯を除去するために真空中で 24 時間熔融状態に保つた。

$H_2$  は  $O_2$  を含まぬものを選び, ボートは真空中で 24 時間加熱した。管内に瓦斯を充すと水銀は比較的早く僅かに上昇するが其後は少しづつ緩かに上昇する。第1表は  $700^\circ C$  と  $900^\circ C$  に於ける代表的な實驗結果である。

第 1 表

$700^\circ C$				$900^\circ C$			
cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.	cc. at P.M.
16:50	3:10	16:22	3:50	20:98	2:50	20:55	3:35
16:29	3:17	16:22	4:00	20:70	2:55	20:54	3:50
16:28	3:25	16:20	4:12	20:63	3:05		
16:27	3:35	16:21	4:30	20:56	3:20		

1 時間には殆んど一定になつてゐる。之は爐の溫度勾配とかボートが, 多少  $H_2$  を吸収するために依ると説明してゐる。第2表は實驗結果で著者の結果は Röntgen 及 Braun 等の結果と良く一致してゐる。

Van't Hoff の式から heat of solution を求めてゐる。即ち

溫度 $^\circ C$	Alの重 さ g	20°Cに於ける $H_2$ の吸 収量 cc.	壓力 mm	cc. $H_2/100^g$ Al	$\frac{d(\log_e S)}{dT} = \frac{Q}{2RT^2}$ を積
					分すると $\log_e S = \frac{Q}{2RT} + \text{const.}$
700	35509	0.09	766	0.23	に $1/T$ を横軸にとると直線になる。之から $Q$ を求めると 43,400
800	36738	0.31	776	0.79	
	37396	0.39	777	0.99	
900	36642	0.77	768	1.98	
	34541	0.66	759	1.77	
1,000	36812	1.48	760	3.75	
	37784	1.60	765	3.98	

cals/g mol になる。金属が瓦斯を溶解する能力は瓦斯を分解する能力に依ると提案されるが, 之が眞であれば  $Q$  は  $H_2$  の分解熱の 100,000 cals/g mol. に近くならなければならぬ。(森永)

$Al$  合金の壓縮と鍛錬に於ける動力消費 (by Ar Zeerleder and R. Irrmann, the Metal Industry Oct. 4. 1935, p 350 353)

$Al$  合金の鍛錬は重金属の鍛錬よりも動力消費が大きいと只莫然と誤り傳へられて居るが Streeter が是に對する組織立つた研究を最初にやつた。之はロールで壓延したのであるが動力消費の最大は  $480^\circ C$  の Duralmin で, 鋼,  $Al-Mg-Si$  合金, 純  $Al$  の順である。又鋼の場合に  $1,100^\circ C$  から  $1,000^\circ C$  に壓延溫度が下ると電流は 50% 増加するが,  $Al$  の場合には  $500^\circ C \rightarrow 480^\circ C$  となると 25% の増加を示す。是は勿論ロールの半徑にも関係がある。

鍛錬する場合の重大な因子は物質の内部的には物體流動に對する抵抗であり, 外部的には物質と工具の間の摩擦である。著者は壓縮機を用ひた。壓縮の最後には摩擦による動力消費があるが此の損失を出来る丈小さくする様に試験片の工具と接觸する部分を磨いた。試験は 0-10%  $Cu$  を含む  $Al$ , 0-10%  $Mg$  を含む  $Al$ , 0-10%  $Mg_2Si$  を含む  $Al$ , の 3 群に分割した。又  $Al$  には壓縮鍛錬と dropp hammer とを用ひるから兩方で試験した。

壓縮試験には 60 t の Amslar 試験機を用ひたので物質流動に對する内部抵抗がよく判定された。試験片は  $20mm \times 20mm \phi$  の圓筒型で之を 24 時間豫熱して試験機の爐に装入して 50% 壓縮した。

此の結果として 50% の壓縮に對し 25%  $Cu$  の  $Al-Cu$  合金では  $20^\circ C$  の時には  $100kg/mm^2$  の荷重を要し,  $250^\circ C$  では  $47kg$  である。5%  $Mg$  の  $Al-Mg$  合金では  $20^\circ C$  で  $144kg$ ,  $250^\circ C$  で  $73kg$ , 2%  $Mg_2Si$  は  $20^\circ C$  で  $65kg$ ,  $250^\circ C$  で  $33kg$ , であり, 此の合金に 2%  $Mn$  を加へると常温で  $98kg$ ,  $250^\circ C$  で  $65kg$ , となる。又 2%  $Cu$  を加へると常温では  $86kg$ ,  $250^\circ C$  では  $43kg$ , となる。即ち  $Mg_2Si$  の存在は動力消費の最少を示し  $Mg$  の存在は最大を示す。

又  $Al-Mg-Si$  型 (Anticrodal, Pantal) の合金と,  $Al-Cu-Mg$  型 (Duralmin, Avionol) の合金の同一状態の鍛錬の試験は次の通りである。是は壓延したものと, 鑄放しのものとの物と兩方試験した。Anticrodal は壓延したものより鑄放しのものの方が動力消費は大きい。此の理由は鑄放しのもものは其の大きな結晶粒を破壊する爲にエネルギーが消費されるのであらう。而るに之に反して, Avionol 鑄放しのもものが動力消費が小さい。此の組織を見ると結晶内に crack がある。是が原因となつて上の結果が現れるのである。故に  $Al-Mg-Cu$  合金に對しては常に鍛錬することが望ましい。

$Al-Cu-Mg$  合金は  $Al-Cu$  合金よりも  $Mg$  を含む故に動力消費が 5% 丈上る。  $350^\circ C - 420^\circ C$  の間で  $Al-Cu-Mg$  合金は  $72-65kg$  であり 5%  $Cu$  の  $Al-Cu$  合金は  $18-14kg$  である。同様な事が  $Al-Mg-Si$  合金にも云へる。即ち 2%  $Mg_2Si$  を含むものは  $350^\circ C - 420^\circ C$  の間で  $15-10kg$  であるが此がないと  $37-26kg$  となる。

