

目 録

4) 鋼及び鍊鐵の製造

カルボニル鐵を原料とする鋼の製造法並にその性質 (Of-fermann, E. K. H. Buchholtz, E. H. Schulz, St. u. E. 17, Sep. 1936) *Ni* と同じく鐵も亦カルボニル化合物より熱分解によつて作ることが出来る。カルボニル鐵より作つた粉狀鐵は *C*, *O*<sub>2</sub> を種々の割合に包んで居る故、成分の異なる是等粉狀鐵を適當に混合燒結することに依り、純鐵或ひは各種の炭素鋼を製造することが出来る。此の際 *C*, *O*<sub>2</sub> は粉狀鐵の燃焼を防止する所の瓦斯を作る故に酸化せられない。燒結法が熔融法に優る點は燃料の少くて済むこと、爐或は坩堝より不純物の入る心配の無き事である。

カルボニル鐵粉の燒結:— 3種のカルボニル鐵粉(A) *C* と *O*<sub>2</sub> 量と同じく 1.0~1.4% (O) *C* 1.6%, *O*<sub>2</sub> 4.3%, (C) *C* 1.9%, *O*<sub>2</sub> 1.1% なる原料を使用し I. G 染料會社の實地結果に基き燒結法によつて2tの鋼塊を多數製造した。豫備實驗より推して 0.3~0.4% *C* 鋼を作るために (A) を又純鐵を作る目的を以て (A) と (O) を 3:2 の割合に混合したものを鋼製鑄型 (625×625mm 角) に充填しピット型の爐にて 1,200°C で 6h 加熱し、更に此の溫度にて壓延して 80×80mm のピレットに仕上げた。其の結果を見るに *C* の分布は不均にしてピレットの内部は 1.0~1.2% *C*, 外部は 0.15~0.27% *C* を示した。即ち 1,200°C で 6h 加熱しても *O*<sub>2</sub> と *C* の反應が完結しなかつたのである。純鐵製造を目的とせる鋼塊にありても *C* の含有量が部分的に層狀をなして變化し 0.02~0.36% *C* の範圍で帶狀組織を示した。茲に於て燒結溫度と時間により鋼塊断面に於ける *C* と *O*<sub>2</sub> の變化の模様を精しく知るために實驗を開始した。先づ丸形鑄塊 (15kg. 徑 150mm) を粉鐵混合 1.33% *C*, 2.0% *O*<sub>2</sub> として純鐵を目的として作り、この鋼塊を 800°, 900°, 1,050°C で 1, 3 及び 5h 燒結し、更に之を 30×30mm の大きさに鍛鍊した。800, 及 900°C で

及び 1,050°C で 1, 3, 5h 加熱せるものは何れも鍛鍊することが出来た。

第 1, 2 圖は燒結溫度及び燒結時間と *C*, *O*<sub>2</sub> の減少する關係を示すもので、此の値は平均値である。一般に大なる鋼塊になる程成分の不均一性が少くなる。

カルボニル鋼の性質:— 0.1, 0.35 及び 1% *C* の燒結カルボニル鋼と同炭素量の普通熔鋼との比較研究を行つた。

組織を検するにカルボニル鋼は粗粒にしてパーライト組織はラメラより粒狀に變らんとする強い傾向を示して居る。*Mn* を添加せずに燒結せるカルボニル鋼には非金属包含物は殆んど無く、之に反し *Mn* を添加せるものには粗大なる非金属包含物が多數に存在した酸素の定量によつて酸化物の量を確めたが普通の鋼と大體同じ位にて或る場合にはカルボニル鋼の方が少いものもあつた。同じ伸び及び絞りの鋼にありては、カルボニル鋼は普通熔鋼より降伏點抗張力に於て低い値を示した。之は粒狀パーライト組織なる事と、氣孔の存在する結果であり、又 *Mn* を有するカルボニル鋼は純度が低いからである。併し熔融せるカルボニル鋼は普通熔鋼と同じ程度の強さを有す。衝擊抗力は燒鈍状態に於て低い値を取るが之はセメントライトが結晶粒の境界面絲狀に析出するからである。しかれども焼入焼戻せるものは成績が良好である。繰返屈曲抗力は普通鋼と變り無し。銲接性良好。

要するに、工業用熔鋼と比較して燒鈍、焼入、焼戻せるカルボニル鋼は機械的性質に於て劣る。カルボニル鋼は純度高き故にパーライトは球狀化の傾向強く又結晶成長の傾向も強い。銲接は普通鋼より容易である。其の他の性質例へば繰返屈曲抗力、電氣傳導度、磁氣的性質等は普通鋼と略同様である。

(F. K)

5) 鐵及び鋼の鑄造

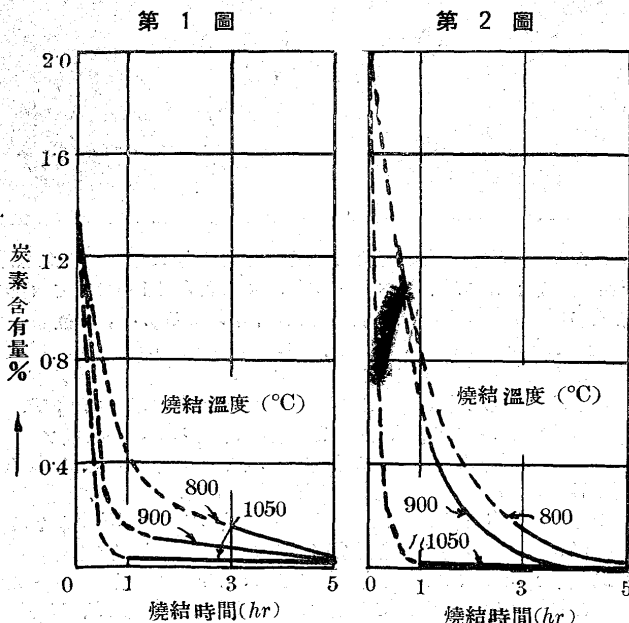
熔鋼と造塊 (I) (J. H. Hruska. Blast Fur. & St. Pl., 1932 Sept. p. 705~1936, June p. 521)

熔解から造塊までの重要事項を列擧すれば次の如くである。

- (1) 地金と滓の適當な化學成分
- (2) 鑄鋼中種々の操作に遺憾なき程度まで熔鋼を過熱すること。但し熔鋼の燃焼 (burning) を避けることは云ふまでもなし
- (3) 溫度と成分が適當且均一であること
- (4) 地金及び滓中の酸素、特に酸化鐵の適當なる割合
- (5) 適當なる脱酸
- (6) 適當なる脱瓦斯
- (7) 非金属物の入念なる除去
- (8) 出鋼操作
- (9) 取鋼中の熔鋼は滓の影響を充分避ける様にする事。この爲には燒石灰 (少量の螢石を含む) の被覆を行ふ。これは滓中の有害成分を稀薄ならしめ酸素、硫黃等の熔鋼に擴散するのを防ぐに最も効果的であると稱せらる
- (10) 取鋼中の銲鋼を暫時鎮靜せしむること。これは熔鋼の品質並びに熱度の調節上甚だ有效である。

