

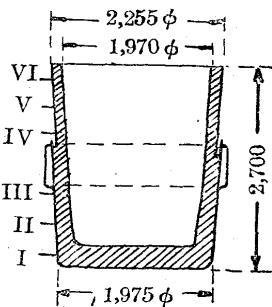
抄 録

2. 耐火材、燃料及驗熱

高爐より混銑爐に行く間の熔銑の熱損失 (Frölich, K. St. u. E. 3, Dez. 1936, S. 1473/80) Ilseder Hütte に於ては銑を取鍋臺車に導き取鍋に銑鐵を注入し鑛滓を分離せる後、粉骸炭を以て其の上を覆ひ、之を秤量してから裏付けを施せる取鍋蓋をかぶせて混銑爐に運搬して居る。高爐と混銑爐の距離は 6.8km ありて運搬に 18 分を要す。取鍋より 800t の混銑爐に銑鐵を移す前に蓋を取り、注入が済むと再び蓋をして高爐に返送して居る。湯出しは 3~4 時間置きで取鍋臺車 16 車を以つて運搬せられて居る。研究に使用せる取鍋は 36~40t の容量を有す。4 基の高爐を有し 1 週間に 9,000t の熔銑を運搬して居る。

取鍋の熱損失の容量； 取鍋マンテルの表面温度を測定した目的は外部的影響が表面温度の變化にどんな影響があるか、又マンテル各部の温度がどの位まで高くなるか、時間的にどんな變化があるかと云ふことを知る爲めである。表面温度の測定には Hannover の Pyrowerke 製 Anlegepyrometer を使用し、取鍋の高さを 6 分して各箇所について温度を測定した。(第 1 圖参照) 高爐より混銑爐に行く間即ち 18 分間の中には測定し得べき温度の變化なく、天候、風等も何等影響を與へない。取鍋のマンテル表面より輻射及び對流によつて失はれる熱量は平均 64,000 kcal/h と認められた。壁の内面温度は輻射温度計によつて測定した。熔銑と混銑爐に移して蓋をするまでの間僅かに數分間に過ぎないが此の間に壁内面の温度が著しく降下する。之を見れば蓋を早くかぶせることが如何に大切なことであるか解る。若し蓋がうまく出来ないで隙のある様な場合は高爐へ返つた時に内部温度が 500°C 位まで下つて居り、又若し無蓋ならば 3~4 時間の後には取鍋内部の壁面温度は 300°C 以下となる。蓋を除去せる場合取鍋壁の上部の方の内面温度は急に下り、蓋のある場合は熱が蓋より反射して取鍋の上部も底部も同じ温度となる。内壁の温度降下速度がライニング蓄熱に如何なる影響があるかと云ふ事は次の計算によつて明らかである。

第 1 圖



マンテル面積	17.1m ²
底部面積	2.9m ²
表面積合計	20.0m ²
内部面積	15.7m ²
開口	3.0m ²
ライニング容積	3.357~3.500m ³
同重量	6.260~6.527t
取鍋内容積	5.8~6.1m ³

此の計算はライニング温度の時間的變化を認めるために役立つものである。ライニング中に於ける温度分布は直線的な變化を示さず。又ライニングの内面

第 1 表 熔銑の取鍋運搬中に於ける温度降下

試験番号 取鍋番号	1	2	3	4	5	6	7	8	9
鍋の空いて居た時間(分)	46	33	52	52	58	62	68	47	46
熔銑を鍋に注入する時間(分)	7	14	14	15	10	8	15	8	18
熔銑の鍋中に在る時間(分)	76	70	82	66	72	60	62	43	85
高爐平均湯出温度	1,355	1,375	1,370	1,390	1,355	1,370	1,405	1,400	1,335
混銑爐に入れる時の平均温度	1,332	1,344	1,331	1,351	1,314	1,328	1,362	1,346	1,280
熔銑の温度降下	23	31	39	39	41	42	43	54	55

(但*は 27t)

と外面とでは著しき温度差があるから、ライニングの熱量計算を行ふにはライニングの厚さを 0.02m の層に分けて各層の熱量を計算し之を綜合した。熱量 W の計算式は次の如し。

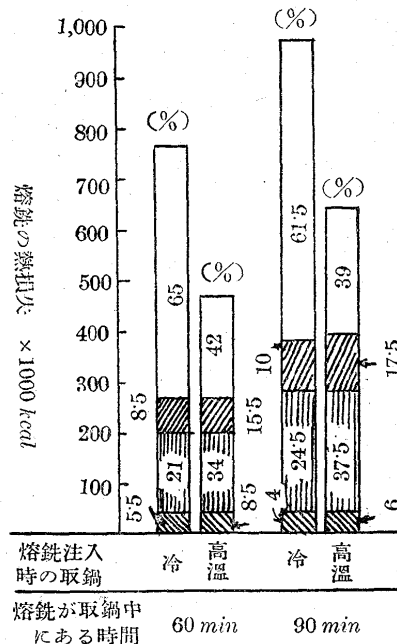
$$W = R \cdot c \cdot d \left(\frac{t_1 + t_2}{2} \right) \text{ kcal/m}^2$$

茲に R=シャモットの比重 kg/m³
 c=比熱 kcal/kg°C
 d=ライニング各層の厚さ (0.02m)
 $\left. \begin{matrix} t_1 \\ t_2 \end{matrix} \right\}$ = 同各層表面の温度

測定と計算の結果ライニングの最大許容熱量は 1.1×10⁶kcal となつた。

熔銑の熱損失の計算； 取鍋に熔銑を注入する間の熱損失は 160,000 kcal/h と計算される。而して 35t を注入するには平均 12 分

第 2 圖



を要する。又熔銑注入後鑛滓面の温度は 600~700°C であるから鑛滓の放射能 E=1 として 160,000 kcal/h となる蓋の有無は取鍋に熔銑を入れて居る場合には殆んど関係しない。