上の實驗は Zeerleder の實驗を參考とした。是は  $180kg$  の dropp hammer で純  $Al$   $500^\circ C$ , Anticrodal  $480^\circ C$ , Avionol  $420^\circ C$ , 眞

銻 700°C, 鋼 1,100°C, 及 900°C で 15 及 10 打した。此の結果は鋼 900°C が最大の動力消費を示し Anviol, 鋼 1,100°C, Anticrodal, 眞銻, 純 Al の順である。

上の實驗を敷衍する爲に 50t の壓縮機を使用した試験片は圓筒型の引抽ピュレットである。此の結果として輕合金の場合には工具に充分の潤滑油を與へる必要があり、重金屬の場合には夫が高温である爲に潤滑油の必要は非常に少量であると云ふことを發見した。

(吉田)

**金屬の脱酸及び脱瓦斯、精鍊法の進歩** (by Dr. Henry Lepp, the Metal Industry Oct. 4, p. 341-345) 金屬及合金を  $O_2$  又は酸化物の存在で熔解する時には湯の中に酸化物が出る。夫は次の平衡による。 $Me + H_2O \rightarrow MeO + H_2$  其他。此の平衡を破る爲には還元性のものを添加する必要がある。

$Mg, Al$  其他に依る脱酸:  $Mg, Al, Ca$  等の  $O_2$  と親和力の強い金屬を用ひて脱酸することが出来る。此時は添加物の量及強度が適當でないと湯の中の瓦斯は前より大きくなる。

鑄滓による脱酸: 一湯の中の酸化鐵は Nernst の法則に従つて湯と鑄滓の兩方に一定の比を持つて分酸される。此の比は鑄滓の成分の函数である。此の鑄滓は強い酸性でなければいけない。故に湯の中の酸化鐵を適當な鑄滓によつてある程度迄は鑄滓中に移行せしむる事が出来る。此場合に酸化鐵の一部が酸化マンガンの形になつて脱酸される事も含む。同様に鑄滓を撰ぶ事に依つて  $P$  及  $S$  も除くことが出来る。

非鐵金屬への應用: 一非鐵では鑄滓一湯の平衡について組織立つた研究は餘りない。一般に鑄滓の主な役割を湯を蔽つて酸化を防ぐものと考へて居るが、矢張り前述の様な酸化物の分離にあることは明瞭である。

近代の精鍊法: 一種々の方法があるが、特殊の効果があるものを挙げると、 $Cu$  は  $Co$  で還元するとよく、輕金屬又は輕合金は  $Cl$  又は  $Cl_2$  を含む揮發物で處理するとよい。青銅は酸化鉛が有効である。一般に輕金屬には酸化物は熔けなくて懸浮物として存在するので之と瓦斯を抜くと好い。重金屬では脱瓦斯と脱酸は分離することが出来ない。湯は處理の後中性にして置く必要がある。此の方法は第一は湯を過酸化し、次に還元する方法で、第二は前者と反對の處理をして中性にする方法である。前者は一般に行はれて居るが、過量の還元剤がある爲に硬度が高くなり、瓦斯の爲にピンホールや結晶内部の有孔性が取れない。後者は理論的ではあるが酸化方法及酸化生成物の除去が困難である。酸化剤と酸化物等には次の平衡がある。 $MO + R \rightleftharpoons RO + Me$   $R, P, As, H$ , 其他。此の平衡は破る事が困難である。

酸化の選擇: 一著者は酸化を還元性を有する不純物の酸化のみに止める爲に熱力學の見地からある温度で不純物の酸化に必要な  $O_2$  の量を決定する事を試みた。 $E + O \rightleftharpoons EO + Qcal$ ,  $E$  は金屬其他の不純物,  $Q$  は常温に於ける生成熱。  $Q$  は湯の酸化生成熱に等しいかより大きくすると反對の反應は極めて徐々である、澤山の酸化剤が研究されて居るが、Nerust の式で充分な計算はされて居ない。此等は常温で固態でないといけな。

酸化生成物の影響: 一酸化物  $RO$  が湯に不溶性か否かと云ふことは重大な問題である。此が瓦斯體だと湯には大概溶けない。固態が液態の場合には  $Mem Achn Oq$  の様な安定な三次元の化合物となつて、鑄滓に吸収されるかどうかと云ふことも重大である。適當な酸化剤を加へて其の中の酸素の濃度を増大し適當な鑄滓があると上

記の平衡は左から右に進行する。此は湯の中の還元剤の除去に相當し二次的に脱酸と脱瓦斯を行ふ。故に金屬-酸素系と金屬-鑄滓系の平衡の知識は此等の精鍊には絶對必要である。

the Baser Metals (R): 一此等の R が湯の中に存在して居ない時に酸化後に跟跡も認めない様に適量を加へる。又、 $m, p$  に於ける分壓が必要である。又 R で脱硫が出来る。即ち少量の  $S$  がある場合には  $S$  に對してより以上の親和力を有する  $Mg, Mn$  等と結合する。  $P$  も同様であるが完全な脱硫は鹽基性で行はれる。又  $Cu$  化合物にある脱硫が行はれて居る。

結果の比較: 一機械的物理的性質は改善されて居る。破面は處理した物は細かい。顯微鏡では解らないが X 線寫真ではピンホール、結晶内部の有孔性の除去が明瞭に分る。比重は増加し、硬度は多少落ちる。

