

弧 録

1) 製鐵原料

調節装置に依る熱風爐の燃料節約 (日本製鐵參考資料第5卷第1號) 熱風爐には屢々效率的作業が必要とする以上にガスの供給がつけられて居ることがある。一度チュッカー煉瓦が安全最高温度に熱せらるればそれ以上の加熱はガスの浪費となり、従てこれに對する精確なる記録器が必要である。或工場に於て、自動熱風調節機を据付たが其の結果は燃料費に於て鐵 1t 當り 10 仙、賃銀費に於て月 700 弗以上の節約を齎した。(Steel Dec 6, 1937)

世界のマンガン鑛狀況 (日本製鐵參考資料第5卷第1號) 從來主としてロシアからマンガン鑛石を輸入してゐたドイツは、最近南アフリカから輸入するやうになった。その變化は次表の通りである。

	ロシヤ	南アフリカ (單位噸)
1935	228,349	121,015
1936	32,082	108,602
1937 上半期	20,208	102,562

ドイツの南アフリカから輸入増加は 1936 年に締結された羊毛協定の結果である。

南アフリカのマンガン鑛石は大部分 42~48% の中位及低位の鑛石であるが、50% に達するものも少くない。鐵の含有量はマンガン含有量に反比例し、兩者の合計は約 58~60% に達する。珪酸の含有量は一般に 8% 以下で 5% 以下のものも少くない。燐分も輸出に際し 0.1% 以下であることを保證されてゐるが一般には更に低い鑛石は非常に硬く、輸送及貯藏に堪へる。

同地に於る探掘高は 1929~30 年度に於て 145,000 t であったが、1932 年に一時中止され、1933 年末再開された。爾來毎年増加を続け 1936 年に至て 254,169 t に達し、213,328 t が販賣され、其の金額 288,694 磅に達した、ドイツは最大の顧客である。

尙ドイツは本年上半期に於て、印度から 84,668 t のマンガン鑛を輸入した。前年同期の 14,281 t に比して非常な増加である。其の他の國からの輸入も非常に増加したが、ブラジル、ハンガリー、ゴールドコースト及蘭領印度が著しかった。

ロシアが世界最大のマンガン産出國である事は勿論變りがない。輸出もドイツに對しては激減したが、全體としては非常な増加を示し、前年上半期の 265,000 t に對して本年は 522,000 t に達した。

不況時代にはロシアは投資政策を採たが消費の増加した現在引けり風の状態である。

ロシアに次で印度と、西部アフリカがマンガンの二大産出國である。西部アフリカの鑛山はアメリカ人が所有してゐる。

最近に於けるマンガン需要の増加數量は、主なる消費國の輸入數量を見れば明である。1932 年に於て此等の國即ち合衆國、イギリス、フランス、ドイツの輸入數量は 900,000 t であったが 1934 年には 2,000,000 t に達し昨年は 2,400,000 t を越えてゐる。(Iron Age Oct 21, 1937)

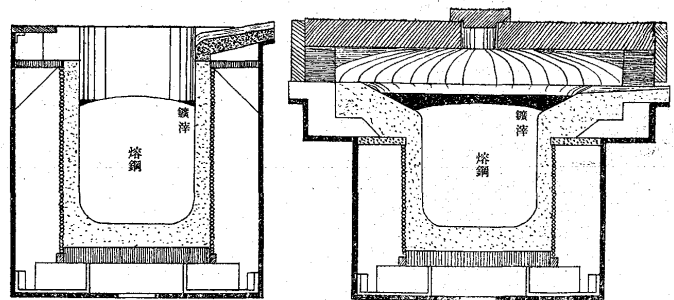
3) 銑鐵及び合金鐵の製造

低品位の米國のマンガン鑛より製造せるフェロマンガ

(Helge Loefquist, Metal Progress, Jan. 1937) T. L. Joseph 及び S. P. Kinney の兩氏の研究によると Mn 8~12%, P 0.2~0.3% の貧鑛も充分利用出来る又 E. Newton 氏は Fe 40%, Mn 10%, P 0.3% の鑛石を熔鑛爐で製鍊し Mn 14%, P 0.5% のスピーゲルを得たこれは直ちに製鋼には利用出来ぬがこれにある種の酸化物及び硫化物を添加し簡単な鑛滓處理を行ふと 熔融點 2,210~2,350°F の熔融性の鑛滓が 1~2 分で出來酸化物として Mn 63%, Fe 1~2%, P 0.05% 以下の優秀なものになる。残りの熔融せる金屬は主に鐵で復産物として充分利用出来る。尙この鑛滓には多少の SiO_2 及び Al_2O_3 を含むが殆んど差支へない程度である。この鑛滓から更に Mn を 10% 回收出來 Mn 80%, P 0.1% 以下の良質の $Fe-Mn$ が出来る。(N)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

高周波爐における鋼の精鍊 (Victor Stobie, Metallurgia, Dec. 1937) 現今迄高周波爐の用途は金屬の熔解にのみ限られて居た。其れは鑛滓の侵蝕に對し通常の坩堝が抵抗出來ないからである。即ち通常の高周波爐に於て (a) 熔解金屬の表面即ち鑛滓線は誘導コイルの高さ以下に在る。換言すれば爐の加熱帶中にある。鋼が熔ければ裝入物の加熱は坩堝内壁に接する鋼の薄層に於て起る。其れで坩堝に接する部分は熔融鋼の平均温度より遙かに高い。(b) 鑛滓線における坩堝壁の厚みはよく知られて居る電氣的理由に依り 2~3' 以上には増す事が出來ない。又此の壁は垂直であるから各加熱間の修繕不可能である。(c) 若し精鍊を行はんとする時には、金屬表面の強激な攪亂によって極めて活性高い鑛滓は坩堝を侵蝕して使用に堪へざらしめるに至る。普通考へられて居るのは反對に鋼精鍊の場合金屬の激しい攪亂は望ましくない。以上の考察より新爐を設計したが、其の際次の事を考慮に入れた。(1) 鑛滓線は爐の加熱帶内に入れる代りに過熱坩堝壁よりも上に位置する様にする。(2) 上昇された鑛滓線上の耐火物裡附けは出來得る限り厚くする。(3) 鑛滓線は各作業の後に修繕可能である様にする。(4) 電氣的原因に依る金屬の表面攪亂は減小せられねばならぬ。かくして圖示する如き爐が製作された。



普通の高周波爐

Stobie 型精鍊用高周波爐

此處に於て注意すべきは新設計の爐に於て誘導コイルは普通のそれよりも遙か下方に置かれ、且つ短いが成績は極めて優秀である。此れは理論上から言へば不合理であるが使用の條件下における高い力率に依るものと思はれる。

鋼中の C は 0.02% まで下げられる。此の値は弧光爐に於けるも

のよりも 3~4 倍も低いものである。Si, Mn, S, P 等は同時に減少する。S はよく減少するが弧光爐程ではない。然しこれは大した問題とはならぬ。その 1 例として

装入物	C 0.45~0.65%	S 0.04~0.06%
	Si 0.20~0.35%	P 0.04~0.06%
	Mn 0.65~0.90%	

精練鋼

No.	C	Si	Mn	S	P
135	0.02	—	—	0.030	0.008
136	0.02	0.29	痕跡	0.031	0.008
137	0.03	0.20	痕跡	0.030	痕跡
141	0.03	0.08	痕跡	0.033	0.021
143	0.03	0.21	0.07	0.033	0.020
148	0.03	—	—	0.023	0.012
149	0.04	0.33	0.04	0.020	0.007
151	0.02	0.22	0.03	0.22	0.011

鑄滓の流動度は普通の高周波爐を見て居る人には想像の及ばぬ程宜しい。精練の進行に従ひ石灰を要求する度合は増すが此れは冶金學的に言っても好ましい事である。浴の様子に依て鐵鑄石を加へる時期は直に知られる。

熟練してくれば鑄滓の状況、出て来るガスの状況其他等から鋼の炭素が 0.03% になったか 0.02% になったかは一見して知られる。

精練の終了時、鑄滓は流し出されて脱酸剤が投入される。新らしい石灰石、砂及び少しの螢石は柔軟なる鑄滓を作る。精練の時間は 20~40 分で鑄滓の組成は各時期に依り異なるが次の範囲内に在る。

SiO ₂	Fe	CaO
45~15%	35~20%	35~15%

平爐等の作業と異なり迅速に精練が行はれるので、その途中で熔鋼を汲取り組成を調べる事は此の場合出来ないが、其れは必要でない。何故ならば精練の道程は極めて狭い範囲内で自動的に進行するからである。又工人は常に爐内を看視して其の狀態の變化により適當な處置をとれば宜しいのである。

精練に関し興味ある事は、生じた CO が爐内に止て居ると精練は極めて遅くなると言ふ事で其の爲に蓋の穴を半開にして置く。

精練鋼に他の金屬を加へて合金を作る事は普通の場合と同様であるが、此の方法では極低炭素電氣用 Si 鋼が製造される事である。磁氣履歴に依る勢力損失は炭素含量に依り上下するからである。電氣用 Ni 鋼の場合も C の低い程宜しい。最も興味あるのは低炭素不銹鋼である。

著者の設計になる新高周波爐の使用は低炭素鋼の製造に適して居るのみではなく、作業の容易、商業的利益から言て注目値する。

(S. O.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鑄型の温度に就て (日本製鐵參考資料第 5 卷第 1 號) 製鋼業者は鑄型を鑄床に置く前、其の温度に就て一層注意を拂ふやうになつて來た。或る平爐工場に於ては 100°F 以下の温度に在る鑄型は決して使用しない。これは痲 (Scabby) のあるインゴットを作る恐れがあるのと、延て痲だらけの鋼片が出來、削除に多くの費用を要するからである。大湖地方の或る工場では鑄型を、或る簡単な方法で熔鋼を鑄込むのに適當な温度に保て居る。鑄型はインゴットを脱ぎ去た後で兩端にドアの付てある普通の煉瓦の建物の中に藏はれる。此の建物は熱された鑄型から放出する熱を受け、これが爲め鑄型は再び鑄床に置かれる迄保温される。(Steel Nov. 15, 1937)