第 1 表 純鐵中の酸素量

溫度 °C	酸素%		實 驗 者
	<i>O</i> <sub>2</sub> として	<i>FeO</i> として	
18	0.060以下	0.274以下	Tritton and Hanson
715	0.11	0.494	W. Krings.
1,527	0.21	0.94	U. S. Bureau of Mines
1,600	0.306	1.37	"



1h 加熱せるもののみのは燒結並に瓦斯反應の不充分のため鍛鍊することが出来なかつたが 800°, 900°C で 3, 又は 5h 加熱せるもの

24 × 26 = 624 40

鋼中の酸素：— 工業的に造られた鋼塊ならば如何なる型式のも  
 のでも熔解中、精錬中乃至は鑄鋼中に入つて来た酸素の或量を残留

第2表 鋼材中の酸素量

鋼種	化学成分%						実験者
	C	Mn	Si	Ni	Cr	O <sub>2</sub>	
酸性轉爐鋼	0.03	0.41	0.01	—	—	0.031	
〃 (銻鋼)	—	—	—	—	—	0.50-0.60	C. H. Herty
鹽基性轉爐鋼	0.09	0.44	—	—	—	0.021	
鹽基性平爐鋼	0.04	0.39	0.016	—	—	0.017	
アームコ鐵	0.01	0.02	痕跡	—	—	0.014	Armco Lab.
リムド鋼 (合併法)	0.06	0.31	0.004	—	—	0.0241	
〃	0.11	0.42	0.006	—	—	0.0290	
Ni-Cr 鋼	0.40	0.65	0.230	1.25	0.60	0.008	M.A. Grossman.
發條鋼	0.54	0.73	1.930	—	—	0.0069	〃
工具鋼	1.08	0.38	0.280	0.18	1.50	0.0051	〃

して居ないものはない。化学的に云へば酸素は FeO として固溶體  
 乃至は滓或は他の非金属の一組成となり鋼塊地金中に含まれ又極く  
 少量の O<sub>2</sub> は瓦斯として地金中に溶解し或は鋼塊の氣泡や收縮管中  
 に存在する。鋼中の O<sub>2</sub> の實際量に就いては近年に至つて漸く信頼す  
 べき定量法が発見された。分析結果の一例を示すと第1表、第2表  
 の如くである。製鋼作業に於て O<sub>2</sub> の含まれ方は熔解法、爐の構造、  
 製鋼技術等によつて異なる。即ち弧光式電氣爐或は高周波電氣爐の  
 製品は酸性或は鹽基性平爐の夫に比し O<sub>2</sub> 吸収量の遙かに低いのは  
 その一例である。第3表は 15~5t 鋼塊の例であるが之は Mn が

第3表 鋼中の O<sub>2</sub> に及ぼす Mn の影響

鋼種	化学成分%					O <sub>2</sub>	
	C	Mn	Si	Cu	Mo	外側	中心
低炭素平爐鋼	0.04	0.28	0.008	0.26	0.12	0.022	0.033
リムド鋼	0.03	0.18	0.010	—	—	0.019	0.068
〃	0.02	0.03	0.005	—	—	0.047	0.103

あると O<sub>2</sub> 及び酸化物の溶解度が妨げられる事を示すものである。  
 熔鋼を適當に脱酸することは畢竟出鋼前の熔鋼の酸化されて居る  
 形式と量とを知りその結果から適當な脱酸剤の加入量を算出するこ  
 とに外ならないが實際の吾々のやり方では充分キルされた鋼をつ  
 くるに常に過量の脱酸剤が使はれて居る。周知の事ではあるが高炭素  
 鋼と低炭素鋼では O<sub>2</sub> 及び酸化物の溶解度を異にするので少なくと  
 も理論的には軟鋼に對して一層注意が拂はなければならない。こ  
 れは高炭素質のものは C が容易に残留酸素を奪ふが低炭素質の  
 ものはこの反應が緩慢となり O<sub>2</sub> が執拗に残るからでこの残留酸素を完  
 全に除くには甚だしい長時間と莫大量の脱酸剤が必要となる。C.H.  
 Heaty が仕上直前の鹽基性平爐熔鋼に就いて分析した C と O<sub>2</sub> の  
 關係を示せば次の如し。

C%	0.55	0.30	0.12
酸化鐵%	0.054	0.076	0.176

熔鋼を完全に仕上げるには之に最後の物理化學的變化を與ふべき  
 時間が關係してくるがこれは製造すべき鋼種によつて各々異なるも  
 ので其一例を第4表に示す。

第4表

製品の特質	鋼種		
	キルド	セミキルド	リムド
脱酸度	完全	不完全	一部
脱酸場所	爐内	取鍋	取鍋及鑄型
脱酸期間(全製鍊時間に 對する%)	6.0 以上	約 2~4	0.5~2.0
炭素量	0.30 以上	0.18~0.30	0.18 以下

第5表

種類	合金元素 %	熔解點 °C	元素の原子量	合金 1 lb と化合 すべき O <sub>2</sub> lb
珪素鐵	15	1,280	28.06	0.171
〃	50	1,360	28.06	0.570
マンガン鐵	80	1,266	54.93	0.466
珪素マンガン鐵	65 Mn	1,254	54.93	0.607
	20 Si	—	28.06	—
アルミニウム	98	659	26.97	0.872
チタン鐵	15	—	48.10	0.0998
硼素鐵	25	—	10.82	0.739
珪素ジルコン鐵	10 Zr	—	90.60	0.547
	45 Si	—	28.06	—
珪素ジルコン鐵	40 Zr	—	90.60	0.711
	50 Si	—	28.06	—
ウラニウム鐵	10	—	238.20	0.0134
特種鐵合金	20 Si	—	28.06	0.309
	10 Al	—	26.97	—
	6 Ti	—	48.10	—

普通用ひられる脱酸剤はフェロマンガン、フェロシリコン或は兩  
 者の混合物であつてこの他に Al, Ti, B, Zr, Na, V 等がある。然  
 して現場熔解係の忘るべからざることとは之等脱酸合金の或物は加へ  
 方によつて鋼質をよくも悪くもする作用を持つて居ることである。  
 又時に依ては完全脱酸と云ふことよりも脱瓦斯或は清淨作用の方が  
 一層重要な場合がある。工業的脱酸剤の若干に就いてその化学的乃  
 至物理的性質を示したのは第5表である。