35t の取鍋に熔銑を入れるに當り、冷い取鍋に入れる場合と高温の取鍋に入れる場合を比較するに、熔銑注入後 60 分間及び 90 分間を徑た後の夫々の熱損失は第 2 圖の如くなつた。取鍋のライニング及びマンテルの有する熱量は冷鍋の時 200,000 kcal, 高温の時 800,000 kcal であつた。即ち冷い取鍋に熔銑を入れる時はライニング

の蓄熱並にマンテルの放熱による熱損失は熔銑の全熱損失の70%以上に達する譯である。又熱損失量は熔銑を入れる量が増加すると従つて少くなる。

第1表は35t取鍋に關する温度の降下状況を示す。熔銑温度は“Bioplix”を使用して測定した。(F. K)

7. 鐵及鋼の性質並に物理冶金

窒化鋼の内部應力と疲勞限 (Mailänder, R. Archiv, Eisenhüttenw. Dez. 1936, S. 257/61) 鋼の窒化に際して起る寸法の變化及び其の原因、窒化層に於ける壓縮應力、屈曲抗力及び之が疲勞限に對する影響等に就て實驗を行つた。實驗に使用せる鋼の成分は第1表の如し。

第1表 試料鋼の成分と熱處理

鋼	成分 (%)					熱 處 理
	C	Cr	Al	Ni	Me	
A	0.30	1.3	1.0	—	—	940°より油焼入、650°で焼戻空中放冷
B	0.35	1.4	1.1	1.8	0.25	870°より油焼入、630°C、700°Cで焼戻空中放冷
C	0.35	1.0	—	—	0.30	906°Cより爐中冷却

窒化に依る寸法の變化並に内部應力——鋼Aより長さ120mm 徑4~24mmの各種の試験片を作り、500°Cで96h窒化して、窒化の深さ0.65mmと爲した。此の窒化操作によつて長さ及び徑の變化は第1圖の如き狀況を示した。更に此の實驗を補充するために鋼Bより厚さ1.5mmの板狀試験片並に徑1mmの線狀試験片を作つて窒化し、其の長さ並に徑の増加を測定した、窒化の深さ0.6mmに達せし板狀試料は長さに於て1.37%の伸びを示し、又線狀試験片には全斷面が窒化せられ、長さは1.8~2.1%だけ長くなつた。

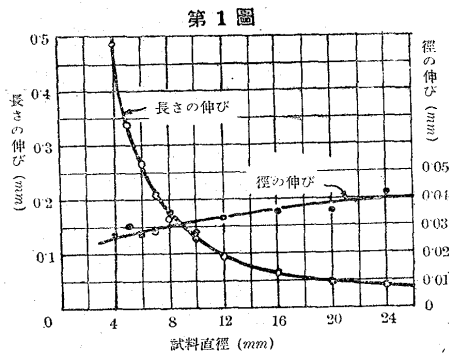
次に鋼Aより丸棒試料を作りて之を窒化し、周圍を0.3mmの厚さ及び0.6mmの厚さを削りたる場合に於ける芯部の長さの變化を測定することにより、内部應力の研究を行つた。其の結果は第2圖の如く窒化層は相當の壓縮應力を受けて居り、この應力は内部に向つて急激に減少して居る。窒化層0.3mmの平均壓縮應力と試験片の徑との關係は第3圖の如く、徑の増大するに従つて最初は壓縮應力は少しく大となるものありては實用上同じ程度の應力(約50kg/mm²)と見て差支無い。第3圖の芯部の引張應力は0.3mm宛2回周圍より削りたるものは既に應力を受けて居ないと假定して計算せるものである。

窒化鋼の疲勞限——種々の方面から實驗を行つた結果、窒化層は芯部より疲勞限高く且つ疲勞破壊は芯部と窒化部との中間層より始まることが知られて居る。第4圖は徑7.5mmの試片に就て行つた實驗結果にして、之に依れば窒化すれば窒化せざるまゝのものに比して平均12~17kg/mm²だけ疲勞限が高くなつて居る。即ち窒化する事によりて疲勞限が1.25~1.35倍の高さになることが示されて居る。

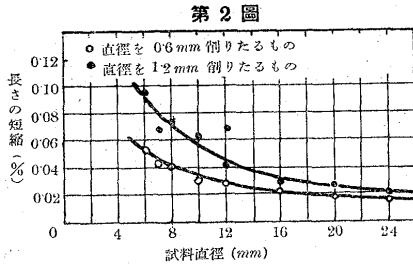
窒化鋼の疲勞限の高くなる理由が、若し窒化層の高疲勞限のために疲勞破壊の開始個所が表面より内部に移動せしめられた事に基因するものとせば、此の試料では徑6mm及び徑5.6mmの所に破壊を生ぜねばならない譯である。何となれば此の試料では窒化層の厚さが0.75mm及び0.95mmであるから計算上そうなる。測定の結果この考へと事實がよく一致した。文献に依れば表面に壓縮應力と與へることにより疲勞限の高くなる事が知られて居る。茲に於て窒化鋼の疲勞限の高くなる理由は周圍部に壓縮應力を受けて居ることに依