鋼塊鑄型の缺陷に就て IV (Pearce, J. G. Blast furnace & Steel Plant, Dec. 1937) Ni は黒鉛化作用に於て Si の約 1/3 であるが Si の如く脆化せず蓋る靱性を大にする効果がある。尙結晶粒の成長を遅らせ熱衝撃に強くする、Cr は炭化物に對する安定化作用極めて大である。従て鑄型材に添加する場合は殊に注意を要する。Si の量を減少せしめずに Ni を用ひる場合は Ni と Cr を 3:1 の割合に添加せしめるとよい結果を得る。Cr のみを用ひると粒の成長酸化等に對しては強い抑制作用があるが熱衝撃に弱くなる。Mo も炭化物の安定化作用大で其上鑄鐵の強度を著しく増加せしめる。鑄鐵の冷硬化及び黒鉛化作用に於ける種々の元素の性質を次に示す。

元素	黒鉛化値	元素	黒鉛化値
Si	+ 1	Mo	- 0.35
Mn	- 0.25	Cr	- 1.2
Ni	+ 0.3~0.4	Al	+ 0.5
Cu	+ 0.35		

上記の表によつてわかる如く Ni 或は Cu を 1% 添加する事は Si を 1/3% 減少するのと同様な結果を得るわけで Mn, Mo, Cr の 1% は Si の 0.25% 0.35% 1.2% に比例する。Al の黒鉛化作用については目下研究中である。鋼塊鑄型に機械的に應力を與へて實際現場の熱による應力の試験をすると便利である。鑄鐵の棒を屈撓試験すると撓みは二つの部分からなる事を知る。その内主なる部分が全體の 3/4 を占めこの部分は充分弾性があり荷重をとると原位置にかへる残りの 1/4 は粘性で永久變形をなす、鋼に於ては弾性限界では全然粘性變形は起きない。この粘性の部分が衝撃に耐へ鋼塊鑄型には最も適當の性質である。微小な空隙は多少の變形及び迂りを許すもので小さい程靱性を大にする。この粘性の程度を最近 damping capacity といふ言葉で表し大きな黒鉛の間隙を有するもの程大であると云はれ鋼塊鑄型には大なる黒鉛の間隙を必要とする。鑄鐵の疲勞試験の結果もこれと同様な結論を得て居る。(K)

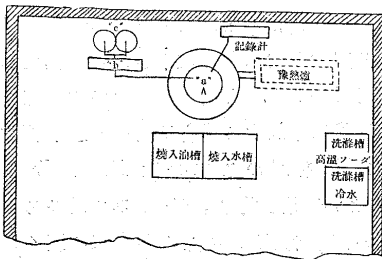
6) 鐵及び鋼の加工

チャップマンナイチング (Chapmanizing) (Rolf. R. L. Steel, Jan. 10, 1938) 本法は Chapman Valve 製造會社附屬研究所にて發明された表面硬化法であるのでかくして命名された。本法に依れば廉價な、低炭素の切削性良好な鋼を用ひ、低温で容易に窒化が行はれるのである。

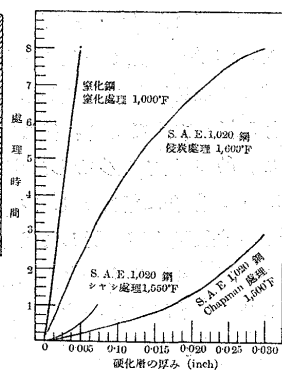
Chapmanizing には 2 つの方法があり濕式と乾式がそれである。濕式法は材料鋼を鹽浴中にて活性強き窒素ガスで處理し、次で焼入れるのである。それで普通の低炭素鋼に最高の硬度の肌を持たせる。乾式法は合金鋼を加壓の下にガス箱中で處理するに在る。此の箱中の材料は低温で活性強き窒素を吸収し最少の歪を以て硬い抗摩耗性の肌を生ずる。

Chapmanizing 法の裝置の配備は第 1 圖の如くである。(a) 坩堝爐、(b) Chapmanizer、(c) アンモニアタンク 液浴は材料を希望の焼入温度に上昇せしめ、且つ處理を受けて居る金屬に直接アンモニアを接觸させる爲に用ひた。無水アンモニアガスは加壓タンクからガスを活性化する電氣裝置を通して送られて來る。然し直接にガスを液浴に送ても効果は無い。若しアンモニアが不安定な形にあれば其の大部分は酸化されてしまふ。かくして金屬を窒化するよりも炭化する傾向を持に至る。それでアンモニアガスをして處理に必要な正確な性質を持った活性ガスに變化させるのが Chapmanizer の役目である。

第 1 圖 装置の配備



第 2 圖



Chapmanizer 以外には他に何等の特殊な装置を必要とせぬ。爐はガス、電気、油等により加熱される普通の坩堝爐である。高温調節は必ず必要で自動的溫度調節装置が好ましいが不可欠と言ふわけではない。

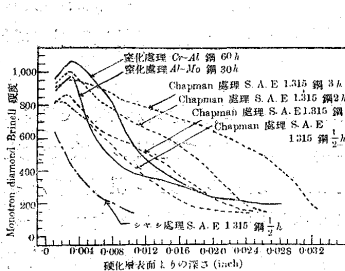
材料は空氣から直接鹽浴中に入れられるか又は豫熱する。材料が浴中に浸されれば浴を形成する化合物の薄層が材料表面に凝固し、次にこれが徐々に溶けて表面の過熱や薄肉部分の歪を防ぐ。液浴は常に均一の溫度に保たれ材料を一様に加熱する。此の方法では低炭素、廉價で切削性良好な鋼を用ひ得る。

圖は硬化層の厚みと處理時間の關係を現はし Chapmanizing の優秀な事が知られる。勿論硬化層の厚みは溫度低い程小さい。0.17% C 鋼で 1 1/4" 半径、5' 長さの棒が 1,450°F と 1,550°F の Chapmanizing 浴中に入れられた。さうして 30 分毎に 1 本づゝ引出されて硬化層の厚みを測定したら次表の如くであつた。

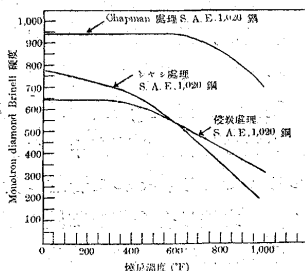
時間(分)	30	60	90	120	150	180
溫度—1,450°F 硬化層の厚み	0.005	0.011	0.016	0.019	0.023	0.026
溫度—1,550°F 硬化層の厚み	0.008	0.017	0.021	0.026	0.027	0.031

普通の作業にて monotron Brinell 硬度は 700~1,000 で熱處理と行はれた作業に依り異た値を與へる。硬度と硬化層の厚みとの比較は第 3 圖の如くである。最高硬度は表面より 0.002~0.003" 下の所に見出される。

第 3 圖



第 4 圖



第 4 圖は Chapmanizing 法に依る硬度は 600°F まで變化無き事を示す。

一般に窒化法によれば表面の硬度を高めると同時に脆性を増すが Chapmanizing の場合は極めて粘い。又次表に依れば抗磨耗性も大きい事がわかる。此の試験は 1 分間 90 の割合で 2" の stroke, 40 lbs/in² の荷重をかけ試料は乾燥状態で互に磨り合せ、30,000 stroke の往復を行たものである。

	磨耗量 gr/in ²
S. A. E. 1020 鋼 Chapman 處理 VS	
S. A. E. 1020 鋼 Chapman 處理 2 時間	0.0017
窒化鋼 VS: 窒化鋼處理 70 時間	0.0018
浸炭鋼 VS 浸炭鋼處理 10 時間	0.013

此の方法に依り得られた硬度は何に依るかと言へば Malcolm に依れば N₂ が鋼と作用して多量の窒化物を形成する時に迂り干渉を起し、其れに依り硬くなると言ふ。普通炭素鋼にて活性 N₂ の吸収は不溶性窒化物を生じ、此れは急冷にて臨界分散の状態に置かれ、且堅固に結合され、かくして著るしい迂り干渉を起す。硬度を生ずるに有效な窒化物は安定な物質で格子の大きさに比して大なるものであるから移動に依る集合は極めて困難である。以上の説に従へば此等多数の介在物(窒素)が臨界状態に存在する部分に硬度増加が起らねばならない。

窒化層中にて稠密な立方格子は表面硬度と脆性に關聯して居る如く見える。面心立方格子を示す硬化層と α 鐵格子は決して脆くはない。α 鐵格子は Chapman 處理硬化層中に見出される。此れから本法に依る硬化は α 鐵格子中に窒素が溶解して居るからであらう。且つ微細に分布した相が此の層中に存在すると考へられる。

以上の理論から、市販の鋼中に α 鐵相を生ぜしめる満足な方法を發展させると言ふ問題が残る。イオン化に依るアンモニアガスからの活性窒素ガスを製造して此れを鹽浴中に導く事に依り鋼は自己を觸媒として作用し、此の α 鐵中の特殊な構成成分の存在が可能となり窒化物は微細な分散した状態となると信ぜられる。

Chapman 法の成功は次の事實に關聯する。I アンモニアを活性窒素と水素とに分解する事。浴中の鋼は自由水素の燃焼溫度にて活性窒素と接觸する事。II 鋼を觸媒として或る安定な窒化鐵を形成させる如き窒素と金屬との相互作用、III 安定な窒化物の擴散と分散に依り作業溫度で鐵中に特殊構成成分を作る事。

且つ此の特殊構成成分の發達は次の諸點に依る所が大である。即ち

- (1) 不斷の溫度調節
- (2) 活性窒素ガスの均一分布
- (3) 燃焼に依る水素の完全放逐
- (4) 浴からの酸素の完全な消滅
- (5) 活性ガスを處理する不活性金屬部分
- (6) 浴中の適當な窒素量
- (7) 適當な焼入液の選擇
- (8) 浴から Chapmanizer を適當な距離に置く事。(S. O.)