脱硫: 一  $Ni$  及此の合金は  $S$  に對して非常に敏感であるから脱硫は不可缺である。此には  $Mg, Mn$  の様な  $S$  と親和力の強いもので行ふ。之等の硫化物は一部分は鑄滓となり、残りは結晶粒間に包含物として存在して居るが機械的性質には大して影響はない。

(吉田)

**金屬間擴散と合金の組成との關係** (W. Seith und A. Keil (Z. Metalk., Bd. 27, 1935, 9, 213-215) 固體金屬間の擴散の問題に關しては、近來多くの研究が行はれて居るが、合金の種々の物理的性質と關聯して此の問題を取り扱つた研究は餘りない。著者は此の點に留意して、本論文に於ては主として合金の組成と擴散恒數の關係に就ての研究を行つてゐる。

擴散温度と擴散恒數との關係は、次の如き極簡単な關係式によつて示される。 $\ln D = A + \frac{Q}{RT}$  (但、 $D$  は擴散恒數、 $A$  及  $Q$  は物質に特有な常數、 $R$  はガス恒數、 $T$  は絶對温度。) 自己擴散、即再結晶に對しては、上式を使用して、 $A$  及  $Q$  の決定をなし得る。此れは現在に於ては研究範囲が限定されて居り、放射能を持つ同素體を有する元素、即  $Pb, Bi, Te$  等に於て行はれるのであるが、人工放射能によつて此の方法を相當擴張し得る。

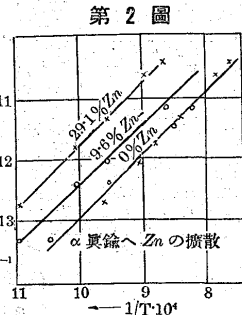
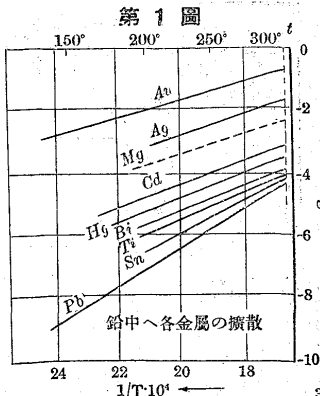
更に固體金屬  $A$  が  $B$  中へ擴散される場合がある。此の場合問題となるのは、如何なる性質が擴散速度に影響を及ぼすかと言ふことである。第 1 に關係する性質は  $B$  元素に屬するもので、 $B$  元素が熔融點に近附く程擴散が容易になる。又  $A$  元素が  $B$  格子中に入つた結果  $B$  金屬の格子が擾亂する程擴散が容易になる。此の事實は著者の前論文 (Z. Metalk., Bd. 24, 1932, 193) に報告してある。次に擴散元素の性質が、母元素のそれと異なる程原子移行が容易であるが、此の事實は第 1 圖に示す通りである。次に結晶粒の多さが擴散速度と逆方向に増減する。しからば結晶粒の少ないものに於ては擴散速度が大となる。

擴散元素による擾亂が擴散速度に影響を與へることは即擴散現象が、合金の濃度により變化することを意味する。而して擴散現象と熔融現象は、金屬原子の固有振動數と密接に關係し、種々の濃度をもつ合金中の擴散は、一定温度で同一の擴散速度を有するのではなく、その合金の熔融温度に比例する。Dunn は  $Zn$  10% から 30% までの眞銻に  $Zn$  を擴散せしめて、次の關係を得て居る。

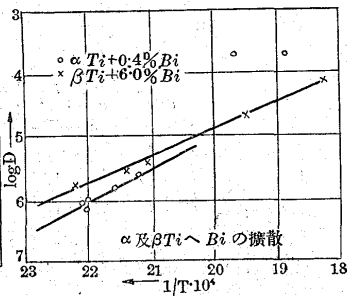
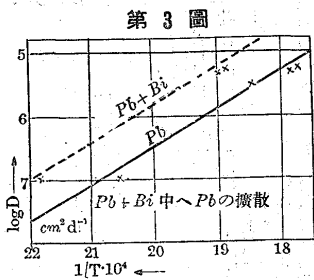
$$T_s^{Cu} : T_s^{reg} = T_{red} : T_i$$

(但、 $T_s^{Cu}$  は純銅の熔融點、 $T_s^{reg}$  は合金の熔融點、 $T_{red}$  は合金に對する擴散温度、 $T_i$  は純銅に對する  $T_{red}$  と、同一の擴散速度を有する場合の温度にして、何れも絶對温度である。)  $Cu-Zn$  に對す

る実験結果は第2圖に示す通りである。



第4圖



今迄の實驗に於ては、添加金屬の移動性に就いて研究したのであるが、次に自己即再結晶に於て、地合金の熔點變化が再結晶に關係しないか、と言ふ問題が起る。此の問題に就ては Pb 中に Bi を合金させたもの及び純鉛に對する鉛の自己擴散に關する實驗を行つて居る。第3圖は此の實驗の結果であつて、明かに融點の降下に伴つて擴散速度が増大することが知られる。鉛にダリウムを添加した合金にては、熔點は降下せず、上昇をする。此の場合は自己擴散速度は増大しない。以上の實驗から、合金の濃度の變化は、格子内に於ける原子の移動能に對する一つの測定單位を與へるものと言ひ得る。

結晶系の種類が擴散速度に及ぼす影響に就いては、 $\alpha$  及  $\beta$  眞鍮を用ひて實驗を試みて居る。その結果に依れば、Zn に就いても Cu に就いても、共に原子の移動能が、面心立方格子より、體心立方格子に於て、遙かに大なる値を示して居る。此の事實は格子中の原子密度と一致する。