說 明

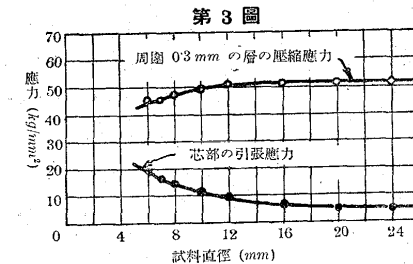
鋼Aの窒化に依る寸法の變化



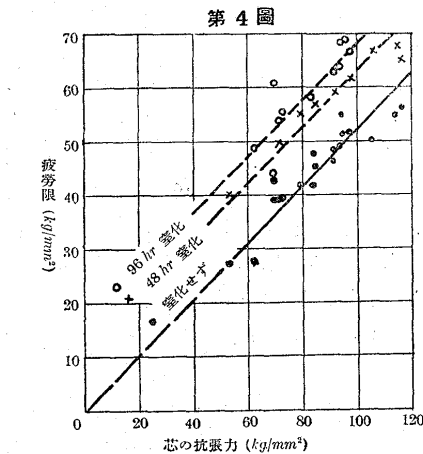
鋼Aを窒化し、然る後窒化層を切削除去せる場合の芯部の收縮



鋼Aを窒化せる場合の窒化部並に芯部の應力



徑7.5mmの窒化鋼並に非窒化鋼の疲勞限



るのか否かと云ふ問題が起つて来る。これに關して次の實驗を行つた。

抗張力75~80kg/mm²、降伏點55~60kg/mm²のA鋼にて徑7.5mmの試料を作り98時間窒化せしめ所芯部には0.13~0.17%の伸びが残り平均の引張應力は65kg/mm²となつた。残留變形は勿論此の場合は芯部のみにして周圍の窒化部は應力に相當する壓縮の減少即ち壓縮應力が27~36kg/mm²だけ減少した。此の計算には窒化層の彈性係數を約21,000kg/mm²とした。窒化部に於ける此の壓縮應力の低下が0.8mmの厚さに生じたとすれば芯部に於ける平均引張應力は17~22kg/mm²だけ減ぜられたであらふ。伸びた試料の疲勞限は56~57kg/mm²伸びない試料の疲勞限は55~56kg/mm²であつた。而して何れも表面より0.9mmの所に疲勞破壊を生じた。鋼Cに就いても同様の實驗を行つた。即ち伸びた試料も然らざる試料も疲勞破壊が同じ箇所(芯と窒化部の境)に發生する故に伸びに依つて疲勞限は變

るものでないことが解る。又一方伸びは窒化層の壓縮應力を全部除去することが出来ないけれ共之を大いに軽減することが出来る。従つて窒化鋼の疲勞限の高くなるは窒化部の壓縮應力に依るのでは無く、窒化部の著しい硬度に基因するものであると云ふことが出来る。

窒化層の過負荷に對する抗力——窒化部は非常に脆いから之を構造物に利用する場合には過負荷に依る疵の發生並に疵の發生に依る疲勞限の著しき低下に就いて考慮せねばならない。そこで疵を生ずるための條件を知るためにB鋼の種々の厚さの板の窒化せるものに就て靜的屈曲試験を行つた。是によると薄いもの程疵の發生に大なる負荷を必要とし、又芯部の硬きもの程大なる負荷に耐える。

(F. K.)

28 時間焼鈍の可鍛鑄鐵 (Dwyer, P.: Foundry, Oct. 1936 p. 30) 白鉄は電氣爐で造る。電氣爐は Greene Electric Furnace Co., Seattle 製の单相弧光爐で、外徑 48in, 消費電力 650kwh/t (入力 100kwh の時)~550kwh/t (入力 200kwh の時)、熔解速度 300lb/hr (入力 100kwh の時)~750lb/hr (入力 200kwh の時)、電極の直徑 3in (入力 100kwh の時)~4in (入力 200kwh の時)、電極消費量 1.5lb/t (入力 100kwh の時)である。

燒鈍には Hevi Duty Electric Co, Milwaukee 製の電氣爐 2 基を用ひ其の 1 基が加熱上昇の間に他の 1 基を冷却裝入する。爐の内容積は幅 24' 奥行 48' 高さ 18' で、入力 50kwh, 丸棒を熱源とし之を獨立した溝の中に置き溝はバラボラに作つて輻射熱を室内へ均等に反射させる。白鉄は C 2.00%, Si 1.50% を有し之を角形ポットに入れて裝入する。其の熱處理は 4 時間で 1,750°F に上げ此の溫度に 10 時間保持してから 14 時間で常溫爐中冷却する。斯くて燒鈍後の材質は抗張力 55,000~60,000 lb/in² 降伏點 34,000~40,000 lb/in² 延伸率 17~25% を有する。

(南)

高速度工具鋼 (Gill, Th. P.: Metal Prog. Nov., 1936) 高速度鋼として特に講述せるもの成分は C 0.70, W 18, Cr 4, V 1% である。

分離炭化物: 高速度鋼は其處理に關せず分離炭化物の粒が見られる。此分離物質の鋼に及ぼす影響は大であるが從來其成分の探求を主とし其影響に就ては未だしの傾向がある。此炭化物の形と分布状態は色々異り之が作られた鋼塊の組織と直接關係するものなる事は知られて居る。種々なる分布状態は鋼塊の大きき及其形状、鑄込溫度、冷却速度及加工度に依るものにして、個々の粒の形も球狀或球狀に角狀を混ふる等異なる。全く角狀である事は異常で之を加工に依り直す事は不可能である。然し一部角狀である事は普通で之が如何に鋼の性質に影響を及ぼすかを後に示さう。斯の如き角狀の分離炭化物をもつ高速度鋼は球狀炭化物の鋼の燒鈍状態の硬度 C 65~66 に比較し燒入燒戻しても C 62~63 の硬度しか示さぬ。此炭化物の成分に就て見るに Westgren & Phragmen は之が W で飽和せる時は Fe₃, W₃, C, Fe. で飽和する時は Fe₄, W₂, C であると示して居る。今 HCl に溶解して其残渣を種々の熱處理に就て見るに燒鈍材よりのものは硬化したものよりも C, Cr, V 共に多い。此高 C は炭化物より地鐵への擴散を示す。而して残渣中には Fe₂, W にて示される新化合物の含まれて居る事が分つた。要するに分離化合物は Fe₃, W₃, C を主とし少量の Fe₂, W を含んで居る事が分り炭化物なる名稱も正しい事になる。而して其成分は燒鈍、硬化或は炭化物の形の球狀或角狀とは全く關係なく同一のものである。