合金鋼ロールの使用に依るコストの低減 (日本製鐵參考資料第 5 卷第 1 號) 目下連續熱間ストリップ及シートミルにニッケルチルドロールの使用が多くなり、最後スタンドのみならず一切のスタンドに据付ける傾向がある。此の種のロールは三重及四重水冷スタンドの作業ロールにして使用される場合非常に效率的である。合金鋼ロールの採用に依て多くの場合轉換費が低減される。これは製品に不合格品が少くなるのと、ロールの變更とその手入が少くてすむからである。

四重水冷ミルに於て實驗された結果に依れば 70~80 の Shore 硬度 (Shore Value) を有する中位の合金鋼ロールは、普通のチルドロールよりもロール研磨 (Grind) から研磨迄の間に於て壓延回数が 4.5 倍となり又高位合金鋼ロールでは、普通のチルドロールよりも一研磨當り 10 倍以上の回数を壓延し得る。(Steel. Dec. 6, 1937)

深絞り用潤滑劑に就て (Jevons, J. D. The Metal Industry, Jan. 1, 1937, p. 9~10) 深絞り用潤滑劑に、滑り、膜の強度、擴大力、附着力が必要であることは經驗並に理論から明かであるが、此等の性質は一般に使用される金屬の表面に作られた所謂吸着被膜の持つ基本性質の表はれであつて相互に密接なる關係を有するから、

特性の一部分である腐蝕性或は密着性のみを除去することは困難なことである。従てある特定の目的のみ好都合な潤滑剤を得るには他の条件を譲歩するより仕方がない。此の意味に於て吸着被膜生成の基本性質に關係ない他の物質を混入するのであるが黒鉛及酸化亜鉛を含有する場合には材料からの離れと金屬面の保護が比較的良いから其の必要はない。絞り用潤滑剤は大別してその機能が全然吸着被膜の生成によるものと添加物によるものと兩者の結合によるものとの三種類になる。吸着被膜を作るものには輕油及溶解液と重油及グリースとあるが、前者は輕油或は石鹼水の如きもので水と混合し得る油も此の部に屬し、主として黃銅の軽い絞り加工に用ひられる。ラード油を混へたものが最も良い。鹽素又は硫黃處理した油も此の部に屬し極めて強靱な吸着被膜を作り高壓の下で效率が非常に良いが附着する恐れがある。後者は重油、グリース等の高粘度のもので、普通添加固體の性質と量に依て性能が變化する。添加物のない此の種の潤滑剤は殆んど使用されて居らないが、唯線や棒の引抜きに固體潤滑剤を使用する人がある。水か輕油にチョークの如きものを混ざると品物との離れが良いが餘り用ひられてゐない。黒鉛の入たものは非常に優秀であるが附着するので、洗滌方法が改良されない限り餘り使用されないであらう。油分と固體の双方を含有するものは摩擦即ち熱の發生を減少し且品物と工具の分離を容易ならしめるので最も広く使用される。その一例として英國で發達したものに次の如き成分のものがある。

石鹼 (ソヂウム基, 良質)	ヒマシ油	チョーク (微粉)	水
5%	25%	45%	25%

石鹼とヒマシ油は吸着皮膜を形成し、チョークは固形添加物であり、水と石鹼とヒマシ油は混合して安定な乳狀液となって固形添加物を容易に分離せしめず、且安價な洗滌液(水分を主とするもの)でもたやすく落ちる特徴を持つ。固形添加物は少くとも25%以上普通25~40%入れなければ効果がない。次にヒマシ油にwhite leadを種々の割合で加へたものは深絞りに適して居るが、加工物の表面から除去するに困難であり又有毒でもあるが効果は極めて良好である。潤滑油の選擇は經驗によって定められる方が多いのであつて、同一條件の下に同一の作業を行ふと考へられても、絞り速度、間隙、壓力、工具の形狀等の變化が非常に微妙な影響を與へる故に潤滑油の性質を一般的に定義することは困難である。實際問題としては油其物の價格及油除去が安く出来るものを考慮せねばならぬ。理論的に潤滑油としての特性を備へたものには腐蝕性を持ち、加工物からの除去が困難なものが多い。今日迄の所では此の相反する兩性質を效果的に具備した油は見當らないのであつて將來の研究に待つべきである。(I. K.)

可鍛鑄鐵の急速燒鈍法 (Bryce J. J. & Schwab. H. G. Metal Progress, Jan. 1938) 1935年に於ける可鍛鑄鐵の75%はair furnaceで8%はcupolaで15%は熔銑爐と電氣爐で熔解及び精鍊して居る。この熔銑爐及び電氣爐の二つを用ひる方法は三つの特徴を有する。一つは化學成分の調節が容易で一つは過熱が自由に出来る爲黒鉛の核を多量に生成せしめ燒鈍時間が短縮される。一つは連續出銑が出来る爲生産能力が大となる。 C が高いと過剰のセメントタイトを黒鉛化する時間が長くなるが冷却の際オーステナイトから析出する炭化物を黒鉛化する時間が短くなる。 C が低いと鑄鐵の強度を増すが鑄込温度を高くする必要がある。 C 量は勿論 Si 量と密接な關係があり Si が高いとオーステナイトに溶ける C を減少せしめ臨界温度を高めオーステナイトに固溶せる炭化物を分解せしめ

る。二段目の燒鈍は臨界温度の丁度下で行はれ高温度を要する。 Si は黒鉛の核の生成を促す C と Si の量は鑄造性にも影響を及ぼす、 Ni, Cu, Al 等はオーステナイトへの炭化物の溶解度を減少せしめる。可鍛鑄鐵は最近自動車工業に盛んに使用されて居り燒鈍時間を短縮せしめて生産能力を増大せしめる必要に迫られて居る。以前は白銑を大型の燒鈍箱に入れ適當の砂、スケール、木炭を入れた。この木炭を入れるのは空氣を迫出し酸化及び脱炭を防ぐ爲である。順調に採業して燒鈍に5~7日を要した。この使用日数を分けて述べると次の如くなる。(1)常温から1,650°F迄加熱するのに40時間、(2)1,650°Fに保持するのに45時間、(3)臨界温度から冷却し臨界温度直下で保持するのに40時間、この總計130時間即ち5日半となり裝入引出等を入れると6日間は充分かゝるわけである。この1,650°Fは15年前は1,500°F位であつた、其後Southern Malleable Iron Co.では4日間に短縮した、この方法は過剰の炭化物の分解に1,650°Fで3日間加熱しオーステナイトから析出する炭化物を徐々に冷却して黒鉛化するのである。これが更に短縮され60~80時間になったがこれには大量生産を必要とする。其後ガス、油、粉炭で加熱する煉瓦積のマッフル爐も使用する様になり燒鈍箱もパッキング材も不要となつたが加熱の能率はやゝ劣る、現在では更にこの加熱の能率も高める爲に間接ガス加熱の爐中雰囲気調節出来る爐を使用してゐる爐中雰囲気を調節出来る爲めに酸化も脱炭も防止出来るし間接加熱の爲爐全體を均一に加熱出来る。然しこの爐中の雰囲気は加熱の温度範囲が廣く且つ種々の温度で長時間加熱する爲又白銑が1,550~1,750°Fでガスを發生する爲調節に中々困難である。尙雰囲気中のガスそのものも高温では種々に變化する。然し最新式の連續燒鈍爐にも盛んにこの特殊の雰囲気を通ずる事を行つてゐる。適當の合金の淺盤があつてこれに二つのローラーが附けてある。適當の時間に内部の裝入扉及び引出扉が上げられ爐中に押入れられ燒鈍を終たものが爐の別端から出る様になって居る。この運轉は全部機械的に時間的に行はれる。爐全體の加熱は自動的に調節出来る様になって居り高温から第二燒鈍温度へ、400°F迄急速に冷却するには冷い空氣を送つて90分で完了する様になって居る。爐中の雰囲気は入口で CO_2 11%, CO 1%, O_2 0%, H_2 1%, CH_4 0.3%である。高温では裝入物から C 及び H_2 が發生するがその量は1tにつき6~8lbである。1,750°Fではこの發生ガスの爲に次の如き組成となる、 CO_2 6.0%, CO 13.5%, O_2 0.0%, H_2 3.0%, CH_4 0.6% batch型の燒鈍爐では裝入物から1,550~1,750°Fで C が逃げ出して爐内雰囲気中のcarbon potentialが變た時は直ちに CO_2 5%, CO 9%, H_2 10%, CH_4 2%のDXガスで調節しなければならぬ、尙この種のガス組成は Fe とは1,500°F位迄は平衡状態を保ちこれ以上の温度での C の鐵よりの發生は平衡状態を保つてゆく程速かに變化せぬものである。従て1,500~1,750°Fに豫熱する間に炭化水素ガスで調節してゆかねばならぬ。然しこの際 C が多くなって滲炭を起す様な事をやつてはならぬ、扱て連續型の燒鈍爐は最も便利で廣く使用されて居る様であるが一方batch型のものも間斷的に生産する場合に適する。最初の建設費は何れも同容量では同じである只前者の方がガスの使用量が少なくてすむ利益がある。(M)

酸洗能力の増加 (日本製鐵參考資料第5卷第1號) ストリップスチールの生産業者は別に酸洗タンクを増設することなく酸洗能力を著しく増加して居る。鋼は交流低壓電極間を通される。其の結果として起る震動、加熱及びガスの泡立が鋼からスケールの離脱を早め同時に酸洗作用を速める。適當なる定格の變壓器と、組合せ裝置

とは必要とする低壓電流を供給する。(Steel. Nov. 29 1937)

ロールの硬度増加 (日本製鐵參考資料第5卷第1號) 現在形、丸の生産用に使用されるロールの多くには、Ni を含んでゐるが數年前までは少しも含んでゐなかつた。そして其の含有率は 2.5~3.5% で、これは現在の壓延作業計畫に必要な速度と壓力とに抵抗し得る硬度を得る爲めである。(Steel. Decb. 1937)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

滲炭鋼の硬化性試験 (Joming W. E. & Boegehold, A. L.

Heat Treating and forging, Nov. 1937) 試験棒は長さ 3', 徑 1" のものである。アダプターは先にねぢを切り試験棒に連結せしめ材質は適當のものでつくり 5~6 回使用出来る。この連結したものを 1,700°F で 8 時間滲炭し滲炭箱から取出し噴霧式焼入槽に入れて水焼入す、槽の底部のカップ状のものが落下する水をはね返しこ

の面で冷却が行はれる、試料が冷却されたら取出しエメリーペーパーで研磨し水冷された端の面からアダプターの端の面迄各所の硬度を測定する。測定後研磨機にかけて厚さ 0.015" の帯をとり一列に硬度を測る。實驗に用ひられた滲炭剤は二つで一つは新しい化合物である。L. A. Danse は簡単な試験片を考へて居る、銅板のスカートは無く試験片がよくはね返る水にあたる様な場所に保つ爲めに冷却装置が要る。寸法は外徑 1" の圓筒で 2 3/4" の高さで頭部にアダプターがねぢでとめてある。滲炭法は他と同一であるが只カップのついた試験片より冷却が早い爲めに結果に於て多少他と差異を生ずる。水槽は徑 13 1/2" 高さ 2 1/2 ft で所要温度の水が殆んど満水されて居る。水揚ポンプは 1/4 H. P のモーターを使用す。