熔鋼から酸素を除くと云ふことは溶け込んで居るか或は懸濁して  
 居る酸化鐵を脱酸剤で他の結合にすることであつてこの結合物は比  
 較的融點の低い夾雜物として地金中に残る傾向がある。従つて完  
 全脱酸と云ふことは地金中の O<sub>2</sub> の全部を瓦斯化することが冶金學  
 的に可能でなければ望まれないことである。C はやゝこの作用を爲  
 すが結局仕上げの脱酸は上記合金の偉力に俟たねばならない。

Al 脱酸：— Al による脱酸は既に半世紀前 Sheffield のルツボ  
 製鋼家に知られて居たが其後 Al による脱酸成生物が微細な汚點と  
 なつて分散して居ること及び Al で處理した高級鋼が往々焼割れ其  
 他の故障を生ずることが解るに及んでその使用は一時廢止された。  
 近年平爐法、ベゼマ-法が盛んとなるや低炭素及び中炭素質のもの  
 は工具用鋼程 Al に敏感でないこと云ふ主張が現はれ又々これが濫用  
 に近いまで常用され結局夾雜物集積の發見となり Al 使用に限度の  
 あることを再認識するに至つた。Al で處理された鋼には屢々種々  
 の割れ疵が発見され之が Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 70~95% を含む非金属夾雜物に聯  
 絡のあることが解る。斯くの如き Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 性不純物の集積は普通之等  
 不純物の移動性によつて出来るものと云はれ即ち凝固時間の経過に  
 つれて細微な脱酸成生物は殆んどコロイドの状態から段々目に見え  
 る大きさに變り時間其他の條件が適當であればこれが一轉して局部  
 的集積を形づくるものである。Al は出鋼中或は鑄鋼途中加へら  
 れ普通 1/2" 位の球狀として用ひられるが取鍋に加へる場合はもつ  
 と大形の方が良い。鑄型中に加へると脱酸成生物の表面に浮び上  
 がる機會が非常に乏しくなり従つて清淨な鋼塊が出来難くなるので  
 之は取鍋中に加へるの方が良い。遊離した Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の全部を熔鋼から分離  
 することは工業的には到底出来ないことであるが脱酸剤の使用量を  
 少なくし且つこれを出鋼中小刻みに加へる様にすれば熔鋼中の脱酸  
 成生物の量を少なくすることは出来る。鑄型中に加へるならば熔鋼  
 の注ぎ終りに行ふがよい。斯ふすると Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 質夾雜物で汚染される  
 のは鋼塊の上部のみに止まりこの部は分塊で切り捨てられる。然し  
 これでは鋼塊の下部には少しも効果がなく單に鋼塊の外観を良くす

るだけの事ではないかとの批難もあらうが何れにしても斯様な Al 処理法を行ふ以上脱酸不十分による地金の不均一を我慢するか或は脱酸を充分にして多量の夾雑物の成生を覚悟するかどちらかを撰ばねばならないのでこの何れを採るかはその様な特殊な地金を如何なる用途に向けるかによつて判断さるべきものである。Al 脱酸の効果は偏析の減少にあると主張する者もあるが適當にキル或はリムされた地金には斯様な論據は全然認めることが出来ない。ともあれ Al は脱酸力が強大であるためどの製鋼法にも汎く使用されて居り上述の諸影響も合金鋼に對しては甚だ著名であるが普通鋼ならば過量に使用しない限り  $Al_2O_3$  が鋼塊地金に一樣に散布されるので殆んど害毒を及ぼさない。Al を過量に用ひる場合は往々パイプ其他の收縮高の表面に  $Al_2O_3$  が沈澱することがあり凝固を徐々にした場合こ

第 6 表

成分	$SiO_2$	Al	$FeO+Fe_2O_3$	MnO	CaO	MgO	其他
%	7.1	76.6	9.8	4.1	0.9	0.2	2.1

れが一層甚しい。0.14% C の 8t 炭素鋼塊のパイプから採取したこの種結晶物は第 6 表の如き成分であつた。

Mn-Si 合金による脱酸：— 米國鑛山局に依て紹介されたこの種合金の代表的ものは C 約 2.4%, Mn 21%, Si 4.9% で他は鐵其他である。この種合金は二重の利點を持つて居る。即ちフェロマンガ、フェロシリコンの何れよりも熔解點が低く且つ脱酸生成物は形が大きい。この二つの性質は鎮靜作用と清淨作用に相當のスピードと能率を加ふるもので従つて優良鋼塊の製造を可能ならしめるものである。0.55% C の平爐鋼に就いてその含有する珪素質不純物の量を分析して見るとこの種合金で處理したものはその量 0.001% 以下であるが單にフェロシリコン或はフェロマンガのみで處理したものは 0.010% に達する。

Ti による脱酸：— 低炭素鋼(電氣爐鋼或は平爐鋼)の製造に於て熔鋼 t 當り 15% Ti の合金 1~5 lb を使ふことは熔鋼の清淨劑として夾雑物を除去するに非常に有効である。然しかゝる効果も熔鋼が充分に脱酸されて居る場合にのみ顯著に現はれるもので、さうでないと合金は先づ熔鋼の脱酸に働き目的とする清淨作用に働く Ti の量が不足となる。この目的には Ti は比較的少量で充分であるから取鋼中に滓の出で來ない内に加へる。合金を加へ終つてから鑄鋼まで出鋼量の多い時は 5~10 分、少ない時は 3~5 分の時間を置く必要がある。多數の實例によれば地金に Ti が n/100% 程度残るとは支障ない。

B 合金による脱酸：— 脱酸劑及び脱瓦斯劑として BA1, BNi, BCu 等が用ひられる。之等を加へるには必要な量だけを取鋼中に敷きその上に出鋼する。然る時は合金は完全に熔け込み暫時にして溶解或は夾雜して居る酸化物の大部分を除去する。合金を加へてから鑄鋼開始までは數分の時間を置く方がよい。熔鋼 t 當り此合金使用は第 7 表の如し。

第 7 表

U 及び Zr に依る			
脱酸：— 高速度鋼	BA1	14~16 oz	=0.04~0.05%
其他高級鋼の製造に	BCuAl	2~4 lb	=0.10~0.20%
於ては成分の正確と	BCu	1 lb	=0.05%
Mn Si の低いこと	BNi 合金	Ni 含有量によつて異なる	