此炭化物が結晶粒の大ききに如何に影響するかを見るに炭化物がよく分散して其を取圍む grain よりも非常に廣い範圍を占めて居る場

合には極めて結晶粒異常生長を拘束する性質の存する事が分つた。

機械的性質への影響: 高速度鋼の抗力及粘性は結晶粒の大きき及炭化物の分散状態により大いに變化する。Emmons の捻り試験の結果を摘記すると試料は夫々燒入後 1,050°F, 1.5hr の燒戻を行ひ硬度 C 63~65 の間に在る。何れも小さい球狀炭化物を含むものに於て抗力及粘性は直接其粒の大ききに關聯する。即ち粘性は結晶粒の大ききと共に急速に減少す。更に一旦熱處理せるものを歪取り後再度前と同じ燒入處理をすると粒の大ききは同じ乍ら粘性は著しく減少す又燒入に際し炭化物の溶解點迄加熱したものは殆んど粘性變形を示さない。炭化物の形を角狀にしたものは非常に脆弱であつた。之は炭化物の角が楔の作用をするものと思はれる。分離炭化物の形を斯くする事は溫度と其保持時間に比例するもので長時間加熱は燒鈍の場合でも其最後の成品に重大關係を持つ。燒入試片は硬度 C 65~67 で少しも粘性變形を示さぬが之は残つた歪に因る爲である。熱傳導率の問題は重要で之が工具の生命に關聯するものであるが分離炭化物の形及其分布状態は全く傳導率には影響を與へぬ。

熱間硬度: 高速度鋼の最も重要な性質で Harder & Grove に依ると高溫に於ける高速度鋼の硬度は其切削性に關聯すと結論して居る。今其結果を摘記すれば成分は 18~4~1 鋼で溫度は 1,200°F に於て鋼の履歴に依り差あるも大略ブリネル 338~415 の範圍に在ると。熱間硬度は粒の大ききと共に増加し最小粒のものにて平均 342 中位の粒にて 390, 大結晶粒にて 410 であつた。炭化物の溶解點迄加熱したものは大きい結晶粒で單に大結晶粒としたものと同一の硬度を持つて居た。壓延状態から燒入したものは 369 で粒の大ききに相當せるものであつた。角狀分離炭化物のものにては非常に變つて居て燒入状態で 335, 然かも燒戻すると 388 であつた。之等の結果は切削試験と一致し小なる結晶粒のものが縁の缺ける事なく長壽命であつた。

繰返し硬化處理: 高速度鋼の繰返し硬化處理をすると所謂 'Fish Scale' なる破面が表はれる。Brophy & Harrington に依ると之は内部歪の存在による結晶の異常生長によるもので之は勿論存在せる歪と關聯するものである。即ち燒鈍して歪を除去する事なしに然も異常生長を防止する様に注意して加熱時間を採らぬと惹起するものとす。再結晶範圍 1,375~1,440°F 間の加熱度こそは重大要素で、ある油燒入試片に於ては此溫度範圍迄は 25°F を 30 分の割で上昇し、直ちに 1,550°F の豫熱爐に移し次に 2,350°F に加熱して燒入した。以上の様に内部歪に起因するとすれば之を除去する策を講ぜねばならぬが歪は外部より内部に多き故却て困難であらうと思はれるが著者は内部歪が左程迄に結晶の異常生長に影響するであらうとは考へられぬ。

加熱爐氣の影響: 加熱に際し精密な切削角を損傷せしめぬ爲に加熱爐氣は重要な要素で爐氣が加熱中に材料に影響する事は知られた事實で Tour, Phillips & Weldon に依り發表せられた處に依ると硬化加熱中鋼の周圍の瓦斯は炭化物を溶解せしめると共に結晶粒の大ききに影響する。從て爐氣の制禦が考へられ、最近は必要以上に長時間保持しても結晶粒の異常生長を起さぬ様なある爐氣に就て發表された。著者は種々の混合瓦斯により次の結果を得た。試料は徑及長さ夫々 2" 中心に深さ 1/4" 徑 1/32" の孔を穿ち之に熱電對を入れ且 hearth の溫度と共に測定す。試料の豫熱は總て 1,550°F 35 分とす。先づ 2 個の試片に於て溫度を 2,360°F とし A は CO₂ 46, CO 11.4% の瓦斯中にて、B は CO₂ 11, CO 1% の中にて加熱せり。其結果 B は溫度の上昇度も A より迅速で且高溫迄達した

が A は hearth の温度にも達しなかつた。更に試料 C は CO_2 3.8, CO 11.6%, D は CO_2 11, CO 1% として結果を見ると何れも同様で組織及粒の大きさも差違なく、硬度も同様に C 66 で此結果は温度を變へても殆ど變りない結果を示した。以上から CO_2 , CO のみが加熱度を變更するものでなく、 CO_2 , CO の一定の比を保ち其他の瓦斯を調節する事に依て同様に可能なる事が分る。更に爐氣が果して結晶粒の大きさに影響するや否やを知る爲に爾後の試験を行つたのである。石英の加熱管を使用し CO , CO_2 及空氣の 3 種の瓦斯を用ふ。温度は 2,340°F. CO の場合試片の中心は 20 分後にも管の温度に達しなかつたが CO_2 中にては 12 分で、空氣中では 5 分で到達した。之は明らかに酸化に依る加熱と見られ一種の self-heating である。而して以上 3 個の粒の大きさは殆ど同様であつた。