試験鋼は硬化層浅き SAE 1,120 鋼、中位の SAE 3,115 鋼、深い 4,315 鋼を使用した、4,315, 3,115 の硬度測定面は表面より 0.015", 0.026", 0.035" の深さの所である。1,120 鋼は表面より 0.015" の所で測定した。表面よりやゝ中に入れた部分の方が普通焼入硬度大である。3,115 鋼は水冷却端より 9/16" の所で 0.015" の深さの所は B. H. N 600 以下に低下して居るが 13/16" の所では 0.026" の深さの所で低下し 0.035" の所では 1/2" の所で低下して居る。こ

第 1 表 滲炭標準鋼を 1,700°F から焼入した場合の硬度試験

SAE 鋼	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	P	S	Mc Quaid Ehn 結晶粒の大きさ	硬度 BHN 600 以上の水冷却端よりの距離吋	硬度 BHN 600 を得るに必要に於ける冷却速度 °F/sec
1020	0.19	0.49	—	—	—	—	0.025	0.031	6~7	1/16	420
1120	0.20	0.55	—	—	—	—	0.101	0.189	3~4	1/16	42
X 1314	0.14	1.27	—	—	—	0.05	0.030	0.100	7~8	1/16	420
X 1314	0.12	1.26	—	—	—	0.12	0.025	0.145	4~5	5/16	24
2315	0.18	0.67	3.63	—	—	—	0.025	0.019	3~4	2-1/2	27 以下
3115	0.14	0.70	1.08	0.78	—	—	0.025	0.029	6	3/16	12.5
3315	0.12	0.40	3.91	1.35	—	0.24	0.014	0.016	6~8	2-1/2	27 以下
4115	0.15	0.51	—	0.82	0.22	—	—	—	6	7/8	7.5
4315	0.19	0.69	1.95	0.54	0.30	0.2	0.025	0.012	6~8	2-1/2	27 以下
4615	0.19	0.52	1.88	—	0.27	—	0.025	0.017	6~8	7/8	7.5
4815	0.15	0.49	3.56	—	0.23	—	0.025	0.014	6~7	2-1/2	27 以下
5115	0.14	0.70	—	0.94	—	—	0.025	0.025	6	3/16	12.5
6115	0.19	0.48	—	1.23	—	—	0.025	0.021	6~7	3/4	9

第 2 表 1,700°F から焼入した際の水冷却端よりの距離による冷却速度の變化

水冷却端よりの距離吋	冷却速度 (於 1,300°F) °F/sec	冷却速度 (於 1,000°F) °F/sec	900°F 迄の時間 sec	1,100°F から 900°F 迄の冷却時間 sec
1/16	420	420	2	0.44
3/16	93	42	12	4.9
5/16	61	24	24	8
7/16	25	12.5	42	16
9/16	12.5	8.1	66	24
1-1/16	7.0	5.0	123	40
2-1/2	4.5	2.7	220	76

第 3 表 1,425°F から焼入した鋼の硬度の特性

SAE	C	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	McQuaid Ehn 結晶粒の大きさ	硬度 BHN 600 以上の水冷却端よりの距離吋	BHN 600 を得る爲めの 1,000°F に於ける冷却速度 °F/sec
1020	0.19	0.49	—	—	—	0.025	以下	0.031	6-7	1/16
4615	0.19	0.52	1.88	—	0.27	—	—	0.041	6-8	1/4
5115	0.19	0.76	—	0.94	—	—	—	0.025	6	1/8
6115	0.19	0.48	—	1.23	—	—	—	0.021	6-7	1/8
2315	0.18	0.67	3.63	—	—	—	—	0.019	3-4	3/4
4815	0.15	0.49	3.56	—	0.23	—	—	0.019	6-7	1

第 4 表 1,425°F より冷却せる際の水冷却端よりの距離による冷却速度 °F/sec

水冷却端よりの距離吋	冷却速度 °F/sec		900°F 迄の時間 sec	1,000°F から 900°F 迄の冷却時間 sec
	1,250°F で	1,000°F で		
1/16	700	700	0.55	0.22
1/8	450	400	0.90	0.49
3/16	100	53	7	3.5
1/4	75	35	8.7	5.3
5/16	21	14	25	12.8
3/4	14	9	44	20
1	8.7	6.8	66	30
1 1/2	5	4.6	102	42
2 1/2	2.3	2.8	175	78

の差異は C の量の不同による爲めである。SAE 4,315 鋼は何れの部分でも深さ 0.015" の所では b. h. n 600 以下にはならぬ。

斯くの如き硬度の變化を種々の鋼についてしらべた結果を第 1 表に示す。

結晶粒の微細なもののみ比較してみるに SAE 3,115, 4,315, 4,815 が最も焼入硬化層深く SAE 3,115, 5,115 が最も浅い。次に結晶粒の粗細は硬化に大に影響があるもので合金鋼は粗い方が硬化されるが炭素鋼は比較的結晶粒が粗くても焼入硬化層が浅い。

第 1 表の X 1,314 鋼の場合で最も明らかに粒の大小と硬度の關係がわかる。結晶粒の中程度のもので微細なもの約 5 倍の深さ迄硬化される。各所の冷却速度測定にはその部分に細い線の熱電對を熔接し記録計で冷却線を描いた。この試験に用ひた鋼は SAE 4,620 で 1,700°F で 8 時間滲炭して滲炭箱から油中に焼入したものである。

熱電對の線は互に 1/16" づゝ離した。斯くして得た冷却速度

の變化を第2表に示す。

Davenport 及び Bain 氏は各種の温度に於けるオーステナイトからパーライト又はマルテンサイトへの變態速度を測定したがパーライトは約 1,000°F 附近で最も短時間に形成されるもので炭素鋼ではオーステナイトから粗大なパーライトへの變態は 1,000°F では1秒以内に終了する事を發見した。

900°F 以下になると更に遅くなり 1,100°F から 900°F の間の冷却速度が極く遅い時はオーステナイトの分解を妨げ 300°F 附近迄何等變態なしに通過せしめ得るのであり 300°F 又はこれ以下の變態ではマルテンサイトが多くなり硬くなるわけである。1,100°F から 900°F への冷却速度が極く遅い時は變態は起らない事になる。

この 1,100°F から 900°F への冷却速度は第2表に示されて居る。

SAE 2,31, 4,815, 3,315 鋼のピッカースプリネル 600 又はロックウェル C 60 を得る爲の最小冷却速度は 27°F/sec 以下である。勿論これは 1,700°F で滲炭箱から直接焼入した場合である。

9/16" 及びこれ以上の所の冷却速度は 1,000°F で 13.5°F/sec から 27°F/sec 迄變化する。9/16" から 2~9/16" の所は 5/16" から 9/16" の所より冷却速度の變化小であり多くの炭素鋼は 5/16" 以上は硬化せず特殊鋼は 1/2" 以上硬化する爲め具合がよい。棒全體が硬化する SAE 4,815, 2,3 5 等については別種の試験をせねばならぬ。斯くの如きものには前に處理した試験棒を更に二重に焼入を施す。この試験には 1,700°F で 8 時間滲炭し 1,425°F に加熱して油焼入し焼入槽の中で冷却する。1,700°F で焼入した場合より結晶粒小で硬化層が薄くなり水冷却端の表面硬度は高い。斯くして得た種々の試験棒の硬度試験の結果を第3表に示す。

冷却速度は 1,250°F 及び 1,000°F に於て測定したがこの結果を第4表に示す。

第2表の試験棒はカップ付きのものであり第4表のはカップなしのものであるが冷却速度にはさほど變化が示されて居らぬが速度が大の時程變化が大きい。

本試験は滲炭鋼について行たが他の種の鋼にも應用出来ると思ふこの方法は斷面積の異なる種々の試験片をとる必要もなく各部分を硬化する必要もない。(K)

アイゾッド試験の起源 (Foundry Trade Journal Dec. 23 1937) Manchester で衝擊試験に関する座談會が行はれた際に、座長 F. O. Chorton 氏は Izod 博士を指名し、同氏から歴史的の珍しい事實が公表された。Izod 博士は有名な Izod 試験の創始者である。

Izod 博士は、其座談會に出席することの光榮を深謝し、且つ自分は衝擊試験に關しては何も知らぬと前提し次の如く語た。同氏は 1903 年には Rugby に於て Captain Robinson (Willans & Robinson) の爲に鋼材の試験に従事して居た。其の時丁度砲身が破裂して人が2名死んだ事件が発生して、之の材質の調査を命ぜられた。破裂した砲身材及び異常の無かった砲身材から切りとられた試料に就て自分は歪一歪力曲線をかゝせ其の他凡ゆる試験をしたが兩者間に少しも差異が認められなかつた。其處で大いに頭を悩ましたが巧い考もなく自分は只漫然と幅 3/8", 厚み 3/16" の試料を作り其に切込を入れた。然し自分は何を仕様と謂ふ目的もなかつたのであるが、助手の Marshall 君が之を萬力に挾んで槌で叩いた。すると一方は極めて容易に折れたが、今一方は5回叩いて漸く折れた。こんな事情で偶然自分は今迄未知の事實を發見したのである。

同氏は更に話をつづけて謂ふには、自分は當時 Fremont や

Charpy のした仕事については無智と謂てもよい程何も知らなかつたので自分で振子式の試験機を作り、更に多くの試験をした。Willans & Robinson は、かゝる試験方法が、材料の破壊の種々の問題を解決する鍵となると考へ、此の概念は特許になった。然し自分の多くの友人は少しも支持して呉れなかつたが、蒸汽タービンで有名な Capt. Sankey, Ferranti, Sir Charles Parsons, Professor Uniwin 等の支持を得られた。其の後 20 年餘なすことなく、自分は一技師として南アフリカの金山に赴任した。其の後友人 Barry 君が南アフリカにやつて来て始めて Izod 試験が多くの特殊な問題を解決しつつあることを語て呉れた。

最後に自分は工業關係から既に 15 年も引退して居て將來も此の方面には顔を出す機会もないと思はれるが、自分の辯明して置きたい事が一つある。それは自分の名は Izod と讀むのが本當であつて I-zod と讀まれるのは甚だ遺憾であると語た。(T. I.)