が要求されるが市販の脱酸劑では之等の成分が入るので此目的に U が使用される。普通取鋼中で加へられるがそれでも酸化とか滓化とかで失はれる量は相當に多い。又 Si と Zr を含む鐵合金も製品中に残る Zr が 0.15% を越えない範圍で使用されることがある。

Zr の作用は甚だ特殊で主として脱酸劑として働くが又熔鋼中の  $N_2$  を除去する。之と他の不純物との反應生成物は粘性が低いので熔鋼中の非金属夾雑物を除去する著しい效力を有し従つて Zr は強力な清淨劑ともなる。W.J. Priestley によれば鐵鋼中の Zr が 0.15% 以上に及べば脱硫の効果があり従つて S 量多きものに用ひて壓延狀況を良くし且つ肌を滑かならしむるに適當であると云ふ。又 Zr 處理法は V を含む鋼に効果が無いと云ふことも興味ある事實として記憶さるべきである。ニッケル鋼其他の合金鋼が Zr で處理されると不完全脱酸、不純物含有等によつて生ずる組織上の缺點が除去され甚だ綺麗なものとなる。

鑄鋼の理論：— 造塊の各階梯に働く物理的の力の中で最も著しいのは或形を採つた動壓力或は靜壓力であつて之を細かく分けるとまづ出鋼中の熔鋼の拋物線の落下、取鋼の充満、其次が鑄鋼操作で數廻の熔鋼の壓力によつてノズルから放出される熔鋼の落下而して最後が鑄型の充満となる。之等水力學的現象は勿論地金、滓、瓦斯等の比重の函數である。

面倒な條件を抜きにして考へると單位時間の流量 Q は次の一般式によつて與へられる。

$$Q = A \cdot v$$

こゝで A はノズルの横斷面積、v は熔鋼の流出する平均速度を示す。然し之は甚だ理想的な場合であつてノズル内部に起る pressure head が velocity head に變る時の損失などもあるのでこの式には數種の訂正條件が必要となる。即ち次の如くなる。

$$Q = A \cdot S \cdot 3\sqrt{2gh}$$

A はノズルの横斷面積、S は熔鋼の比重、3 は排出係數、g は重力の加速度 h は取鋼中の熔鋼の高さ、である。之等の條件が鑄鋼中一定であつたことと假定すれば 1 分間或は 1 秒間に取鋼から排出される熔鋼の量は取鋼中の熔鋼の高さ即ち熔鋼面が下るに従つて減少するわけである。若しノズルが開放されて居るとすれば單位時間に鑄込まれる熔鋼の量は鑄込開始の時間に最大で漸次減少し取鋼が空になる直前に最少となる。實際作業に於ては熔鋼の流れは斯くの如き簡單な假定に従ふものではなく上記の諸條件は皆可變的なものとなる。即ちノズルの横斷面は鑄鋼中大きくなるし、比重は温度が下がるに従つて大となるし、排出係數も地金の粘性によつて變る。又ノズル内面の状態及び取鋼中の熔鋼の高さは取鋼内部の圓錐度や鋼底の傾斜等の關係で直線的割合で變化するものではない。之等の關係が入つて來ると排出量の判定は全く困難となる。それで

第 8 表

鋼塊重量 t	鑄鋼時間 min	平均鑄鋼速度		化學成分%				
		t/min	lb/sec	C	Mn	Si	Ni	Cr
75.0	58.0	1.29	47.2	0.37	0.60	0.30	0.19	—
50.0	38.0	1.31	48.0	0.22	0.86	0.27	—	—
45.0	44.0	1.02	37.4	0.43	0.73	—	0.56	—
25.0	29.0	0.86	31.5	0.29	0.79	0.21	3.21	—
15.0	17.0	0.88	32.4	0.24	0.67	0.19	1.37	0.18 Mo
5.2	5.0	1.04	38.2	0.47	0.66	0.24	2.06	0.92 Cr
3.1	2.8	1.10	40.5	0.56	0.81	0.44	0.07	0.70
1.85	1.72	1.07	39.3	0.07	0.09	4.37	—	—

多くの工場では簡單に取鋼中の熔鋼の總廻數をノズルを全開して取鋼が全く空になるに要する時間で割つたものを鑄鋼の平均速度として居る。第 8 表は種々の鋼塊及び鋼質に就いて調べた値である。

上述の如く鑄鋼操作の大部分はノズルの出口に於ける靜壓力に影響される。換言すれば鑄型に流れ込む熔鋼の量は取鋼中の熔鋼の

高さによつて變る。50: 取鍋に於て直径の異なる3種のノツプルを使つて1秒當りの排出量を實測した結果を第9表に示す。

第 9 表

取鍋中の 熔鋼の高 さ ft	理論上 の速度 ft/sec	ノツプルにより排出される熔鋼の流量 (lb/sec)		
		1 1/4" (直径)	1 1/2" (直径)	1 3/4" (直径)
8.0	22.6	83	119	162
7.0	21.2	78	112	153
6.0	19.6	72	103	140
5.0	18.0	66	95	128
4.0	16.0	58	84	114
3.0	13.9	51	73	99
2.0	11.4	42	60	81
1.0	8.0	29	42	57

尙この場合ノツプルの直径と液壓の關係を求めると第10表の如し。

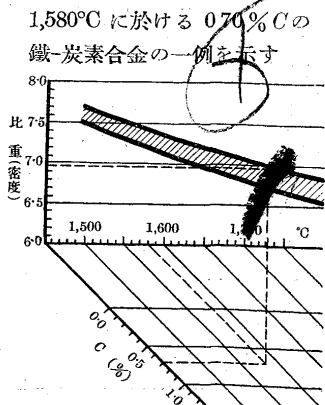
第 10 表

取鍋中の 熔鋼の高 さ ft	液 壓 (lb/in <sup>2</sup> )	ノツプルに對する全液壓 (lb)		
		1 1/4" (直径)	1 1/2" (直径)	1 3/4" (直径)
8	238	292	420	570
7	208	255	366	500
6	178	218	314	428
5	149	182	262	357
4	119	146	210	285
3	89.5	109	157	215
2	59.5	73	105	143
1	30	37	53	73

熔鋼の粘性は今尙計量のない熔鋼相互間の比較として定性的な云ひ表し方に止まつて居る。即ち同一成分ならば熱度の高いものは低いものより流れが良く、高炭素質のものは軟鋼より流れが良く、又鑄込みを速くすれば之を制御したものより流れは良い。熔鋼の粘性に及ぼす諸條件の影響については研究されたものが極めて少ないが熔鋼が過熱された場合や鑄鋼前の脱酸、脱瓦斯の不完全であつた場合は流れの悪くなることは周知の事實である。過熱の問題は小型爐によく起るし脱酸、脱瓦斯の不完全は大型爐に起り易い。又所謂脱酸劑、脱瓦斯劑と稱せられる成分も多量に含まれると流れが悪くなる。例へばオーステナイト組織のマンガン鋼或は2~5%珪素鋼の如きこの例である。流れの良いものはノツプルの徑が小さくても良く通るが粘い熔鋼にはこれを大としなければならない。工具鋼は屢々3/4"と云ふ様な小さいノツプルを用ひるが斯様な眞似は低炭素鋼やニッケル鋼には夢想も出来ない所である。