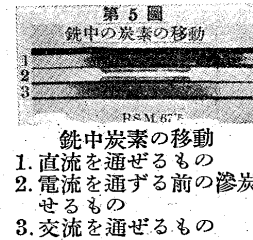
Ti-Bi の  $\alpha$  及  $\beta$  固溶體に就て上の實驗を行つた結果は、その格子の差異による影響が、眞鍮の場合程顯著に現れない。(第3圖参照) 使用した合金の成分は、Bi を 0.4% 及 6.0% 含むものを選んだ。

斯様な合金を選んだ理由は、第1にその融點が2者殆んど同一であり、第2に6% Bi 合金の  $\beta$  相は、常溫に於ても安定であるからである。

格子中には、一般に、正に荷電した原子がある。これは原子がその核外電子の一部を失つた爲である。一般に、合金中の一部の原子が、異なる荷電と、異なる移動能を示す場合には、此の合金に電流を通ずれば、合金の濃度變化を起すだらうと言ふ事が考へられる。(C. Wagner, Z. Physik. Chem., Bd. B 15 (1931), 347; Bd. A 164 (1933), 231; 及 K. Schwartz, Z. Physik. Chem., Bd. A 164 (1933) 223 参照)。

この實驗の證明に困難であるが、著者はかかる効果が、Pb-Au 合金に於て見られる事を證明した後、Fe-C 系合金のオーステナイトもこの目的に一致した性質を示すことを見出して居る。即 C はオ

ーステナイト中には荷電して居り、1,000°C に於て大なる移動能を持つ。併し電氣傳導率は此の状態に於て比較的小さい。實驗は次の様にして之を行つて居る。先づ鐵線の一部に滲炭せしめたものを取り、これを眞空中にて、1,070°C に保ちつゝ、10 時間 10 アムペアの電流を通して、第5圖に示す結果を得てゐる。



實驗の結果は圖に於て明瞭に現はれて居る通りで、交流を通じた時は、C が鐵線の兩側へ一様に擴散し、直流の時は負方向へずれて擴散する。

此の効果の大きさと方向は、格子内 C 原子が2個の電子を失つて居ると假定して、擴散恒數より計算せられる。

(1935, 12. M. H.)

### 9) 化學分析

鋼中の非金属介在物の成因と定量法 (J. H. Andrew, T. Raine & J. B. Vickers. 6th Report on the Heterogeneity of Steel Ingots, 1935, 45~70)

製鋼反應に最も活性的なものは鋼浴に添加される FeO で  $FeO + C \rightleftharpoons Fe + CO$  の反應は平衡に達し且つ瓦斯發生の停止する迄進行する筈であるが實際には人為的に脱酸劑の添加に依つて停止される。此の操作は鋼中に非金属物質を介在せしめる主要な原因である。介在物は此の外、耐火材の混入、装入物中の非金属物質等に成因を有するが脱酸生成物の如く決定的のものではない。平爐鋼や電氣爐鋼にも酸化に依つて炭素其他の亞金屬物質を除去する必要がある。之は結局鋼浴中の酸化鐵を鋼中に入らしむる事で、鋼が酸化鐵に依り或る程度飽和せられる事となる。FeO は固態並に熔態の鋼中に若干の溶解度があるは既に知られてゐる。最近 Mathewson, Spire, Millgan 等 (A. S. S. T. 19, 1931/2, 66) の總括した Fe-O 系平衡圖に依れば、常溫に於ける FeO の鋼中への溶解度は 0.05% O<sub>2</sub> に相當し、900~1,000°C では 0.1% O<sub>2</sub>、熔融點では 0.21% O<sub>2</sub> で、徐冷すれば FeO は Fe+Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> に分相し、急冷すれば FeO として常溫に至る。鋼塊中にある酸化鐵は急冷效果に依り略 FeO の形を採る。(第1圖)

Fe-O-C 又は Fe-Mn-O 系は充分明らかとされてゐないが、FeO は MnO, SiO<sub>2</sub> 等に比し酸素壓が高いから MnO, SiO<sub>2</sub> 等の存在の下には鋼中への溶解度は極減される筈である。故に脱酸機構の變數としては (1) 脱酸前の FeO の量 (2) 脱酸生成物の形態が重視される。後者の生成物は次の諸項に注意を要する。

a. 製鋼溫度で熔體を保つこと。此の條件が満足されれば生成物は鋼浴中より浮揚する。若し珪素のみで脱酸すれば極めて酸性度の高い或は純 SiO<sub>2</sub> が生成され、除去は困難となる。Al のみの場合も同様である。今固體粒子の上昇速度をストークス式で示せば

$$U = \frac{2g}{9n} \cdot r^2 (d' - d) \quad U \text{ は 上昇速度, } r \text{ は 半径, } d \text{ は 粒子の密度, } d' \text{ は 熔鋼の密度, } n \text{ は 熔鋼の粘性係數, } g \text{ は 重力加速度である。之より見る時は、脱酸生成物粒子は}$$