タンゲステンの含有量の少い高速度鋼及タンゲステンを含有せぬ高速度鋼に關する實驗 (Robert Scherer, Stahl und Eisen 2 Dez. 1937. S.1355) 抗張力 70~90 kg/mm² を有する鋼製軸材を被削材として W の含有量の少い高速度鋼及 W を含有せぬ高速度鋼の試験をして概略次の様な結果を得た。

(1) 從來高速度鋼の切削能力は一般に W の量が 18% の時が最も良好であると信ぜられて居るが此の觀念は必ずしも妥當でない。即ち Co 入り高速度鋼 (Co が 5% 及 10% のもの) に於ては W が 18% の場合も 14% の場合も何等變りがなく、W の量を減じて V の量を增加することに依て切削能力を増すことが出来る。

(2) W を更に減じた 10~11% W, 4% Cr, 1.2% V 鋼は 18% W, 4% Cr, 1% V 鋼 (以下 18-4-1 型と記す) と同じ位で W を更に 8% まで低下した場合には Mo を 0.8~1.0% 増加すればよい。

(3) W を 6%, V を 2.5% 含有するものも 18-4-1 型に近い能力を有する。

(4) Mo 入り高速度鋼 (8% Mo, 2% W, 1% V) の耐久力は 18-4-1.5 型と同じ位である。此の種の鋼は脱炭を起し易いから、鍛錬、壓延の際に硼素を使用する。即ち熱い鋼塊又は鋼片に粉末狀の硼素をかけるか、或は硼素を水に溶かしたものをかけると脱炭防止に對して一層良好結果が得られる。W の量を 6% に増加し Mo の量を 4% に低下したものの能力は 12% W, 2.5% V のものと 5% Co 高速度鋼との中間に位する。

(5) Mo-W 鋼 (8% Mo, 2% W, 4% Cr, 1% V) に Co を入れたものに就ては更に研究を要する。Mo-W 鋼に於ては W 入り高速度鋼に於ける場合程複炭化物の溶解度と成分は Co の存在に依て影響を受けない。

(6) W を含まぬ 7% Mo 鋼は V が 3.5% 以上あると 8% Mo, 2% W, 4% Cr の Mo-W 鋼及び 18-4-1.5 鋼と同じ位の能力を示し、Mo の量を 3% に減じ V の量を 4% に増すと 18-4-0.5 型と同じ位の能力を示す。(T. I.)

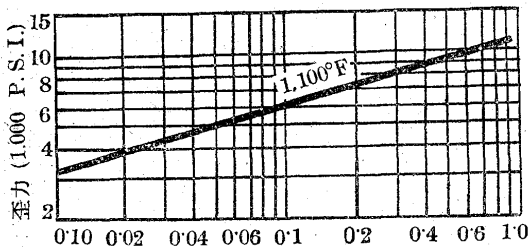
高温用鋼の選擇 (Martin Fleishmann, Steel, Jan. 17, 1938) 高温に於ける使用の爲に經濟的な鋼を選擇する爲には、高温における材料の強度及び安定度に關する知識を必要とするのみでなく、此等の鋼が腐蝕と酸化に對する性質に精通するを要する。常溫に於ける使用の場合には信頼すべき標準抗張力が與へられ、其れに依り設計すれば宜しいのであるが、高温における鋼の標準試験は極めて困難で其の實驗結果も充分信頼し得る程ではない。常溫に於て總べて

精油装置用鋼の最高使用温度とその組成

種 類	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	最高使用温度
炭素鋼	0.08~0.18	0.30~0.60	0.25max	900°F
C-Mo	0.08~0.18	0.30~0.60	0.25max	0.45~0.65	1,000
Silmo	0.15max	0.30max	1.15~1.65	0.45~0.65	1,100
DM	0.15max	0.30~0.60	0.50~1.00	1.00~1.50	0.45~0.65	1,100
2 Cr-Mo	0.15max	0.30~0.60	0.50max	1.75~2.25	0.45~0.65	1,200
Sicromo 2 1/2	0.15max	0.50max	0.50~1.00	2.25~2.75	0.45~0.65	1,200
5 Cr-Mo	0.15max	0.50max	0.50max	4.00~6.00	0.45~0.65	1,200
Sicromo 5	0.15max	0.50max	1.00~2.00	4.00~6.00	0.45~0.65	1,300
18-8 (KA 2-S)	0.07max	0.50max	0.75max	17.00~19.00	8.00~10.00	1,300

の鋼はその弾性限界以下で弾性體と認められるが、温度の上昇に伴い弾性は失はれ可塑性を帯びて来る。即ち匍匐現象を起す。此の匍匐には第1期、第2期及び第3期を區別する事が出来る。第2期と第3期の開始點の繼續時間は或る與へられた温度における歪力に依るのみではなく、腐蝕と酸化皮膜生成に對する抵抗に著しい影響を受ける。

それで高温における設計の基礎は匍匐強度に置かれる。然し著者等は其の他に高温における材料の新試験法を考案した。其れは材料に對し此れが破斷するまで種々の荷重をかけて、此の荷重と破斷までに要した時間を對數方眼紙に記入する。其の圖は次の如くである。此處に興味ある事實は圖は直線を示し外挿法により實驗室の



C 0.10 Si 0.18 Mn 0.45 Cr 5.09 P 0.017 Mo 0.55 S 0.015
1,500°Fにて焼鈍
Brinell: 128

値を實際の場合に適用出来る事である。此の圖形から 4~6 Cr-Mo 鋼や Sicromo 5 鋼の 1,200~1,300°F における特性が與へられる。4~6 Cr-Mo 鋼に於ては直線中に不連續點が現はれるが Sicromo 5 鋼では現はれない。此の不連續點は長時間の加熱に依り酸化が進行して生ずるのである。次表に示す如く此の破斷強度と匍匐強度の間には或る關係がある様である。

Sicromo 5 個に於ける破斷強度と匍匐強度との關係

温度°F	匍匐強度		匍匐強度と破斷強度の割合
	0.01% 1000 時間	破斷強度 100,000 時間	
1,000	5,450	10,000	0.546
1,100	2,600	5,400	0.481
1,200	1,600	3,150	0.508

常温に於て鋼の強度を増加せしむるには其の C 量を増せば宜しい。然し高温に於ては無効である。最近の研究に依れば高温に於ける匍匐強度を左右する因子は其の C 量に在るのではなく顯微鏡組織に於ける状態即ち炭化物が層狀又は球狀パーライトの存在に依ると言はれる。

Cr は高温用鋼に對し其の匍匐強度を高めるのみではなく、其の酸化及び腐蝕に對する抵抗を増加する爲に加へられる。然し匍匐強度は Cr 含量に比例しない。事實其の最高點は 1.25% Cr の所で起り、Cr が此れ以上又は以下で減小する。此の關係は Mo 其他の元素の添加に依り變化を受ける。Mo, W, V 等は炭化物形成元素で此の點で Cr と似て居る。此等は高温に於ける匍匐強度を増加せしめる。Si と Al はフェライト中に溶解する點で以上の元素と異なる。此等は匍匐強度を減ずる。然し間接に鋼の酸化皮膜生成と腐蝕に對する抵抗を増加させる能力に依て 1,200°F 以上の長時間荷重強度を増加させる。

上の表に示した化學分析の他に匍匐強度に影響を及ぼす因子がある。即ち熔解法と鑄造法は高温における材料の強度に甚大な影響を及ぼす。實驗結果に依れば電氣爐鋼は平爐鋼に比し遙かに良好で沈澱された鋼はされぬものに優る。最近の研究結果に依れば大なるフェライト粒を生じさせる熱處理は匍匐強度を増すに反し、セメントタイトの完全な球狀化はそれを低下させる。

例へば精油器械の設計にあたり、技師たるものは匍匐強度やその初期價格と共に、酸化や腐蝕の問題も考慮に入れねばならぬ。鋼の油腐蝕に對する抵抗性は主としてその Cr 含量に依るものである。此の抵抗は Si と Al の添加に依り増加する。同様に鋼の酸化抵抗度は主として上の 3 元素に依り調節される。又高温に於ける大なる荷重に耐へる性質は鋼の酸化皮膜生成に對する抵抗度に影響を受ける。

0.5% Mo を普通の炭素鋼に加へる事に依り 1,100°F まで満足すべき匍匐強度が得られるが酸化皮膜生成抵抗及び腐蝕抵抗性には變化が無い。Silmo は Si を多量に含む C-Mo 鋼である。その耐酸化性は 5% Cr-Mo 鋼に類似する。然し乍ら油腐蝕に對する抵抗性は炭素鋼より宜しいとは言へぬ。唯 Silmo は大なる安全度を要求する場所に炭素鋼の代用をなし、又は酸化が問題となる部分で C-Mo 鋼の代用をする。その匍匐強度は 900~1,100°F に於て炭素鋼の 2 倍である。

1.00~1.25% Cr の添加は 800~1,100°F に於ける匍匐強度に最大の効果を與へる。此の Cr 含量は DM 鋼に用ひられる。DM 鋼は匍匐強度に於て 1,100°F まで他の合金鋼に勝る。その酸化と腐蝕の抵抗度は炭素鋼の 2~3 倍である。

4~6 Cr-Mo 鋼は精油工業に廣く用ひられた。其の使用に依り装置の壽命は以前に比し 5 倍となつた。此の鋼に更に 1~2% Si を加へる事に依り著しい進歩が齎された。Sicromo 5 がこれである。此の鋼は 1,500°F に於て耐酸化性が 18-8 鋼に類似して居る。その耐蝕性と匍匐強度は 4~6 Cr-Mo 鋼に比較される。

高温における最高匍匐強度、腐蝕及び耐酸化性抵抗を求める場合にはオーステナイト不銹鋼が宜しい。然しその大なる熱膨脹率の爲に設計は複雑となり且經濟的にも不利がある。その脆性は Ti や Nb を添加して合金を安定化する事に依り防げるし且 2~4% Mo を加へて匍匐強度や耐腐蝕質を増加出来る。此の合金は著者等により發明されたので 16% Cr, 13% Ni 及び 3% Mo を含む。

高温用鋼の選擇は種々の異なつた組成のものの中から適材を適所に置く如くにせねばならぬ。1 種の鋼で全部の要求は満し得るものではない。その爲には各種材料の高温における性質に通じねばならぬ。

(S. O.)