以上の諸事を結合するに 18-4-1 高速度鋼の分離炭化物の成分は熱處理、分布状態に依り變化なく、其形状は硬化度には影響する如く思はれる。抗力及粘性は結晶粒の大きさ、炭化物の形及其分布状態により影響を受けるが熱傳導率は變りはない。高温の硬度は粒の大きさ及形に影響されるが分布状態に關する所は少い。結晶の異常生長は鋼の履歴には關係なく固溶體に溶けぬ炭化物が之を制禦する。内部歪は低い温度で長時間に取り去れば再硬化處理に際しても影響する所は少く粒の大きさは加熱爐氣に左右される所あるも加熱度より受ける所は僅少である。

(Y)

鼠鑄鐵の黒鉛の大きさに及ぼす含有非金属物質の影響 (Norbury, A. L. & Morgan, E.: Iron and St. Inst. Sept. 1936) 本實驗は坩堝爐、銻鑄爐、及びその他の爐での銻解による鑄鐵中に含有される非金属物質の黒鉛の大きさに及ぼす影響に就ての實驗報告である。

先づ小型坩堝爐銻解に就て述べると鼠鑄鐵を約 1,500°C に過熱すると黒鉛は微細になり、然らざるものは粗大なる黒鉛を生ずるといはれてゐるが、之には尙幾多の疑問があるので著者は黒鉛の大きさが核に原因しない範圍内では多分銻湯中の瓦斯又は含有される非金属物質の存在に依ると考へたのである。先づ試料を作るのに鑄鐵 1/4lb をシレットの電氣爐中にある耐火粘土製坩堝中に入れて約 1,350°C に熱した。装入材料としては小型インゴットを使用した。之は酸化もされず成分にも變化のない良好なるものを作り得た。銻解には約 20 分間要した。滓を除去して後含有されてゐる非金属物質を除き又は新に非金属物質を銻湯中に加へて後坩堝を爐より取り去り空中冷却しその破面、組織等をしらべた。銻湯中に存在し易い非金属物質は珪酸、珪酸化合物、瓦斯としては一酸化炭素、炭酸瓦斯等で前者を除去する熔劑として $NaOH$, Na_2CO_3 、後者を除去するには $Na-Pb$, $Ca-Cu$, Mg 等を使用した。 $NaOH$ を加へると破面は幾分粗大となるが黒鉛の大きさに影響を認めなかつた。破面が粗大になるのは H_2 の爲である。又 N_2 は間接的に精鍊作用を有するものである。

次に成分の影響として、 Mn 0.03~1.00% のものを作つたが 1% Mn のものも H_2 , N_2 の影響は認め得なかつた。次に 1.5% P を含むものでは N_2 で精鍊されたものもされなかつたものもあつて、之は N_2 化合物の形成される場合に N_2 の精鍊作用が起るものである。又各種の窒化物、窒化銅、青化物等をも添加した。 $Fe-C-Ti$ を加へると N_2 で精鍊し得ない銻湯を清淨にし、その銻湯中に N_2 瓦斯を通ずると往々ある程度の精鍊が出来た。従つて $Fe-C-Ti$ を添加して銻湯を清淨にせる後 $CaCO_3$ を加へると黒鉛組織を完全に微細にし出来たるインゴットの破面は煤の如き黒色を呈してゐた

$Fe-C-Ti$ を添加後 CO_2 瓦斯を通じても同様な結果を得た。即ち $Fe-C-Ti$ の添加は 1-2%, CO_2 は 2 分間通ずると充分である。即ち 0.1~0.2% Ti を溶かし込んで CO_2 を通じると亜共晶鑄鐵では黒鉛組織は完全に微細になるけれども超共晶鑄鐵では然らず。5% Si , 1% Mn , 0.15% Ti を含む鑄鐵は N_2 で精鍊され、5% Si , 0.03% Mn , 0.05% Ti を含む鑄鐵は N_2 で精鍊されなかつたが、之は前述の如く N_2 の精鍊作用は間接的なもので、兩者共に Ti を添加後 CO_2 で處理すれば完全に精鍊し得られる。各種銻鐵の Ti 量は瑞典銻は 0.04%、ヘマタイト銻約 0.67%、1.5% P 銻 0.15~0.30%、バーン銻 0.25~0.30%、諾威銻 0.8% 以下、及び 10% 珪素鐵 0.25% で、亜共晶銻湯を作り得る様充分に鋼を加へる時にも之等の Ti を含有すると再銻解して得る鐵の破面を微細になすものである。

次に種々の滓と銻湯とを接觸させて銻解を行つた。即ち約 20 分間 Ti 痕跡の鐵を銻解して同様に精鍊されるか否かをしらべた。

Diepschlag はアルミナの多き滓と接觸すると鼠鑄鐵の黒鉛は精鍊され、珪酸の多き滓と接觸すると黒鉛を粗大にする述べ、又 Colbeck 及び Evans は銻鑄鐵の取鍋中に曹達灰を加へると黒鉛を微細にし、金屬中の硫化物、珪酸を減少さすと述べてゐる。本實驗では滓と湯とを充分接觸さす爲に瓦斯で泡立たせた。滓としては TiO_2 , チタン鐵礦、 Fe_2SiO_5 , Al_2O_3 , SiO_2 , FeO , CaO , CaF , $NaOH$, Na_2SiO_3 , MnS , MnO , PbO , 硼砂、銻銻爐滓等を種々使用したが少しも精鍊されなかつた。硼砂を用ふると B を吸收する爲白銻になり、 Pb 又は Pb の化合物は往々ある程度の精鍊が出来たのみである。