b. 可成的大粒なることを必要とする。又

c. 表面張力は大きく粘性の小なることが要求される。

以上の如く、或る程度非金属介在物は之を鋼塊中に許容せねばならない。此の點から介在物の定量分析は重大な意義がある。

定量方法は之を大別すれば、A 全酸素定量法、B 残渣定量法とする。舊法に屬するものには

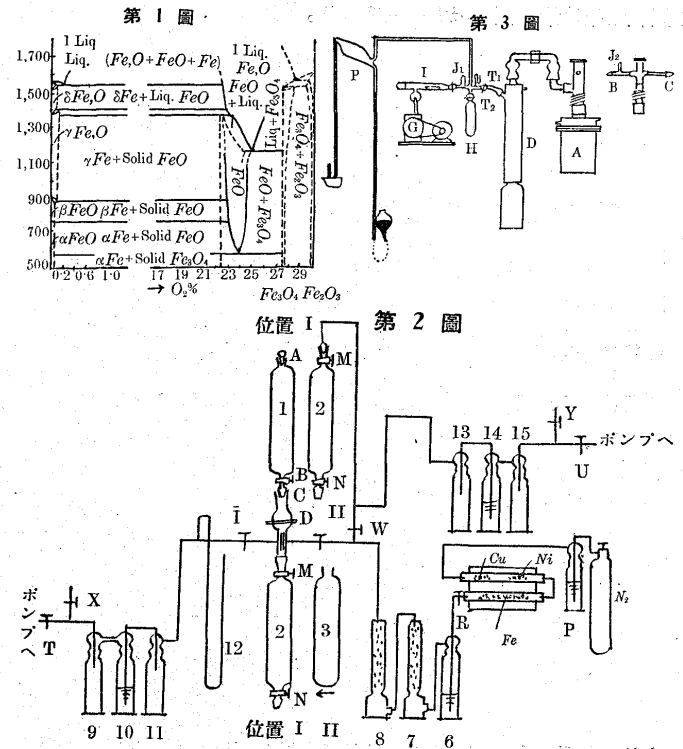
- a. 液中にて穿孔し、遊離瓦斯を捕集する法。之は定量的には價値がない。多く CO 瓦斯が検出された。
- b. 試薬に溶解する方法。信頼性なく用ひられない。
- c. 眞空中の加熱法。瓦斯抽出は不完全で、熔融せねば最高値を得られないが、此の舊法は現在の加熱抽出法 (Hot-Extraction) を導ひた。
- d. 水素還元法。1882 年に Ledebur の行つたのが最初で、1919 年に Goerens が Sn, Sb 等を添加して迅速化した。SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は還元困難であり、FeO, MnO の遊離酸化物のみ還元される。勿論全酸素量は得られない。

全酸素定量法としての加熱抽出法は高度の眞空中に試料を溶解し、炭素で酸化物を還元して CO となし、更に化生された CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> 等を捕集し分析する方法である。1912 年の Walker & Patrik の研究以來、Oberhoffer, Hessenbruch, Jordan & Eckman, Seth, Ericson & Benedicks, Meyer & Castro 等の研究がある。試料中の Mn, Al 等は氣化して冷處に凝結し、之が CO 瓦斯を吸収し結果を低くすることが説かれてゐる。von Seth に依れば Mn, Al の最高限は夫々 0.25% 及び 0.05% であり、Ericson & Benedicks に依れば 3% 及び 2% である。

残渣定量法は試料は試薬で処理し、金屬部を溶液とし、非金属介在物を残渣として濾別し、之より各酸化物の定量する方法であるが介在物を全く侵さない試薬は未だ見出されないが、介在物の形態を知り得る利點がある。之に數多の方法があり就中ヨード法が最も信頼性が高い。

- a. 鹽酸法。SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に對し信頼性があり操作は簡單である。
- b. 硝酸法。Dickenson 法と呼ばれる。FeO, MnO は侵されるから完全に定量的には行かないが、珪酸物の定量には最もよい。
- c. 電解法。残渣に水酸化鐵の混入するのが最大の缺點であるが此の點が解決されれば將來最も有望である。
- d. 鹽素法。SO<sub>2</sub>, FeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は若干侵蝕される。
- e. 臭素法。前記の諸法に比し何等利點なく且操作は面倒である。
- f. ヨード法。Eggertz が 1868 年に鋼中の SiO<sub>2</sub> 定量に試みたのが最初で、ヨードの水溶液を用ひたが、數年前 Willems は之を無水アルコール溶液に改めた。分解には溶液中の酸素を除き、且つ不活性瓦斯下に行ふ事が必要である。鋼中の特殊元素には不溶性のものが、Fe, Mn 等の炭化物は分解されるが、Cr, V, W 等の炭化物は難溶性である。Cu, Ni 等の炭化物を形成しない元素は溶解されるが、普通炭素鋼に限り用ふべき方法である。硫化物は不完全に分解される。

著者の用ひたヨード法装置は第 2 圖に示す如く、Rooney & Stapleton (J. Iron & Steel Inst. 1935 I) の改良法である。圖中 1 は容量 1l の硝子槽、D は徑 40mm の濾過装置、2 は容量 1l の反應槽は N<sub>2</sub> ボンプ 4 からピロガロールを経て 650°C の Cu, 750°C の Ni, Fe 等を通過し、硫酸瓶を通り 7.8 の母酸ゲル瓶で乾燥される。10, 14 は硫酸を入れてある。試料は 1"×1"×1", 表面を研磨した後、パラフィン浴中で穿孔し、7g を採り手早く反應槽へ入れる。別にヨード 65g を 600cc の無水アルコールに溶かし、之を 1 の硝子槽に入れ圖の位置 I の如く連結する。次に爐を加熱温度に高め、活栓 i を開いて装置を 3mm 以下の眞空とし、t を閉ぢ、j を開き N<sub>2</sub> を通ずる。之を繰り返して爐内を純窒素で置換し、j を閉ぢ、b を閉じてヨード溶液を濾過する。濾過にはワットマン No.50 濾紙を用ふ。濾過の終期には空氣の入らぬ様數 cc を残して活栓を閉



ぢる。次で m を閉ぢ反應槽を装置より分離し、振盪機に掛けて分解を完全に行ふ。通常 4 時間以上を要する。次に装置の圖の位置 II の如く連結し、活栓 W を閉ぢ、j を通じて脱氣を行ひ、次に j を閉ぢ、13, 14, 15 の部分を排氣する。次で W を開き N<sub>2</sub> を通ずる。之を繰り返した後 y を開いた儘窒素の流通せしめ、此の後分解溶液の濾過を行ふ。濾過終れば m を閉ぢ、窒素の送入を止む。残渣は注意してアルコール洗滌を 7-8 回行ひ、白金坩堝に採つて灼熱灰化し、之に硫酸及び弗酸を加へて珪素を求め、残渣を重硫酸カリで熔融し、稀硫酸性とした後 Thioglycollic Acid で比色に依り鐵と定め、硝酸銀及び過硫酸アンモンで Mn を比色し、Haematoxylin 法で Al を比色する。