熔鋼の比重:— 鑄鋼機構乃至はその實際の應用に關する數學的算式は何れもその基本條件として熔鋼の比重を必要とするが現在

第 1 圖 熔鋼の比重



の冶金學の文獻には不幸にして之が極く普通の工業的鋼材に就てさへ見出すことは困難である。著者はこの不備を満たさんが爲に熔點以上に於ける炭素鋼の比重、溫度、炭素量の關係を第1圖に示した。圖中の數字は實驗値或は歐米、アジア各國の著名な參考書から採つた確なものであるが然しこの圖の目的は之等數字の突きつとめた正確さを論

ずるものではなく工業的計算に於ける目下の要求を満たす一助たらしめんとするに在る。

凝結溫度 (Skull temperature):— 鑄鋼中の熔鋼溫度を一定時間毎に計つて圖表を畫くと曲線の漸近線的になる點が明かに出て來る。

第 11 表

C%	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80	0.90	1.00	1.20
凝結溫度°C	1,492	1,484	1,476	1,469	1,461	1,454	1,447	1,431

この溫度を凝結溫度と呼び熔鋼がノツプルから自由に流出し得る最低溫度を示す。この溫度以下ではノツプルには次第に地金が固まりつき遂には全然つまつてしまふ。凝結溫度は普通理論的の Fe-C 系液相線により充分キルされた高級炭素鋼では 10°C, 同成分の半キルド鋼又はリムド鋼では 20~40°C 高い。第 11 表はその一例を示す尙この溫度は經驗がつめば目測でわかるものである。

鑄鋼溫度及び鑄鋼速度:— 種類の異なる熔鋼は夫々の特性に應じて鑄込まなければならないので鑄鋼溫度及び鑄鋼方法に對する鑄鋼速度については特に注意を要する。この關係を知るために鑄鋼條件に特に敏感であると稱せられる低 C·Ni·Cr 鋼に就て實驗を行つた。實驗數は 34 チャージで化學成分は C 0.2~0.17%, Mn 0.41~0.63%, Si 0.14~0.23%, P 0.031% 以下, S 0.027% 以下, Ni 1.16~1.39%, Cr 0.57~0.69% の範圍である。各チャージ共鋼塊總數の

第 12 表

鋼塊寸法(頭部)	22" × 22"		
同 (底部)	18.5" × 18.5"		
鋼塊平均重量	8,470 lb		
ノツプル直径(原寸)	1.50"		
ノツプル直径熔蝕(平均)	19.3%		
ノツプル用耐火物	耐火粘土		
平均鑄鋼速度 lb/sec	138.5	84.7	51.3
平均鑄鋼溫度(°C)	1,521	1,501	1,454
不良鋼塊(%)	88.0	37.2	1.8
不良の原因	割れ	疵及皺	割れ

最初の 1/3 はノツプルを殆んど全開して注ぎ方を故意に速くし次の 1/3 はそれより緩かに残り 1/3 は極く緩かに注いだ。その結果鋼塊の外観に及ぼす影響は第 12 表の如くであつた。炭素鋼でも合金鋼でも徐々に鑄込むことの有利であることは鍛鍊用鋼塊を製造する場合一層はつきり解る。即ち熔鋼を巧みに調節して適當な速度で鑄込めば充分満足すべき鋼塊を造ることが出来るのであつて、之は極端に高熱の場合にも適用され得ることである。著者は非常な高熱(1,620°C 以上)で出鋼された C 0.27%, Mn 0.78% の 120: 熔鋼數チャージを各チャージ共靜置時間を置かず直ちにその 1/3 を極く靜かに、次の 1/3 を普通に、残り 1/3 を急速に鑄込み之を鋼塊、鋼片、成品に互つて調査したがその結果各チャージ共最初の 1/3 に屬するものが材質的にも經濟的にも最も優れ最後の 1/3 は鑄肌から見ても偏析、組織上から見ても材質最悪で中間の 1/3 が之等兩極端の中位を占め一般作業に相當した。

以上は殆んど一樣な鑄鋼溫度(鑄鋼操作中溫度は自然に下るものではあるが)の下に於ける鑄鋼速度の影響であるが一方には鑄鋼速度を殆んど一定にして鑄鋼溫度を變へた場合の影響をも論ずる必要がある。この目的には下注法を選び C 量約 0.18% の數チャージの

第 13 表

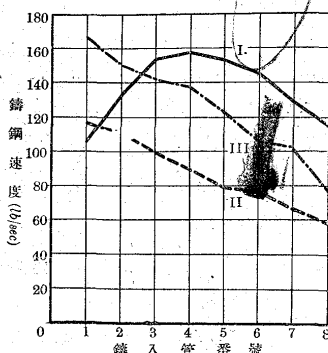
鑄 鋼 溫 度 °C	1,510-1,537	1,538-1,565	1,566-1,592	1,593-1,620	1,621-1,649
龜 裂 鋼 塊 %	0.4-1.6	0.8-2.5	2.0-5.5	4.5-10.0	7.0-16.0

鹽基性平爐鋼を夫々殆んど同一速度で鑄込んだ。化學成分、製鋼法、鑄鋼法、鑄鋼速度其他の可變的條件は充分一様に保つたので製出鋼塊に及ぼす温度の影響を確かめることは困難ではなかつた。第13表はその結果を示す。即ち鋼塊の龜裂は、1,538°C 附近から急に増加し之より僅か 55°C の上昇で容易ならぬ程度に達する。如斯鑄鋼熱度の低い方の良いことはこの下注ぎの例でも證明される。

ストッパー及びノZZル:— 耐火煉瓦の製作が幼稚であつた時代は鑄鋼速度の調節はノZZルの口徑の大小によつて行はれストッパーに依ることは好まれなかつたが現今では優秀な耐火物が出来る様になり熔鋼が非常に高熱な場合でもストッパーによつて熔鋼を適宜に制限しゆつくり注ぐことが可能になつた。鑄鋼速度を均一ならし

第 2 圖

材料異なる 3 種のノZZルを以てストッパーを加減せず 0.25°C の湯を注ぎたる場合の鑄鋼速度の變化



I 耐火粘土ノZZル直徑1.25"(原寸)  
II マグネサイト " " 1.25"(原寸)  
III グラファイト " " 1.75"(原寸)