造船用及び船用機關用鋼に就て (Donaldson, J.W. Iron &

Steel Industry, Dec. 1937) 従来船用機關關係の技術者は高温高圧で使用されるボイラーの材質に就ては深く研究して居らぬ様である Babcock & Wilcox Yarrow Johnson 型の標準のボイラーは 260~250 *psi* で蒸氣の温度は 760°F である, これに用ひてゐる蒸氣及び水のドラム, 連結管等は何れも低炭素鋼で 1,000 *psi* 迄使用に耐へるが最近は壓力 400~500 *psi* 温度 650~700°F で用ふ海水用ボイラーに屢々抗張力の高い合金鋼を使用して居るところも見受けられる, 壓力及び温度が上昇するにつれボイラー, ドラムの製造は次第に困難になる, 即ち高壓に耐へる可く厚さを増加する必要に迫られる, 現在船用ボイラーに用ひる炭素鋼は普通 C 0.22~0.32% で爐の一部分, 過熱管, 過熱管支へ, 蒸氣弁, 高壓ボイラーの一部, スタッド, ボルト, ナット等には耐熱鋼を盛んに使用して居る。第 1 表はボイラー用鋼の Lloyd の規格を示したもので海軍の規格もほぼこれと同様である。

第 1 表 ボイラー鋼の規格

	極限應力 <i>t/sqin</i>	伸 %
罐 板	28—35	20
銑付用及び熔接用罐板	26—30	20
角棒 T 型棒	28—32	20
控 棒	28—35	20
燃 燒 室 用 控 棒	26—30	23
包 み 板	28—32	20
ドラム端及びくぐり孔扉用プレート	26—30	23

ボイラー用のリベットは極限應力 26~30 *t/sqin* 伸 25% 以上の丸棒から製造する 400~500 *psi* の壓力のものに對しては極限應力 36~42 *t/sqin* で最小彈性限界 17 *t/sqin* の高炭素鋼も採用して居る。

リベットを用ひたボイラーに於てはボイラーの本體と抗張力の似たリベットを用ひねばならず斯かる鉄は C 及び Mn を調節して普通ボイラー鋼より 2~3 *t/sqin* 抗張力を低くし後に硬化せしめる, 然し自硬性を生じたり割れたりしては不適當で加工が容易なる事を要す, ボイラードラムは一時は全部リベットでつくつて居たが壓力及び温度が上昇するにつれ繼目無しのドラムが使用される様になりリベットでは板の厚さによつて壓力が制限されるといふ缺點を補たのである, 繼目無し鍛造ドラムは 250 *psi* の壓力に適當である, 尙このドラムは腐蝕にも強い, リベットを用ひたものはリベットの附近が應力大なる爲化學的及び疲勞に弱い缺點がある。

熔接したドラムは従来餘り使用されて居らぬが米國の海軍では相當多量に製造使用して居る。この種のドラムの熔接部分の抗張力, 衝擊値疲勞限界は何れも熔接の影響を受けぬ部分と殆んど同程度のものを得て居る。

熔接したものは重量も少く化學的に脆くなる憂も少い。ボイラーチューブは屢々腐蝕と同時に割れ, 變形を生ずる爲め材料の製造には殊に注意を要し偏析を出来るだけ少くし仕上の際には表面疵を無くす必要がある。ボイラーチューブ, 油加熱管等は引張試験で抗張力 21~26 *t/sqin* 伸 27% を示す事を要しこの外高温試験, 膨脹試験, 水試験をせねばならぬ。尙使用前に酸洗ひし亜鉛鍍金を施す, 海水用ボイラーチューブには米國では含銅鋼, 歐州では Mo 鋼 Cu-Mo 鋼等を使用して居る。

過熱管, 過熱管支へ, そらせ板等に用ひる鋼は何れも蒸氣の温度によつて適當のものを擇ばねばならぬ。

過熱管用鋼はクリープ強度高くヘッダーと同じ程度の膨脹係数を有するものでなくてはならず其上過熱蒸氣及び爐のガスに強きを要し加工容易にして高温で脆くならぬものがよい。過熱管は蒸氣で冷却されるが支へは冷却されずに爐のガスの温度迄加熱される爲め一

層高温に耐へねばならぬ。

英國では過熱管には抗張力 21~26 *t/sqin* の低炭素鋼を使用して居るこの種の鋼は完全鎮靜鋼で製造後注意して焼鈍しボイラー管の時と同様に種々の試験を行ひ 760°F 迄良好なる結果を得たものを合格せしめる。尙英國では特に合金鋼を使用せぬが蒸氣の温度が上昇し炭素鋼では不適當と思はれる時は使用する價值がある。

歐洲では蒸氣温度 800~900°F といふ高温のものに特に高壓用のボイラーが使用されて居り過熱管は Mo 0.5% を含むものを用ひ 1,000°F 附近迄上昇した時は Cr-Mo 鋼を用ひて居る。過熱管支へ, そらせ板は 焰に觸れるもので普通非酸化性の耐熱鋼で製作して居り, 支へは 1,440°F 位迄上げる。過熱管及び過熱管の部分品用の合金鋼を第 2 表に示す。

第 2 表

鋼 種	非酸化温度 °C
0.5% Mo	450
0.25% Cu 0.25% Mo	500
4.6% Cr 0.5% Mo	550
12—14% Cr	650
18—8 Ni-Cr	800
18—8 Ni-Cr (Si W Ti を含む)	900
28—18 Ni-Cr	1000
35—12 Ni-Cr	1100
30% Cr	1100
6—42% Cr 0.5—4.0% Al	600—1200

表中良好な結果を得たものは Si, Ti, W を含む 18~8 Ni-Cr 鋼 28/18, 35/12 Ni-Cr 鋼及び 30% Cr 鋼である。歐洲では Cr-Al 鋼を用ひて居る。過熱管, 過熱管支へ, そらせ板は時には Al を噴射せしめて表面に Al を鍍金してゐるがこの Al は鋼の中に擴散し約 1/40" の深さ迄達し防護被膜をつくり 900~1,000°C 位迄は酸化せぬ様になる。

船用機關で用ひる弁體は普通は炭素鋼の鑄鋼品又は鍛造品であり特に高壓の所には Mo 鋼を用ふ。炭素鋼で蒸氣温度 850°F 迄耐へる歐洲及び米國では Cr-Mo 鋼を主に用ふ。

バルブスピンドル, バルブシートには特殊鋼を用ひ普通 Cu-Ni 鋼を適當とする。スピンドルには耐蝕鋼が必要で 12—14% Cr 鋼, 18~8 Ni-Cr 鋼 35—12 Ni-Cr 鋼を用ふ, 又ある部分には窒化鋼も用ふ。

スチームパイプは主に冷間引拔繼目無し鋼管で抗張力 24~27 *t/sqin* 伸 25% 以上のものである。英國では用ひぬが獨逸では Cu-Mo 鋼が肉厚が小でよいとされて居る。蒸氣温度 760°C 迄はボルトで締めた炭素鋼でよいが温度高き時は合金鋼特に Cr-Mo 鋼がよい。往復機關用材は炭素鋼の鑄造品又は鍛造品で前者が多い。新型のものには高炭素鋼 Ni 鋼 Ni-Cr 鋼等を用ひカムには滲炭鋼を用ふ。クランク軸, 連結棒は 28~32 *t/sqin* の炭素鋼でピストンロッドには 31~35 *t/sqin* のものが適す, H. P. 及び I. P. ピストン, ストップバルブ等には 26~32 *t/sqin* の鑄鋼がよい。ベッドプレート, スチームシリンダーには氣孔及び表面疵のない健全な鑄鐵を用ふ規格はないが 9~14 *t/sqin* である。タービンブレード用材はクリープ強度高く高温で長時間加熱しても脆くならぬものがよく同時に耐蝕性も必要である。高壓の温熱蒸氣のふれるタービン用材が若し硬い材料の時は焼蝕の憂がない。

低壓の部分に於ては腐蝕及び焼蝕の憂があるこれは蒸氣中の少量の水分が滴下する爲に起るのである。70/30 の真鍮, 磷青銅等が使用されて居る。最近はこの二つが第 3 表に示す如き合金鋼に變る様になつた。

第3表 タービンブレード用鋼

鋼種	Y.P t/sqin	極限 應力 t/sqin	伸%	ブリネ ル硬度	アイゾ ット 衝撃値 ft-lb	50°Cに於 けるクリ ープ強度 t/sqin
12~14% Cr 0.12% C	15/25	30/40	40/30	140/180	25	4.5
Ti を含む 18~8 Ni-Cr	20/30	40/50	35/20	200/220	40	10.0
W を含む 35~12 Ni-Cr	25/35	45/55	35/20	200/220	40	10.0

現在のタービン用には 5% Ni 鋼 12~14% Cr 0.12~0.35% C の鋼が適當であるが低壓の部分で焼蝕の憂がある。

Ti を含む 18~8 Ni-Cr 鋼 W を含むもの及び含まざる 35/12 Ni-Cr 鋼が一層よい。何れもクリープ強度大で高温でも破壊せず鹽類を含む蒸氣中でも耐蝕性あり焼蝕に耐へ冷間加工、熔接鑄造總て容易である。

タービンローター軸、ローター車輪、ローター盤、ロータードラム、カップリングピース等は第4表に示す如き中炭素鋼を鍛造してつくる。

第4表 タービン用鋼

鋼種	C	Ni	Cr	Mo	極限應力 t/sqin	伸%	アイゾ ット 衝撃値 ft-lb	熱處理	用途
炭素鋼	0.5-0.2	—	—	—	28/32	25	—	標準化	一次車輪軸 主車輪軸
炭素鋼	0.25-0.3	—	—	—	31/35	26	—	"	主車輪軸 齒車車輪軸 齒車車輪板
炭素鋼	0.3-0.35	—	—	—	34/38	23	—	"	ローター軸 羽根車筒 ローターヤ 連結主軸
Ni 鋼	0.25-0.35	3.25-3.75	—	—	40/45	17	35	油焼入 焼戻	H. PL. P 小齒車及び 二段減速
Ni-Cr 鋼	0.3-0.35	3.5-3.8	0.8-1.2	—	55/65	15	35	"	小齒車
Ni-Cr-Mo 鋼	0.3-0.35	3.0-3.5	0.8-1.0	0.2-0.5	55/65	15	35	"	小齒車

高速度のものには Ni 鋼 Mo 鋼 Ni-Cr-Mo 鋼等の鍛造品がよい。何れも鑄鋼塊よりつくる可きで鍛造後熱處理す。一般減速齒車用材には炭素鋼を用ひ抗張力 31~35 t/sqin で Ni-Cr 鋼も用ひられる。二段減速齒車には Ni 鋼が用ひられたが最近は一層強く靱性大なる油焼入 Ni-Cr, Ni-Cr-V, Ni-Cr-Mo 鋼に變りつつある。

鑄造用タービン材は普通炭素鋼で抗張力 31~35 t/sqin で 760°F 迄使用出来るがこれより高い時は低 Mo 鋼がよい。

一般船舶用のスラスト軸、中間軸、プロペラー軸は 28~32 t/sqin の炭素鋼である。高速度の船には 34~38 t/sqin の高炭素鋼を用ひて居る。プロペラーは最近に主に高抗張力の眞鍮であるが鑄鐵もある。35% の Ni 鋼は低温にて靱性大なる爲め寒い場所を航海する船のプロペラーに適す。(M.)