次に著者の使用した加熱抽出装置は炭素螺旋爐を用ふる Meyer & Castro のものを改良したもので第 3 圖に示す。爐 A の上部には B, C の枝管があり、試料を納め、眞空中で磁石に依り爐中に投下せしめる。爐は 2,100°C で排氣をしめる。1,700°C で 15 分間の空試験値は CO 0.02-0.05cc である。D はゲージ 4 段水銀擴散ポンプで、排氣容量は 40l/秒、之と爐との連結は内徑 40mm の硝子管である。H は容量 1<sup>l</sup> の瓦斯溜、I に P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> とを入れる。G は油ポンプ、J<sub>1</sub> 及び J<sub>2</sub> は放電管で眞空度を検する。

試料に研磨後秤量し、1 個 10-20g あり、之を B, C に納める。全装置を連結した後油ポンプで 40mm 以下に減壓し、次に水銀擴散ポンプを作動し 0.01-0.001mm とした後、爐に電流を通じて 2,100°C とし、此の温度で 2-3 時間排氣し、1,700°C に降下せしめ空試験を行ふ。即ち T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub> を閉ぢ發生瓦斯をテララーポンプに依り K に捕集する。次に試料を投下し發生瓦斯を捕集する。捕集時間は 15-30 分である。之に續ひて再び空試験を行ふ。捕集瓦斯は CO として定量し、之より酸素量を求める。介在物としての酸化物は 1,600°C ならば總じて還元される。又試料中の Mn, Al に依る影響は、排氣速度を極度に大とし、爐との連結管を相當太くすれば、Mn, Al の夫々 3% 及び 2% 迄は結果に影響を認めない。著者は約 17 種の試料に就て加熱抽出法で約 35、ヨード法で約

25 の定量値を示し、又ヨード法を電解法、Dickenson 法等と比較し、一層電解法に近似的であり且加熱抽出法に一致する値を得た事を示してゐる。今其の數例を示せば次表の如くである。

鋼種	残渣法	加熱抽出法	残渣組成					
			FeO	MnO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		
鹽基性平爐	C	0.04	0.061% O <sub>2</sub>	0.054% O <sub>2</sub>	67.8	8.9	tr.	tr.
	Mn	0.04						
轉爐	C	0.17	0.063	{ 0.053	36.1	2.3	48.9	5.2
	Mn	0.09		{ 0.054				
鹽基性電爐	C	0.08	0.015	0.012	13.3	tr.	tr.	73.3
	Mn	0.22						
酸性平爐	C	0.37	{ 0.011	{ 0.0049	{ 27.4	54.8	10.7	7.2
	Mn	0.73	{ 0.010	{ 0.0046	{ 45.2	38.7	8.5	7.3

電解法 (Herty) Dickenson 法 ヨード法 (Sheffield 大學)

SiO <sub>2</sub>	0.002	0.0015	0.002	tr.
	0.003	0.001	0.004	tr.
	0.002	0.0015	0.004	tr.
FeO	0.159*	0.006	0.016	0.161
	0.232	0.011	0.035	—
	0.269	0.006	0.055	0.297
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.005	0.004	0.001	tr.
	0.007	0.005	0.003	—
	0.008	0.0015	0.003	tr.
MnO	0.004	0.002	0.003	0.055
	0.006	0.001	0.003	—
	0.012	0.0006	0.002	0.131

\* FeS を含む

(MA)

## 10) 工業經濟及政策

米國に於ける特殊鋼生産高の趨勢 (E. F. Cone. Metals and Alloys Nov. 1935. pages. 329-330) 米國に於ける過去 26 年の鋼生産高と、特殊鋼生産高を比較して見るに前者は、近年の不景氣の爲に多少減少を示して居るに拘らず後者は毫もその影響を受けて居ない。

第 1 表

米國に於ける特殊鋼鋼塊並びに鑄物の生産高(噸)

年	特殊鋼總量	鋼總量	特殊鋼の %	特殊鋼 1 噸に對する鋼總量(噸)
1909	181,980	23,955,021	0.75	131.6
1910	567,819	26,094,919	2.17	45.9
1911	481,459	23,676,106	2.03	49.1
1912	792,501	31,251,303	2.53	39.4
1913	714,357	31,300,874	2.28	43.8
1914	646,953	23,573,030	2.75	36.3
1915	1,021,147	32,151,036	3.17	31.4
1916	1,362,615	42,773,680	3.18	31.3
1917	1,644,335	45,060,607	3.65	27.4
1918	1,787,852	44,462,432	4.02	24.8
1919	1,481,188	34,671,232	4.27	23.4
1920	1,660,292	42,132,934	3.94	25.3
1921	809,548	19,783,797	4.10	24.3
1922	1,673,496	35,602,926	4.70	21.3
1923	2,106,489	44,943,696	4.70	21.3
1924	2,026,409	37,931,939	5.35	18.7
1925	2,422,973	45,393,524	5.36	18.6
1926	2,463,414	48,293,763	5.10	19.6
1927	2,531,748	44,935,185	5.59	17.7
1928	3,214,909	51,544,180	6.23	16.0
1929	3,957,207	56,433,473	7.01	14.2
1930	2,443,311	40,699,483	6.00	16.7
1931	1,455,913	25,945,501	5.61	17.8
1932	798,604	13,681,162	5.84	17.1
1933	1,547,183	23,232,347	6.66	15.0
1934	1,612,275	26,055,289	6.19	16.1