めることは鋼塊鑄肌、組織、物理的性質等に一樣に良い結果を與へる重要條件である。現在のノZZルには多く特殊な耐火粘土製であるが又マグネサイト、グラファイト等でも製る。粘土製ノZZルは最も廉價ではあるが熔損し易く出口が擴がり調節が六つかしい。グラファイトやマグネサイト製ノZZルは比較的出口は變化しないが熔鋼に化學作用を及ぼす場合がある。ノZZルの耐火物が異なると鑄鋼速度も違つてくる。著者は困難と危険を冒して鑄鋼中に於ける上記 3 種のノZZルの直徑の變化を實測したがこの結果を鑄鋼速度に換算して示すと第 2 圖の様である。即ち粘土製ノZZルは次第に速度を増加するがマグネサイトやグラファイトの方は反對に低下して行く。この低下は云ふまでもなく取鋼中の熔鋼の壓力 velocity head, 粘性等の影響である。

鑄鋼温度:— 各種鋼の鑄鋼温度の一例を示せば第 14 表の如し。熔鋼中の不純物が減少するに従ひ、或は鋼塊の横断面又は重量が小となるに従つて鑄鋼温度は高くなければならぬ。又下注ぎの場

合は湯道其他の裝置で熔鋼が冷えるので此場合は一層高熱が必要である。反對に鋼塊が大きくて然かも上注ぎの場合 C が高い場合、熔鋼が完全にキルされて居る場合等は温度を低くしなければならぬ。以上の關係を何う云ふ場合は温度を何れだけと數式的に現はすことは遺憾ながら出来ないので造塊監督者の判斷が良鋼塊製造上益々重要となつてくる所以である。

取鋼内の熔鋼は輻射熱と鑄鋼による熔鋼量の漸減に依り急速な温度低下を示すもので之は特に鑄鋼末期に於て甚だしい。是等の事實

第 15 表

出鋼後の經過時間 (min)	鋼塊番號	鑄鋼温度 (補正) °C
出鋼中		1,600
11	1	1,545
15	3	1,525
19	5	1,510
23	7	1,495
29	9	1,483
35	11	1,475
42	13	1,450
50	15	1,443

第 16 表

時間	操作	鑄鋼温度 (補正) °C
4° 11'	鑄鋼開始	1,512
4. 38	鑄鋼終了	1,477
4. 50	足し湯 (別チャーヂ)	1,549

もノZZルの熔損、取鋼内の壓力の減少、熔鋼の粘性の増加等と併せ考へて鑄鋼速度調節の参考とせねばならない。著者は多年製鋼、造塊に關する數多の研究を行つたがその中で満足すべき鋼塊の出來た熱條件の良いものは數例に過ぎなかつた。第 15 表は鹽基性平爐鋼の一例で容量 80t, C 0.44%, Mn 0.93%, P 0.023%, S 0.017%, 26' x 26' の上注鋼塊である。(抄録者註: この他に高周波電氣爐、酸性轉爐、鹽基性弧光式電氣爐の例がある)。

又一取鋼で 1 個の鋼塊を造る場合でも鋼塊は一定の温度で注がれるものではない。鹽基性平爐製軸用 247t 鋼塊 (C 0.37%, Mn 0.96%) の一例を第 16 表に示す。

鑄鋼速度:— 鑄鋼速度を變へるにはノZZルの直徑を變へるのが最も良いが之は熔鋼量が多く鑄鋼後半に熔鋼が冷える恐れがあるため専らノZZルを全開して注がなければならぬ大量生産工場のみ限られた事でこの種の操作は必然的に鑄鋼の荒さを伴ひ屢々品質上の批難を被る場合がある。是等の困難を解消する適當な方法は數箇の鋼塊を一時に鑄造する方法では是又恐らく鑄鋼時間を短縮する最良の方法でもある。即ち下注ぎ法、瀑型鑄鋼法、數箇の注ぎ口を

第 14 表 各種鋼の鑄鋼温度

鋼種	化學成分 (%)	鑄鋼法	鋼塊重量	鋼塊寸法 (in)	鑄鋼速度 (t/min)	鑄鋼温度 °C	實驗者
リミシング鋼						1,593	H.D. Hibbard
セミキルド鋼	C 0.155 Mn 0.49	上注	8t		3.50	1,590	Brit. Ingot. Comm.
フリー、カッティング鋼	C 0.12 Mn 0.66 S 0.113	上注	3.3t		2.05	1,570	Brit. Ingot. Comm.
轉爐鋼	C 0.14	上注		12 x 12	1.31	1,574	
平爐板鋼	C 0.27 Mn 0.71	上注		20 x 22	1.20	1,519	
平爐外輪鋼	C 0.62 Mn 0.84	上注		24八角	0.86	1,513	
平爐軌條鋼	C 0.62	上注	7,300 lb	19 3/4 x 19 1/2		1,557	G.K. Burgess
平爐軌條鋼	C 0.62	上注	7,300 lb	19 3/4 x 19 1/4		1,539	G.K. Burgess
電氣爐工具鋼	C 1.14	下注		6 x 6		1,510	
特殊鋼	C 0.37 Ni 3.19 Mo 0.17	上注	3,200 lb		0.71	1,492	
特殊鋼	C 0.31 Ni 2.09 Cr 0.41 Mo 0.26	*上注	334		0.835	1,489	A. Kriz
マンガソ鋼	C 1.08 Mn 12.24	下注	740 lb			1,610	
電氣爐ダイソ鋼	C 0.58 Ni 1.61 Cr 0.68 Mo 0.22	上注	5.2t		0.69	1,558	
電氣爐ダイソ鋼	C 0.45 Cr-Ni	下注		5.5丸		1,650	B. Matuschka

\* 印は湯溜め使用、温度は U. S. Bureau of Standards Technologic. Paper 70 によつて補正。

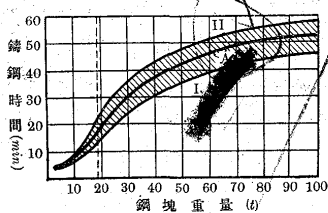
持った湯溜を使用する上注ぎ法等が之である。製造すべき鋼質にも依るが大量生産を行ふ結果リムド鋼或は半キルド鋼等はその鑄鋼時間を短縮する様になつた事は疑のない事實である。即ち現在では80~120tの熔鋼を注ぐ場合1分間2~4tの割合になつて居るが之は完全にキルされた優良鋼の製造には夢想も出来ない量である。鑄鋼時間の一例を第17表に示す。