パッキング材料に依る不銹鋼の腐蝕 (日本製鐵參考資料第5巻第1號) 不銹鋼は多くのガス、液體、個體の腐蝕作用を受けないが然し鬆質のパッキングに接觸すると電解に依て腐蝕する。皮を鬆す際に浸み込んだ鹽分は空氣中の蒸氣と結び付て電解物を形作り之に依て鋼に凹みが出る。此の凹みを生ずる作用はステンレスシャフト (Stainless shaft) が停止してある時にのみ起るものである。又石灰或は曹達を基材として出来てゐるグリース又は蠟填材を浸み込ませた亞麻や大麻等の如き其の他のパッキング材料も又同様

影響を與へる。

鹽分を中和する填材をパッキング材に浸み込ませて電荷を無効にすれば、鋼の腐蝕傾向が除かれる。(Steel. Dec. 6, 1937)

鑄鐵に對する Si の後期添加 (Crosby, V. A. Herzig, A. J. Foundry, Jan. 1938) 鑄鐵に對する Si の後期添加は加へられた Si の量に依るとのみでは解せられぬ豫想外の良結果を與へる事は冶金學者又は鑄造業者に比較的知られて居る事である。彼等の經驗に依り Si の後期添加は裝入物と共に熔解された同量の Si の3倍以上の効果のあるものであると言ふ事を言て居る。然し得られた物理的性質と Si 添加の時の量の關係で著者等は此れを研究した。

各裝入物は Silica 坩堝に依り 30 lbs の誘導電氣爐で熔かした。其れを A.S.T.M.-型 B 棒を作るべく乾燥し焼かれた鑄型に鑄込まれた。過熱度は 2,750~2,775°F で鑄込温度は 2,650~2,675°F である。

Si 後期添加の時間は鑄込の 5 分前に定めた。鑄込 15 分前の添加は比較的無効であつた。時間と Si 添加量以外の變數を除く爲に同様な過熱と鑄込温度が常に保たれた。

試料 1: 全 C 量 3.08%, 化合 C 量 9.58%, 黒鉛 C 量 2.50%, Mn 0.88%, 原 Si 量 2.17%, Si 後期添加量 0%。

以上の如き試料の顯微鏡組織を見れば、地金中に樹枝狀黒鉛が微細に分布して居る。かくの如き組成のものは最悪の物理的性質を與へる。

試料 2: 全 C 量 3.11%, 化合 C 量 0.61%, 黒鉛 C 量 2.0%, Mn 0.8%, 原 Si 量 1.50%, Si 後期添加量 0.58%。

Si の後期添加により顯微鏡組織に驚くべき變化を生じ樹枝狀模様は消失する。その代り地金中に均等に分布した黒鉛片を見出す。かうなると物理的性質は著しく向上する。

試料 3: 全 C 量 3.04%, 化合 C 量 0.63%, 黒鉛 C 量 2.41%, Mn 0.89%, 原 Si 量 1.00%, Si 後期添加量 1.15%。

此の場合 Si 量の半分が裝入物と共に加へられ、後の半分が鑄込 5 分前に加へられる。物理的性質は改良され且つ黒鉛の分布も均等である。

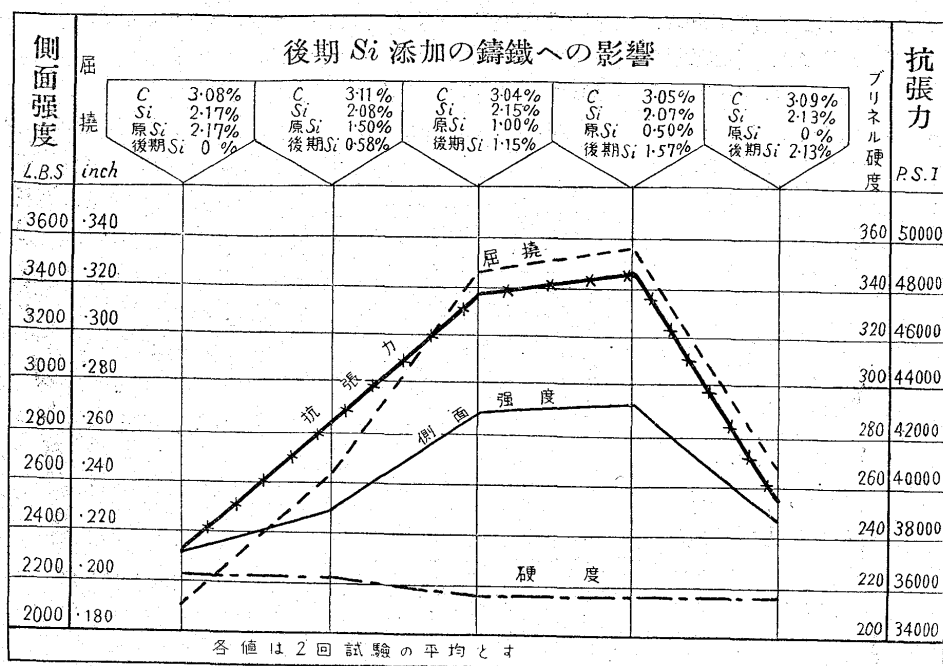
試料 4: 全 C 量 3.05%, 化合 C 量 0.67%, 黒鉛 C 量 2.38%, Mn 0.89%, 原 Si 量 0.50%, Si 後期添加量 1.57%。

かくの如くおよそ全 Si 量の 3/4 の後期添加により物理的性質は最良となる。腐蝕してない試料の顯微鏡組織で黒鉛の形成とその分布には前と比して大した變化も認められない。又物理的性質も改良されたとは言へ其れ程著明ではない。恐らく全 Si 量の半分以上の後期添加は大した利益をもたらさぬのであらう。

試料 5: 全 C 量 3.09%, 化合 C 量 0.64%, 黒鉛 C 量 2.45%, Mn 0.88%, 原 Si 量 0%, Si 後期添加量 2.13%。

此の場合物理的性質は再び悪化を始める。

以上各試料の物理的性質の變化を圖示すれば次の如くである。



結論 (1) 3% C, 0.90% Mn 及び 2% Si の鑄鐵にて、全 Si 量の 50~75% を後期添加する事により最良の結果を得。(2) 全 Si 量の 75% までの後期添加量の上昇に伴ひ屈撓値も上昇する。然し全 Si 量が後期添加を受ければ結果は宜しくない。(3) Fe が凝固して樹枝状になる傾向を持つ時、Si の後期添加は此れを消失せしめる。(4) 此等鑄鐵の抗張力は Si の後期添加により 12,000 $lbs/inch^2$ までも増加させられる。他の組成の鑄鐵も大體同様な影響を受ける。

鑄造技術の進歩に伴ひ鑄鐵の性質が向上する事は上の如くである。(S. O.)

8) 非鐵金屬及び合金

Al-鑄物及び鍛造物の缺陷 (George Mann, Metallurgia Dec. 1937) 良好な鍛造物の製造は熔解と鑄造が最大の因子である。それで鍛造物の缺陷は大體次の 2 つに原因を持つものである。

- ① 不正確な合金法……より加減な方法で行はれる熔解を指す。
- ② 不完全な鑄造の條件……例へば不良な設計と大きさ、鑄型の不良な状態等がこれである。

然し缺陷の生ずるのは以上の 2 原因にのみ依るのではなく實に多種多様な原因が存在する。例へば粗粒とが互晶帯は熔金屬の組成と温度とに依るものではなく、實際の鑄造方法に依るもので特に鑄型の大きさが大切である。然し多種多様な原因があるとは言へ大體に於て一定のもので注意さすれば豫防可能である。

例へて言へばアルミナが鑄物中に含まれる事があるが、これは炭炭加熱爐中で Al を熔解する時に炭炭の灰分との結合に依て起るものである。又熱割目は歪んだ鑄型に依る。鑄物の基礎的な缺陷の 1 つはガスの吸収又は吸収に依るものがある。此の豫防には餘分のガスが熔解金屬に吸収されぬ様適當な處置をとらねばならぬ。作業に差支へない限り温度を低く保つだけでは不充分で爐の條件もよく看視せねばならぬし又爐の雰囲気中に水蒸氣が含有されて居ては不可ない。ガスに依り氣孔等が生ずるが又氣孔は鑄込みの際熔融金屬

の流れに攪亂が起れば生じ得る。

熔融金屬中のガス量の大體を知る事は真空熔融法に依り行はれる。Schnorrenberg に依り示された次の方法は合金のガス吸収の限界を見出すのに簡單で便利である。即ち直徑 40mm, 長さ 100mm の小なる圓筒試料を表面の平滑なる如くに仕上げ、鹽浴により 500°C に 1 時間加熱する。此れが原直徑の 10% 位壓縮される。若し金屬に多量のガスが含有されて居れば表面が粗になり指で觸れて直に知られる。ガスが含まれなければ表面は依然として平滑である。

良好な鑄塊は緻密な粒子より成り偏折のないものであるが、此れは全断面に互て同時的な凝固

が行はれぬ限り實現出来ない。鑄塊の品質の決定的因子としては、組成は別として鑄造温度、鑄造速度、鑄塊の断面、鑄型断面、鑄型温度等が單獨に又は結合して作用する。然し熔解と鑄造とに關する廣汎な研究にも關はず何等の價値ある結論も出て居ない現況である。

例へばよく知られて居る折針狀結晶の生ずる條件は Saches に依れば不明であるとの事であり、Scheil に依れば鑄造温度の低下と共に折針狀結晶が減少せぬばかりではなく、鑄造温度が 200°C でその厚みが 12mm 以上、鑄造温度が 70°C と云ふ時に最大値を與へた。ある程度以上の鑄型壁の厚みが折針狀結晶生成の減少を生ずると言ふ事は一定したものでなく、他の金屬にて觀察すれば他の結果が出る。折針狀結晶帯の存在は極めて危険であるが他の合金元素を加へる事に依り豫防出来る。

Al-Cu 合金の偏折に對する冷却及び凝固速度の影響は Bohner に依り研究された。これによれば Cu, Mg, Fe, Si 及び Ni は逆偏折を起る。Mn は 1% まで普通の如く作用し、適當に調節されれば何等の逆偏折を起さぬが、Mn は Duralmin 合金の 1 成分として Cu 及び Fe と共に偏折を起し幾多の困難を惹起するものである。

99.5% Al でも Fe と Si の逆偏折を起す事が知られて居る。此等 Fe, Si は鑄造に依り種々の形で現はれるが主として針狀、球狀等である。Woronoff は此れを研究して 0.3% Si, 0.39% Fe の Al に於ても偏折に依り 0.75% Si, 1.31% Fe の部分が得られたと言ふ。偏折物質量は全鑄塊の平均含量の数倍にも昇る事が知られる。

鍛造は鑄造とは全く異たもので、此れは製造行程である。それで鍛造中に生ずる缺陷の原因は其の劣悪な原料に歸せられる事は既に指摘された。巨大粒子、偏折、收縮等が屢々鍛造品に見られるが此等は決して鍛造に依るものでなく、大抵は原鑄塊に由來するものである。然し他の缺陷例へば粒子成長、過熱の如く Al 合金鍛造物に見られるものは不適當な鑄造法及び其の後の處理例へば焼鈍の如きもの不良に依るのである。

3.5% Cu の Al 合金によく見られる缺陷は餘り低温における鍛造の爲に Cu Al₂ 化合物が分離する事である。此れから貧弱な物理的性質特に不良な伸長率が結果として現はれる。高温及び常温脆性もよく見られる。最初は毛割れと言つた程度のもも鍛造の進行につれて大なる割目となる。かうなれば如何なる手當も無効である。然し割目が未だ小なる時はその部分のみを削り去れば良い事がある。此れは常に有効だとは言へない。

以上を概観して缺陷の原因は

- ①不良鑄塊
- ②餘りに高温又は低温における加工
- ③不正確なダイの温度(線引きの場合)
- ④不正確な合金の鍛造温度及び不十分な均熱
- ⑤適當な潤滑が與へられぬ苛酷な作業(線引きの場合)

(S.O.)