試みに、鋼總生産高と特殊鋼生産高の比を求めて見るに第 1 表に示す如くであつて 1934 年には特殊鋼の鋼塊並びに鑄物は 161 萬噸

に達し鋼總生産高の 6.19% を占めて居る。之を前年の 6.66% に比すれば驚くにも當らない。1929 年が、7.01% であつて之が過去 26 ヶ年中の最高記録であり昨年度は第 3 位になる譯である。

次に特殊鋼 1 噸に對して鋼總生産高は何噸になるかを調べて見るに第 1 表の第 4 行に掲げし如くである。即ち 26 年前には、131.6 噸の鋼總生産高に對して 1 噸の特殊鋼が作られた事になる。然るに 1929 年には、14.2 噸に對して 1 噸の割合になつて居る。1925 年から 1929 年に至る 5 ヶ年の不景氣時代でも 15~17.8 噸に對して 1 噸位の割合になつて居るのである。

電氣爐にて製造される特殊鋼の量は 1934 年に最高記録に達した。

第 2 表 米國に於ける電氣爐による特殊鋼生産高(噸)

年	電氣爐特殊鋼	特殊鋼總量	特殊鋼總量に對する電氣爐特殊鋼の %
1909	—	181,980	—
1910	608	567,819	0.11
1911	—	481,459	—
1912	9,619	792,501	1.21
1913	11,264	714,357	1.57
1914	9,344	646,953	1.44
1915	27,944	1,021,147	2.73
1916	71,129	1,362,615	5.22
1917	130,578	1,644,335	7.94
1918	290,961	1,787,852	16.26
1919	181,632	1,481,188	12.26
1920	245,572	1,660,292	14.78
1921	63,246	809,548	7.81
1922	125,419	1,673,496	7.49
1923	194,976	2,106,489	9.25
1924	188,563	2,026,409	9.30
1925	293,780	2,432,973	12.00
1926	306,811	2,463,414	12.45
1927	343,517	2,531,748	13.57
1928	433,096	3,214,909	13.47
1929	510,030	3,957,207	12.87
1930	300,520	2,443,311	12.51
1931	232,113	1,455,913	15.94
1932	140,877	798,604	17.65
1933	296,210	1,547,183	19.11
1934	299,236	1,612,275	19.18

第 2 表は、特殊鋼總生産高に對する電氣爐による特殊鋼生産高の割合を示すものである。即ち 1934 年には、電氣爐鋼は、29.9 萬噸に達し特殊鋼總量の 19.18% に達して居る。然して 1934 年度は、1933 年度の 19.11% に比すれば極めて僅かの増加に過ぎない。電氣爐が特殊鋼の製造に多く使用され出した事には種々の原因があるのであらうが、先づ挙げ得るものは比較的小量の熔解にも電氣爐は使用し易き事と、他の爐で熔解し難きクロム鋼及びクロムニッケル鋼が多く使用され出した事である。之によつて見れば電氣爐熔解の將來は、電氣弧光爐に於ても高周波爐に於ても共に大なる發展を約束して呉れて居る様なものである。

一方特殊鋼鑄物は次第に減少する傾向がある。最近では、全特殊鋼生産高の僅かに 1.37% が、特殊鋼鑄物である。過去 26 ヶ年を通じて此割合を示せば第 3 表の如くである。1933 年に於て、電氣爐熔解の特殊鋼の全量の 11.49% が、特殊鋼鑄物に使用された事になつて居る。1909 年から 1914 年迄の間に特殊鋼鑄物の量の多かつたのは、機關車の車臺の如き重量の大なるものを特殊鋼鑄物にて作りしによるのである。

以上により、特殊鋼の生産額は、米國に於ては、近年の不景氣にもあまり禍されず、景氣が平常に復すれば益々増加する趨勢を示して居る。(岸本)



第3表 米國に於ける特殊鋼鑄物の生産高(噸)

年	特殊鋼鑄物の總量	特殊鋼總量	特殊鋼總量に對する特殊鋼鑄物の%
1909	23,002	181,980	12.64
1910	29,357	567,819	5.17
1911	56,290	481,459	11.69
1912	103,109	792,501	13.01
1913	88,927	714,357	12.44
1914	69,846	646,953	10.79
1915	97,896	1,021,147	9.58
1916	56,458	1,362,615	4.14
1917	67,529	1,644,335	4.10
1918	66,485	1,787,852	3.71
1919	45,372	1,481,188	3.06
1920	68,353	1,660,292	4.11
1921	40,255	809,548	4.97
1922	59,104	1,673,496	3.53
1923	92,220	2,106,489	4.37
1924	85,984	2,026,409	4.24
1925	112,583	2,432,973	4.65
1926	146,101	2,463,414	5.93
1927	145,844	2,531,748	5.72
1928	169,684	3,214,909	5.28
1929	192,920	3,957,207	4.87
1930	126,128	2,443,311	5.17
1931	89,903	1,455,913	6.17
1932	41,044	798,604	5.14
1933	71,783	1,547,183	4.63
1934	16,731	1,612,275	1.37