之等の實驗に過熱の影響を避ける爲、比較的低温度 (1,300~1,350°C) で行つたのである。

次に Si 痕跡の銻解實驗を行つたが、之は Si 以外の他の非金属物質の上質に就ての實驗である。完全に非金属物質を含まない銻湯は得られなかつたが、瑞典白銻 (Ti 3.7%, Si 0.2%, Mn 0.03%, S 0.03%, P 0.03%) に純 Ni 20% を加へたものは主に黒鉛は微細になり、之等の銻解では痕跡の SiO_2 , FeO の他には殆んど非金属物質は含有しなかつた。又 Si も含まなかつた。之等の鐵中に H_2 を通じたが大して粗大にはならなかつたし、 Ti 及び CO_2 で處理すると完全に精鍊されたが、 Ti 及び CO_2 での處理後 H_2 を通ずると全く粗大になつた。酸化物を含む銻湯には H_2 は大なる影響を與へる故に、之は全く H_2 の還元作用に依るものである。 Ni を添加しない瑞典白銻も C の損失がない時には鼠鑄鐵になり Ni を含むものと同様主として微細な黒鉛を生じた。この銻湯に 40% 珪素鐵を添加すると粗大な黒鉛になつた。瑞典銻に $CaSiO_3$ を添加すると同様に粗大な組織を生じた。 Ti 及び CO_2 で處理した鼠鑄鐵の銻湯中に珪素鐵及び珪酸カルシウムを添加しても特別粗大になす作用はない。

瑞典白銻に 0.1% Al を加へると黒鉛を粗大にするけれども、尙銻解を續けるか又はその中に CO_2 を通ずると湯の表面に Al_2O_3 の塊を生じ、 Al が全部酸化すると黒鉛は瑞典白銻よりも微細になる。又過剰の Cu は黒鉛組織を微細にする。 Ag , Bi , Ta 等の元素はその銻解度の甚だ低い爲、黒鉛の精鍊作用は認められない。

$Ti+CO_2$ で處理すれば微細な黒鉛になり又他のものの處理では粗大なる黒鉛を生ずるのは兩者の場合共に銻解中に生ずる非金属物質の性質が異なる爲で、即ち含有非金属物質の凝固點の相違に原因してゐると思はれる。即ち Ti 及び CO_2 で處理すると液態のチタン酸を生じ、その爲黒鉛の析出する際過冷を起しそれ故に黒鉛が細かく

なるのである。Hanson は甚だ純粋な材料を用ひ真空中で溶解せる $Fe-C-Si$ 系合金は黒鉛は微細になり、之を空气中で再溶解すると粗大になつたと述べてゐる。上より考へると $Ti+CO_2$ で処理されて作られたる含有非金属物質は特に銻け易いものであると思はれる。

次に銻銻爐及び他の爐での溶解のものに就て述べると、前述の 1/4 in の小型坩堝爐溶解に於て Ti 及び CO_2 の精錬に及ぼす効果が認められた故に、之を 50lb, 200lb の大型坩堝及び銻銻爐溶解のものに應用したのである。即ち骸炭を燃料とする之等の坩堝にヘマタイト銻 + 10% 鋼を装入して溶解し、 $Fe-C-Ti$ を 2% 添加後 CO_2 を 2 分間通じた。多くの場合直径 1 2" の試験棒で可なり微細な黒鉛を生じたが之は完全ではなく溶解により相違してゐた。銻銻爐溶解のものにも同様な處理を施したが、大した精錬結果は得られなかつた。 $Fe-C-Ti$ を製團したものも然らざるものも同一で、溶解し難く（溶解點約 1,400°C）往々滓で被はれて湯中に銻け難かつたのである。次に上述の大型坩堝に上と同様の装入をなして溶解し之に $Fe-Si-Ti$ （溶解點約 1,200°C, Ti 20%, Si 20%, $Al > 1.0\%$, $C > 1.0\%$ ）を 1-2% 添加後 2 分間 CO_2 を通じ直径 3" の棒に砂型に鑄込んだが之では破面全體が完全に微細なる黒鉛をなしてゐた。同様な處理を銻銻爐の湯に就き取鍋中で行つたが微細にはならなかつた。即ちこの場合も Ti 合金は溶解し難かつたのである。溶解點約 1,000°C の Ti 合金に就ても實驗を行つたが結果は殆んど同様であつた。 Ti 合金を充分溶解するには此を薄鋼板に包んで加熱せる黒鉛プランジヤで突込むとよい。又脱酸劑を加へると Ti を幾分溶解し易くする。次に坩堝中の各種鑄鐵に $Fe-Si-Ti$ (20% Ti) 2% を添加し、之を亜共晶鑄鐵にする爲に鋼を 10% 加へ更に CO_2 で處理した場合、 Ti 量の少い銻 (0.07% Ti) の方が鑄物中に 0.35~0.40% Ti を含み、 Ti の多い銻 (0.28% Ti) よりも Ti が多く銻け込んでゐた。之を再溶解して再び $Fe-Si-Ti$ 2% を加へ CO_2 で處理しても Ti は少しも増加しなかつたが、0.07% Ti の銻に $Fe-Si-Ti$ 4% を添加すると鑄物中の Ti 量は約 0.6% も含んでゐた。之等の結果より見ると Ti が溶解して後 CO_2 で酸化される時には溶解湯中には Ti は約 0.35% 以上ははいり得ないし又反對に Ti 溶解中に固溶態として存在する時には——この時の Ti は多分凝固の際炭化チタニウム——黒鉛——オーステナイトの三元共晶を形成する—— Ti が多量にはいり得たのである。之等 Ti を含む銻鐵に唯鋼を 10% 加へたのみで坩堝で再溶解すると直径 3" 棒のもので完全に精錬され微細な破面をなしてゐたが、之と同様の装入で銻銻爐で行つて比較したが破面は甚だ粗大で尙 CO_2 で 2-8 分間處理しても變化はなかつた。この鐵の強度は坩堝爐製のもの約 2/3 であつた。之等兩者の破面状態の異なるのは單に化學成分の相違には依らない様である。併し銻銻爐溶解の際にも Ti を含む銻鐵を装入する場合、或る状態下では微細な破面の鑄物を作る事が出来る。