船用輕合金 (Federico Giolitti, Metal Progress, Jan. 1938)

船用輕合金として歐洲ではドイツで耐蝕アルミニウム合金として KSS を發明し製造して居る。この種の合金は比較的 Mg の含有量低く 1.8~2.2% で Mn の含有量高く 1.2~1.4% でこれに少量の Sb, Si, Fe, Ti を含むものである。物理的性質は極めて優秀で耐蝕性も大であるが只鑄造性が遺憾乍らや充分でない爲複雑な型に鑄込む場合は相當困難を來す、最近この合金の鑄造性を改良する爲 Mg の含有量を高め 5~12% とし Mn を下げて 0.5~0.3% 又は全然添加せぬものを製造して居るのである。尙この合金は現在では廣く使用され特にドイツ、イタリーで Idronal といふ名のもとに賣出されて居る。耐蝕性は KSS と全く等しく物理的性質も良好で鑄造性は極めてよい。この外 Mg 5% 以下のもので熱處理を要せぬ合金も製造されて居る。Mg 5~12% のものは普通熱處理を必要とする。

R. Guastalla 此の報告によると引張、衝撃、曲げ、硬度等各種の物理的試験の結果は KSS と Idronal とは全く變らぬが只製品の各所より採た試験材が後者は全部同結果を示し材質の均一性をよく示したそうである。鑄造性がよい爲に割れの憂がなく氣孔も少い。鑄造したシリンダー等は完全に水を絶縁するが KSS の方は特殊の熱處理をしなければ駄目である。

種々の成分の内最もよく用ひられるものは Mg 5% Si 1% の Idronal 51 及び Mg 7% の Idronal 7 である。Idronal 51 の全分析を示せば Mg 5.20% Si 1.35% Fe 0.34% Cu 0.04% 残り Al である。Guastalla 氏の試験によると Idronal 7 が海軍用には最適で海水に對する耐蝕性極めて大で物理的性質も特にすぐれて居る。

(K)

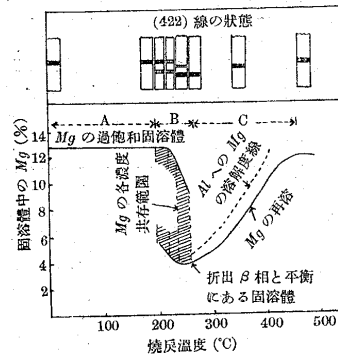
12.70% Mg の Al-Mg 合金の焼戻しに依る β 相析出の法則に就て (Roger Michaud, C. R. Acad. Sci, No. 23, 27 Déc. 1937) Mg 含量低き Al-Mg 合金が高温で焼入れられれば Mg に過飽和の固溶體となる。焼戻しに依り此の過飽和 Mg は β 相として析出する。著者は X 線廻折法に依り焼戻温度の函数としての析出の状態を研究した。

實驗試料は 12.70% Mg で他の不純物の全量が 0.07% にしかならぬ純粋な合金を用ひた。試料は壓延され、425°C で油中焼入をなし、焼戻しは 5/10 mm の直径の針金を 10 分間 150~500°C の各温度に保て行た。此の針金を Debye-Scherrer により寫眞にとつた。Al 中に Mg が固溶する時に生ずる Al 格子の變化を曲線に豫め現はして置き、面間距離の測定に依て焼戻の各温度にて固溶して残る Mg 量を直に決定した。

圖は焼戻温度により固溶體中の Mg 濃度の變化と Al の (422) 線の状態を示した。此處に 3 つの範圍のある事がわかる。

範圍 A: (200°C 迄) Mg に過飽和した固溶體で單一濃度、單一線。

範圍 B: (200~260°C) 2 つの固溶體の共存(強度等しからざる 2 線の存在) 1 つは猶ほ過飽和にあるが濃度は減少して居る。他は殆ど過飽和の状態を脱して居て平衡濃度に向ふ傾向を持つ。析出の終期項(240~250°C)には以上の 2 つの間の總べての濃度が存在する。析出が終れば唯 1 つの濃度の固溶體しかない。(1 本の線然し過飽和の線とは位置を異にする。)



範圍 C: (260°C 以上) 平衡にある固溶體は析出して來た β 相を順次に再び吸収し始める。此れは温度の函数としての Mg の Al 中への溶解度曲線に従ふ。(1 本の線が段々と位置をずらす)

以上を要約して、Al-Mg 合金の焼戻しによる β 相の析出は、同時に、同時だけ總べての各結晶に於て Mg 濃度の低下に依り行はれるものではなく、各結晶は温度の函数としての各結晶に特有な析出のく則に従て行はれるのである。それで或る一定の温度範圍があり、其の中で過飽和の初期濃度と平衡に達した最後の濃度との間のすべての中間濃度が共存する。

(S. O.)

Mg-Al 合金の硬化 (Mc Givern, J. Wilkinson, C. The Metal Industry (London), 51 (1937), Nov. 521) Mg-Al 合金の硬化現象並びに時効に及す加工影響に就て研究したものである。

8% Al, 0.2% Mn を含む Mg 合金を Extrud して試験に供した。この合金の析出硬化現象に就き説明を加へ、物理的性質變化の一つとして、Rockwell の硬度を測定した。而して、この合金の硬化の原因として、著者は、Mg₂Al₃ 化合物の析出によるものとした。

(高瀬)

日本に於ける Mg 工業 (The Metal Industry (London), Dec 51 (1937) 632) 日本に於ける金屬 Mg は次の二年間に、年産 3,600 t に上るだらうと期待されて居る。而して、現在殆んど、完成した、四つの大 Mg 製造会社は、年産 8,000 t を計畫して居るが、實際の製産は、現在に於ては、年産 1,500 t を超えないだらう。

(高瀬)

數種金屬材料の機械的性質に及す結晶粒、方向の影響 (Unckel, H. Zeits. Metallk. 29 (1937), 413) 結晶粒の大きくなる事は材料の機械的強さ、硬さを著しく減少する。この研究は、99.9% Al に就て行はれたものであるが、同時に、Cu, Brass, Zn に就ても行はれた。

而して、機械的強さは、直接材料の表面積、斷面積の大きさに關係するが、結晶粒の單一斷面積中の數にも亦影響を受ける。而して結晶粒が粗いと、粘性變形をなすにより多くの動力を必要とする。

Cu, Al, Brass (いづれも面心立方格子) の鑄造試料の機械的試験を見ると、樹枝結晶の方向と、これと直角の方向との試験とは、僅かの機械的性質の相異しか認められぬ。

(高瀬)

ダイヤモンド工具を用ふる事による Al-Si 合金の切削 (The Metal Industry, (London) 51 (1937), 603) 輕合金、特に

珪素を多く含む Al-Si 合金 (ピストン、或はこれと同様の目的に使用される合金) を切削するには、大きい磨耗抵抗を有して、その切削に多大の困難を感じて居た。

然るに、ダイヤモンド工具を用ふると、この困難を除去する事が出来る。勿論この際、刃の高さ、角度に關聯して、切削端を正確にとりつける様、注意しなければならぬ。 (高瀬)

亜鉛合金の鑄造性に関する研究 (Arthur Burkardt, Franz Huth und Eva Koops, Zeits Metallkd, 29 (1937), 380) 亜鉛合金の湯流れ、機械試験、高温龜裂、收縮孔等の試験によつて、Zn-4% Al, 1~1.5% Cu, 0.03% Mg が型鑄物として最も適當する事を知た。而して地の三元及び四元合金に就ても研究を行たのであるが、この際、箱型の金型及び砂型の最も簡単な鑄物を作り、それ等の合金につき、最適の鑄造條件を決定した。(1) 砂型鑄物に對しては次の條件が必要である。生型の方が乾燥型に優る。型砂としては、普通の Halle-Beiderseer 砂に "Gelbmittle" として特殊の砂 Habefo 120 を加へたものが優秀である事を示した。而し押湯としては餘り高く、大きいものはよい結果を示さなかつた。

而して、本研究に鑄造した箱型に對しては、40 mm 直径、50 mm 高さが最適であつた。而して大きすぎた押湯の方が小さすぎるより結果がよい。

押湯の附近よりとつたものは、追ひ注ぎが完全で、收縮孔を有しないので、他の場所の試料に比して最もよい機械的性質を示す。而して一つの鑄物の機械的性質の平均値として 24.8 kg/mm^2 、1.2% 延伸率、 2.7 cmkg/mm^2 衝撃値を有する。

(2) 金型鑄物としては、次の條件が必要である。

金型の温度は $150 \sim 200^\circ\text{C}$ が最適であり、鑄込温度は 450°C より越えては悪く、成るだけ低い方がよい。押し湯は大きくて、高い方がよく、本實驗に於ては 100 mm 直径、70 mm 高さのものが最もよい。機械的性質は、砂型鑄物の場合と反對に、押湯附近のものは、急冷されぬので、他の部分に比して悪い。而して一つの鑄物の平均値としては、 21.0 kg/mm^2 1.5%、 3.5 cmkg/mm^2 の結果を得、砂型に比して、抗張力は減少するが、延伸率、衝撃値は増大して居る事を知る。 (高瀬)