第 17 表

鋼種	ノツヅル直径 (in)	鋼塊重量 (t)	化學成分%					鑄鋼時間 (min sec)
			C	Mn	Si	Ni	Cr	
不銹鋼	1'00	680 <sub>lb</sub>	0.18	0.48	0.17	0.28	12.63	50
管 材	1'50	2'5t	0.12	0.44	0.01	—	—	1 45
ダイス材	1'25	2'8t	0.44	0.58	0.23	2.47	1.12	3 25
電気鐵板	2'00	2'8t	0.03	0.21	0.58	—	—	45
ダイス材	1'38	5'0t	0.53	0.54	0.41	2.63	0.79	7 10
板 材	1'75	5'2t	0.05	0.44	0.08	—	—	2 35
鍛 鋼 材	1'50	10'1t	0.24	0.64	0.32	0.61	—	6 50
〃	1'50	15'9t	0.29	0.90	0.27	—	—	18
〃	1'50	20'6t	0.34	0.72	—	—	—	21 10
〃	1'38	26'0t	0.32	0.80	0.31	—	—	36 50
〃	1'50	50'9t	0.37	0.69	0.39	0.88	—	52
〃	1'50	86'0t	0.50	0.85	0.26	—	—	53

又鑄鋼時間に關するデータを比較研究して見ると熔鋼の温度と鋼塊重量との間には鋼塊の來るべき性質を暗示せる興味深い關係がある。鍛鍊用鋼塊製造の參考として特にこの關係を示したのが第3

第 3 圖 大鋼塊鑄入時間



圖であつて此圖はほぼ完全に鑄込まれた工業用鋼塊の測定結果から畫かれたものである。I 曲線は熔鋼の「ぬるい」場合、II 曲線は「熱い」場合で A 曲線は平均即ち標準鑄鋼温度範圍を示すものである。この圖に

依れば缺陷のない鋼塊を造らうとすれば「ぬるい」熔鋼は比較的速く注がねばならないし「熱い」場合は徐々にする方が良く云ふことが解る。

數チャージ合併による大鋼塊鑄造法：— 50t 以上の鍛鍊用鋼塊の鑄造は造塊係各人の經驗と觀察力と判斷と協力とを必要とする殆んど乾坤一擲の仕事である。1 チャージの熔鋼で足りない時は數チャージを合併しなければならぬが各爐の出鋼時間と成分を揃へることは仲々六つかしい事である。第一の取鍋が一番大きいものを使い第二の熔鋼は第一取鍋中の熔鋼が半分位鑄込まれた時に出鋼する第三の熔鋼も同様である。第二第三の熔鋼が高熱であるとノツヅルが熔損したり取鍋が破れたりする危險があるから温度は低目に調節しなければならない。この方法で注いだ 80t 鋼塊の一例を第 18 表に示す。

同表は第一の鋼が鑄込みを始めて約 12 分後第二の鋼が注ぎ足し

第 18 表

爐號	裝入量 (t)	取鍋分析%				
		C	Mn	Si	P	S
1	34.9	0.51	0.82	0.36	0.016	0.039
2	34.1	0.49	0.83	0.24	0.017	—
3	18.5	0.49	0.86	0.24	0.020	—

を始め第三の熔鋼は第二の熔鋼が出鋼されて 26 分後に注ぎ足されたものである。3 チャージとも充分低熱の方であつた。

又工場によつては巨大な取鍋を用ひ之に數チャージの熔鋼を一度

に合併する方法を探るがその何れが良いかは専ら地方的條件と經濟上の問題による。

2 個のノツヅルに依る鑄鋼法：— 近代の製鋼工場に於ては 1 チャージで大量の出鋼を行ふ様になつて鋼塊鑄込み時間の短縮と云ふことが緊急の問題となつた。之には色々の考案があるが中でも 2 個のノツヅルを用ふる方法が最も實用的なもので英國、獨逸、瑞典の技

第 19 表

ノツヅル數	1	2
	取鍋分析による C%	0.11
出鋼温度 °C	1,602	1,604
靜置時間(分)	17	19
鑄鋼初期及末期の温度 °C	1,532~1,488	1,541~1,524
鋼塊寸法(吋)	18×21	18×21
ノツヅル直径(吋)	1.75	1.75
鑄鋼時間(分)	58.5	31.0

術者は夙に之を實行して居る。即ち取鍋に 2 個のノツヅルと 2 個のストツパーを取付けその各々を 2 人の鑄込み係が操縦して一列に並んだ鑄型を注いで行くのであつて此方法の利點は鑄込み時間を半減すること、一層低熱且均一な温度で注ぎ得ること、取鍋裏付けの壽命が長くなること等であるが他方不利とする點も多く即ちノツヅルと鑄型の中心を合はせることの困難、兩方のノツヅルで鑄込み時間の違つてくること、1 チャージ當り勞力費が多くなること等である。米國ではあまり行はれて居ない。第 19 表はこの式の鑄鋼法と普通性を比較した一例である。

湯溜めを使用する鑄鋼法：— 上注ぎでは取鍋の壓力が高いこと、鑄鋼速度が早過ぎること、飛沫が飛ぶこと、熔鋼温度の高過ぎる場合のあること等の不利があるが、之は取鍋と鑄型間に小形の湯溜めを使用して熔鋼の流れを分割することによつて除くことが出来る。湯溜めの構造は簡便を旨とする。又そのノツヅルは耐火粘土よりもマグネサイトの方が良い。鑄鋼速度を低下するにはノツヅルの孔を小にするか熔鋼を數個の鑄型へ分けて注げば良い。ニツケル鋼、工具鋼等の小鋼塊の鑄造には特にこの注意が大切で 100~200<sub>lb</sub> と云ふ様な小型鋼塊でも 0.5' のノツヅルを用ふれば上注ぎでも鑄肌は非常に美しくなる。湯溜めを使ふと熔鋼の流れる距離が大となり空氣や耐火物に接觸することが多く熱は著しく下がる。25t 鍛鍊用

第 20 表

	温度 °C	鋼塊 (C 0.28%, Ni 2.1%, Cr 0.31%, Mo 0.18%) を 1.5' のノツヅルで注いだ例を第 20 表に示す。
出鋼中の温度(末期)	1,608	
小型鋼塊鑄鋼時の温度	1,522	
25t 鋼塊鑄込み時の温度	1,502	湯溜め使用の可否
鑄込み時の温度	1,480	
鑄型中心部に於ける湯の温度	1,470	

には色々議論もあるが實際の結果から見て之を巧に利用することは優良鋼塊として酬られるもので特に大型の鍛鍊用合金鋼塊の鑄造には推奨さるべきものである。小型鋼塊は寧ろ下注ぎ法を用ふる方が廉上りでもあり品物も良い。