次に上と同様な装入で坩堝中で骸炭、骸炭灰、石灰石、銻銻爐滓等を溶解湯と接觸させ通風量を加減して溶解した。之に依ると大體骸炭は破面を粗大にする作用があるが之は骸炭中の細かい骸炭灰が溶解中に含有される爲で、骸炭に Na_2CO_3 を添加すると粗大作用を減ずる様である。併し同装入のものを重油又は微粉炭廻轉爐で溶解せる際も又粗大になつたので、骸炭灰は銻銻爐溶解のものを粗大にする主なる原因ではない。

次に坩堝爐溶解のものに就て酸化、還元實驗を行つた。酸化實驗に就ては溶解湯中に CO_2 , 空氣等を溶解中及び溶解の前後に通氣した。又溶解後に酸化鐵も加へて見たが、 Si , Mn , Ti は可なり損失したけ

れども粗大な黒鉛は生じないで 3" 棒の鑄物は之等の處理後は完全に精錬される黒鉛組織をなしてゐた。次に還元實驗では上記の酸化實驗と同装入で H_2 を 2 分間通ずると破面は粗大になり、10 分後 CO_2 を 2 分間通ずると尙一層粗大になり、鑄物中の Ti 量は可なり減少した。 H_2 を 4 分間通じたものは更に粗大になつて之を再溶解して CO_2 を通じてその儘で變化はなかつた。 H_2 を 2 分間通ずる前に CO_2 を 2 分間通ずると粗大にする影響は減少し、更に CO_2 の代りに Fe_2O_3 を 2% 添加すると尙減少したが、之等酸化物による處理後長時間 H_2 を通ずる時には完全に粗大状態を呈したのである。

酸化、還元を二度繰返すと尙一層粗大になり Ti は損失し溶解爐溶解のものと同様の粗大状態を呈した。ヘマタイト銻 + 10% 鋼の装入のものに就ても同様であつた。以上の如く酸化状態 + 還元状態は鑄物の破面を粗大にするものである。(山本)

8. 非鐵金屬及合金

橋梁用アルミニウム材に就て (Metal Ind. Sep. 4, 1936. p 234/235) 最近米國で發明された輕合金 "27. S. T." は密度 175.5 lbs/ft^3 , 抗張力 60,000 lbs/in^2 , 延伸率は標點距離 50mm で 12%, プリネル硬度 118 であつて、陸軍關係當局より優秀なる橋梁構造用材料として推賞されてゐる。本合金は熱處理と人工時效法が利き、又容易に熔接出来るといふ特徴を有してゐる。橋梁に用ひた一例としては、Warren 式箱形トラス即ち高さ 6ft, 幅 2ft, 長さ 20ft の區劃に分けられた構造に使用されてゐる。此の構造は左右の貨物車走行路の中心距離 6'4" あり、各々の幅は 2'10" あつて 100 lbs/ft^2 の荷重に對して設計してある。20ft の間隔に丈夫なブレーシングを入れたもの 5 組を相互にボルト締めにし、全長 100ft の橋梁を形成してゐる。2 個の固形な Approach Span があつて主材に弛くねぢ止めし、橋の兩側には高さ 10'2" の柱が立ち可撓鋼製ケーブルが掛つてゐる。これ等の總重量は僅かに 14t 以内であるから 3t 貨物自動車 5 臺で運搬出来る勘定になる。

かゝる構造物は地金材料の價格の高低よりも、輕量なること、組立の容易なことに重點を置いて設計すべきである。即ち價格のみの點より觀察すればアルミニウム合金は必ずしも鐵より安價ではないが橋梁の床面に用ふると主材が支持すべき死荷重を減少して、働荷重に對する容量を増加し得るからである。その實例として米國ピッツバーグのスミスフィールド橋は從來床面を鍊鐵に木材を張つて作つてあつたが、それをアルミニウム合金材を用ひて改造した結果 700t 以上重量が減少した。全長 22'6" の床主梁は 40" \times 3/2" のウェブ鉄と 3/8" \times 3" \times 4" のアングル 4 本とより成立ち、此等が車道を形成する橋梁の半分宛を支へてゐる。

アルミニウム合金使用の有利なる點を數値を以て示せば、鐵材使用の場合の約 50% の價格で組立て得るのである。即ち材料費が鐵の 6~7 倍と見ても、加工費 1/2, 運搬費 1/2, 組立費 60%, falsework 30%, 基礎工事費 75% 位であるから、總計して 300ft スパンでは鐵製橋の約 50% で出來上るのである。600ft では約 20% 以上少く、900~1,000ft に及べば大體鐵と鈞合ふ様になる。従つて基礎工事の困難な、比較的スパンの短い橋梁には極めて有利であることが解る。(I. K.)