## 11) 雜

ノルマンチー號に使用された金屬材料 (Marjorie Rud Hyslop; Metal Progress, Vol XXVIII, No. 3, Sept. 1935) 佛蘭西の有する世界最大の巨船ノルマンチー號を建造するに用いた金屬材料の概略に就て述べてある。軍艦の如く重量を制限されることはないから、30,000t 以上の船體の大部分が、抗張力  $42\sim 45\text{kg/mm}^2$  の普通の平爐鋼で組立てられる。汽罐の胴板は  $40\sim 42\text{kg/mm}^2$  であつて幾分軟質である。然し乍ら高應力を受ける部分、例へば底板、内龍骨、側厚板、主甲板等及び重量を軽減せねばならない救助ボート吊柱、船渠等は強力な炭素鋼が用ひられてゐる。其の總重量は約 6,400t で、抗張力  $57.6\sim 59.6\text{kg/mm}^2$  延伸率 16% のものである。船首及び船尾は巨大な鋼鑄物で形成せられ、例へば船尾樁の如き、二つの部分から成り大なる樁の重量が 74t 以上ある。4 個の軸受金具が 172t あるといふから巨大なものである。舵は鋼鑄物の樁を鋼板にて包み 96t あり、舵杆は V 鋼を鍛造したもので、47t といふ。前方にある 16t の錨 2 個と、後部の 12t 錨 1 個は鍛造品である。180t の錨鎖は、直径 10cm 及び 9.5cm あり、夫々 450 及び 350t の抗張力を有してゐる。本船に設備された推進機 4 臺は Mn-青銅鑄物であつて、r.p.m.240 で最大動力を傳達し、汽關を逆轉せしめた際效率が低下せず、振動、音響、或は羽根の破損を惹起し易き真空部の發生を防止する等、設計上には深甚の注意を拂ひ、3 枚翼が採用されてゐる。各翼は長さ約 485cm、重量は 23t があるので、此の鑄造には非常な苦心を要したとの事である。鑄型の構成に煉瓦 15,000 個、鑄物砂 20t、鐵材 30t を使ひ、6 週間を費してゐる。湯を注ぐ

に 7 時間、冷却するに 10 日を要したと言はれる。機械工場で精密仕上を行ひ、充分鈞合ひを取つてあるので、指一本で押しても動かし得るのである。

電氣熔接は鐵材の架構に相當廣範圍に亘つて利用されてゐるが、それでも船體には尙 1,100 萬本の銲を使つてある。構造物に於ける熔接の主要な應用箇所としては、鐵柱、隔壁、補強材、階段、水槽、昇降機軸及機械据付臺等を擧げることが出来る。タービン圓板は抗張力約  $70\text{kg/mm}^2$ 、降伏點  $55\text{kg/mm}^2$  延伸率 14% の Ni-Cr 鋼である。羽根と羽根車の材料は共に ATV の名稱で一般に知られてゐる所のタービン翼専用の特殊鋼であつて、その成分は Ni 35%、Cr 11%、C 0.3% で、抗張力  $61.8\text{kg/mm}^2$ 、降伏點  $32\text{kg/mm}^2$  延伸率 20%、ブリネル硬度 156~187 である。此の鋼の特性は、海水及び過熱蒸汽の爲の腐蝕に抵抗し、且つ過熱蒸汽の溫度附近 (680°F) で物理的諸性質が低下しないのである。その上浸蝕に耐へ、加工、熔接共に容易であり、熱處理を施さずともオーステナイト組織である。汽罐室には此の他に種々の強力な鋼及び非鐵合金が使用されてゐる。罐の管寄せ或は蒸汽取入口には、2% の Ni 鋼に Cr と Mo を少量添加した鋼が極めて優秀なる成績を示してゐる。此の材料は焼鈍状態で、抗張力  $55\text{kg/mm}^2$  降伏點  $35\text{kg/mm}^2$  延伸率 20% である。蒸汽弁とコック類にはモネルメタル、ATV 錫を含む Cu-Ni 合金及び Sn-Si 合金等が耐熱の目的で用ひられ、5% Ni 鋼は伸縮接手及び罐の管寄せ材料である。電動機は r.p.m.243 で 4 萬馬力を出してゐるが、その軸には、Ni 27%、Cr 0.7%、C 0.15%、抗張力  $60\text{kg/mm}^2$ 、降伏點  $35\text{kg/mm}^2$ 、延伸率は長手 15%、横 12% の Ni-Cr 鋼が使はれ、接手は C 0.2~0.35%、Ni 2.5~3.0%、Cr 0.6~0.8%、熱處理後抗張力  $85\sim 95\text{kg/mm}^2$ 、降伏點  $70\sim 80\text{kg/mm}^2$  延伸率 12~15% のものが用ひてゐる。本船には直流 2,200kW の小型タービン發電機 6 臺を備へてゐるが、これには A T V 製の羽根を取付け、軸及び接手の材料は前記の Ni-Cr 鋼である。復水器の管は Cu 70%、Ni 30% を含有してゐるもので、汚水による腐蝕と浸蝕に對して最も信頼し得る材料だと言はれてゐる。タービン駆動による 8 臺の回轉ポンプの羽根車と末廣装置はモネルメタルで作り、且つタービンの羽根と力壁とは不銹鋼製である。

次に本船の厨房は、ニッケル、不銹鋼及びその他の不銹合金で光り輝いてゐる。純粹のニッケルが珈琲沸し、ミルクやチョコレート加熱器その他の喫茶用具に使用されてゐる。大型の蒸汽湯沸し器 5 臺も亦純ニッケル製であるといふ。暖床器の表面も Ni 18%、Cr 8% の所謂 18-8 不銹鋼であつて、一等船客用厨房の如きは其の長さ約 18m に及ぶ。船の總建造費は邦貨にして凡そ 18,500 萬圓の巨額に達し、その 10% が諸般の設備、調度、裝飾費のみに消費されたとの事より考ふれば、内部の豪華な様子が想像され得るのである。高價な 18-8 不銹鋼を船内のあらゆる場所に使用した贅澤さは驚嘆の外なく、その總重量は 95t に及んでゐる。諸種の建具金物、浴室の取付品、點燈装置、扉把手、幅木、その他碎組の裝飾品等には總て此の鋼を使つてゐる。手摺のみに用ひた管が 2 マイルの長さに達してゐる。Ni 及び Cr の板は海水或は鹽分を含む空氣によつて腐蝕され易いといはれる爲全く使用されてゐないのは興味ある問題である。(Y. O.)