低温に於ける Monel の機械的性質 (Ackerman, D. E.: Metal Progr., Nov., 1936) 試料の成分及常温に於ける抗張試驗の結果は第 1 表に示す。燒鈍材の伸は徑の大なる試片に於て稍々大で 0.200" 徑試片に於ては抗張力 80,200 psi , 比例限 24,100 psi , 伸 42%

断面収縮 71% である。第 2 表は抗張力及延性に及ぼす低温の影響を示す。鍛造、焼鈍材共に温度の降下と共に抗張力を増し -310°F には約 50% 増となる。然も常温の延性は大体低温に於ても保持する事は鐵鋼と大いに異なる所である。今從來の研究結果に就て見るに第 3 表に示す如く測定方法に困難があつて其全部は信用出来ぬかも知れぬが大體其傾向は此結果と一致して居る。因に Colbeck &

第 1 表

	鍛 材		鑄 材	
	鍛 造	燒 鈍	普 通	'H' 級
化 學 成 分				
C	0.14	0.14	0.13	0.14
Mn	1.07	1.07		
Fe	1.30	1.30	1.95	1.50
S	0.005	0.005		
Si	0.06	0.06	1.43	2.69
Cu	29.66	29.66	29.4	29.4
Ni	67.78	67.74		
機 械 的 性 質 (0.505" 徑試片)				
抗 張 力 psi	86,800	78,650	80,000	88,900
降 伏 點 psi	64,800	31,300	37,600	56,800
耐 力 限 (0.1%) psi	—	—	36,300	54,700
比 例 限 psi	54,500	25,500	26,200	29,300
伸 縮 %	31.0	51.5	28.0	15.0
断 面 収 縮 %	72.5	75.0	34.0	27.9
ブ リ ネ ル 硬 度	171	127	135	190

第 2 表

性 質	70°F			32°	10°	-20°	-310°	
	鍛 造	燒 鈍	燒 鈍	燒 鈍	燒 鈍	燒 鈍	鍛 造	燒 鍛
抗 張 力 psi	0.505" 徑試片			0.200" 徑試片				
降 伏 點 psi	86,800	78,650	80,200	83,000	84,400	86,800	130,000	117,600
比 例 限 psi	64,800	31,300						
伸 縮 %	54,500	25,500	24,100					
断 面 収 縮 %	31.0	51.5	42	44	42	47	32	50.7
	72.5	75.0	71				72	75.3

第 3 表

試驗温度 °F	室 温	32	14	-4	-40	-76	-103	-112	-184	-292	-423
W. De Haas & R. Hadfield											
抗張力 psi	86,500										142,000
降伏點 psi	48,000										96,400
伸 縮 %	36.0										38.5
断面収縮 %	74.5										61.0
硬 度	145										
E. W. Colbeck & W. E. Mac Gillivray											
抗張力 psi	70,700	77,500			80,000			85,400	91,500	110,300	
耐力限 psi	20,900	25,400			24,900			27,000	28,600	29,600	
伸 縮 %	40.6	47.5			47.3			40.2	40.6	51	
断面収縮 %	75.0	77			76			74	74	72	
H. W. Russell											
抗張力 psi	93,310				102,900						
伸 縮 %	33				37.5						
断面収縮 %	71.7				71.4						
硬 度	208	203			218	218	222	227			

第 7 表

試 験 者	處 理	溝 型	各温度に於ける鍛造 Monel の衝撃値								
			室 温	32 F	10	-4	-20	-40	-76	-112	-310
Ackenman	燒鈍	45°V	216	215	224	—	212	—	—	—	216
Russell	冷間引拔	健孔型	62	74	—	66	—	63	60	63	—

第 4 表

處 理	弾 性 率		平均温度係數 122~-58°F	係 數 比 -13/77°
	75°F	-50°F		
抗 張				
燒 鈍	25,500,000	25,800,000	-16.4 × 10 ⁻⁵	1.12
冷間引拔	25,500,000	25,800,000	-16.5 × 10 ⁻⁵	1.02
捻 廻				
燒 鈍	9,400,000	9,500,000	-16.7 × 10 ⁻⁵	1.09
冷間引拔	9,400,000	9,500,000	-17.9 × 10 ⁻⁵	1.10

第 5 表

温 度 F	許 容 荷 重 (psi)	
	N = 40,000,000	N = 60,000,000
室 温	36,000	35,700
-40°	38,800	38,400

第 6 表

温 度 °F	シ ャ ル ビ ー 衝 撃 値				
	鍛 材			鑄 材	
	燒 鈍	鍛 造	冷間引拔	普 通	'H' 級
室 温	216	189	135	74	44
32	215	—	135	90	52
10	224	—	140	—	—
-20	212	—	136	—	—
-310	216	184	—	90	47

Mac Gillivray の試料の成分は Ni 69.58, Cu 28.86, Mn 0.28% で Russel のは C 0.08, Mn 0.99, Si 0.01, Fe 1.78, Cu 28.85, Ni 67.87% であつた。

弾性率に就ては Keulegan & Houseman の記録があり第 4 表に示す温度係數の(-)で

第 8 表

温度範囲 °F	膨 脹 in/in/°F
-270~-80	6.79 × 10 ⁻⁶
-200~-80	7.09 × 10 ⁻⁶
-100~-80	7.22 × 10 ⁻⁶
0~-80	7.31 × 10 ⁻⁶

ある事は弾性率が温度降下と共に若干増加する事を示す者である。耐疲勞抗力は前記 Russel

が冷間引拔材に就き常温及 -40°F の結果があり第 5 表に示す。即ち之に依ると低温にては常温より長い生命を有する事が分る。

一般低温用材料に於て特に問題となる事は衝撃値であるが Monel に於ては第 6 表及第 7 表に示す様に殆ど常温と變化を示さない(第 6 表の試片の溝は 45°V 型)。斯様に鑄造材に於ても常温と變りなく衝撃抗力を保有する處より想像すると熔接材にても同様の事を豫想し得る。即ち熔接材にては抗張力 74,900 psi, 伸 30% の熔接部の平均衝撃値は常温 78 ft-lb, -310°F 73 ft-lb で差は大體鑄造材と同様である。熱的膨脹は第 8 表に示す様に常温から -200°F 附近迄は直線的であるが夫れ以下では稍々緩かである。

要之 Monel は低温に於て抗張力、耐力限、硬度を増し伸、断面収縮、衝撃値を減せず航空機船用器材として優れたものと云へる。

(M)