瀑型鑄鋼法 (Cascade pouring): — 高所にある鑄型から溢流によつて順次に鑄型を満たす方法を瀑型鑄鋼法と云ふ。普通の鑄型臺車に鑄鐵製の段を乗せこの段を一つの臺車では昇りに隣の臺下では降りになる様に並べる。この段に鑄型を据え 2 臺の臺車を 1 組とし兩臺車の相隣つて居る一番高い鑄型を 2 個のノツヅルを有する細長い湯溜めでつなぎその注ぎ孔を鑄型の中央に來る様に置き他の鑄型は夫々約 6' 深さの短かい樋で連絡し鑄型へ溢れ流れる様にすることの方法の著しい利點は鋼塊肌の良いこと、パイプが小となること、

鑄込み時間を短縮すること等であるが又空氣に曝露する部分の多いこと、鑄型に入る流れが片寄ること、勞力費がやゝ高價である事等がその缺點である。

下注ぎ法：— 下注ぎ法では地金の損失、耐火物の消耗、勞力費の高價等の點から鋼塊應當りの生産費が相當高いものとなり市場の要求が之等生産費の増加を補つてあまりある場合でなければ有利とは云ひがたい。従つて下注ぎ法は一般に高級鋼材即ち合金鋼、工具鋼管材、板材等に限られて居る。下注ぎ法には色々の利點があるに拘らず米國ではあまり行はれず寧ろ歐洲、アジアで盛んなのは米國に比し歐洲、アジアが勞力費が安いためであらう。然し近年は米國でも品質改善の見地から下注ぎ法を廣く應用する傾向が製鋼界の大勢となつて居る。

下注ぎの場合は輻射、傳導によつて失はれる熱量が大ききから上注ぎよりも出鋼温度を高くする必要がある。ストッパーを切つて暫くは熔鋼の流れを調節してはならない。この間湯道や鑄型に比較的多量の熔鋼が入ることになるがそれはかまわないのである。鑄鋼速度の調節は實際には鑄型中を徐々に上つてくる湯面の模様によつて行はれる。鑄鋼中鑄型の中心部にスラグの層の浮んで居るのを明瞭に見得る場合があるが之は非金屬夾雜物及び注入管、蜘蛛型煉瓦、湯道煉瓦等の耐火材料が熔け合つたものでこの“浮滓”を湯面の中央に保つて鑄型壁に寄せ着けない様にすることが鋼塊肌を良くすることに大切な事である。熔鋼が非常にぬるい様な場合は浮滓の附着を防止するにはストッパーを全開して鑄鋼速度を増加するより方法がない。斯くすれば浮滓と鑄型壁との粘着力が容易に破られる。同様の理由で鑄鋼を途中で停めることはいけない。又ストッパーの加減も度が過ぎると温度が下つて浮滓が側壁に附着するから之も或程度に止めなければならない。斯様な譯で鑄込み方が不完全だと下注ぎは上注ぎよりも悪影響は一層大きくなる。鑄鋼終了後は断面最小の部分が先づ固まるわけで普通湯道が最小断面であるから之が鋼塊より先に固まりこの現象が往々鋼塊の二次收縮管の原因となる。又鍛錬用鋼塊には下注ぎと上注ぎの合併法が行はれる場合がある。即ち下注ぎした鋼塊に上注ぎで“足し湯”を行ふ方法でもし鑄型に押湯が付けられる場合は此方法で一層緻密均一な鋼塊を造ることが出来る尤も此方法は或限られた大きさの鋼塊にのみ効果的で最も有效な限界は5~25tである。これ以上の大鋼塊に下注ぎ法を應用することはどちらかと云ふと危険であり且高價となる。

下注ぎ法を行ふに當つて色々の困難が伴ふ。その最も大なるものは耐火物が割れたり熔蝕されたりすることであるが、近代の耐火物工業の發達と型据え作業の進歩によつて之等の災害は著しく減少し非金屬夾雜物は下注ぎ鋼塊でも上注ぎ鋼塊と變らない程に激減するに至つた。この他に鑄型や鋼塊の冷却不均一に基づく困難がある。鑄型が互に接近して据えられるとその輻射熱は相隣つて居る鑄型の表面を加熱することとなり屢々個々の鑄型表面に激しい温度差を生ずるに至る。即ち鑄型の一面が赤熱して居るのに他の側は少しも過熱の形跡を示さない場合を見る。斯様な場合は當然凝固状態を異にし鋼塊の組織的性質に不同を生ずるに至る。下注ぎ鋼塊の凝固が不同であつた場合は屢々底部に縦割れを生ずるが之は冷却速度が最小の側に起るものである。尤も鋼塊の割れはこの他に鑄鋼速度が速過ぎた場合、熔鋼温度が高過ぎた場合、定盤と鋼塊數の不均合の場合等にも生ずるものである。下注ぎ法で優良鋼塊を生産しつつある諸工場を見ると一爐の出鋼量40~120tの場合一定盤當りの吨數は殆んど常に12~20tになつて居る。但し工具鋼、高級合金鋼等の特

殊電氣爐鋼はこの數字にあてはまらない。

鑄入管は普通鑄鐵又は鑄鋼製で静壓力を充分ならしめ且つ取鍋のノツプルを合はせ易からしめる點から云へば鑄型より1~4ft高い方が良い。鑄入管の内徑は鋼質により又一定盤で押上げられる鋼塊重量によつて異なるが普通鑄入管煉瓦の内徑1.5"以下のものは甚だ稀で鋼塊重量の大なる場合は内徑4"の煉瓦を用ひる。鑄入管、湯道等の耐火物は下注ぎ法の能率に重大な關係を持つものである。熔鋼は鑄入管に入った瞬間から鑄型の最低部に達するまで絶えず耐火物に接觸して居るわけでこの間に必然的に熔融作用や熱化學的反應が伴ふ。即ち埃や煉瓦屑等は熔鋼の流れに巻き込まれて有害な夾雜物となり又耐火物表面の滓化作用は同様に地金汚染の原因となる耐火度の充分高いものであれば此悪影響は或程度まで防止し得るので此種の煉瓦の規格には耐火度の點も考慮されるに至りゼーゲル錐の30番、温度にして1,650°C程度と云ふことに成つて居る。即ち下注ぎ用耐火物の要點は熔融點高き高級耐火粘土を用ふること、化學反應によく耐へること、缺け難く緻密にして堅きこと等である。その形は一般に短かく取扱ひ易い様に設計され一端が凸形他端が凹形の接手になつて居るが此接續法は湯道内部も滑かであるし又塵埃の入ることも少ない。

下注ぎ法の利點：— この方法の實用價值については色々論議の餘地もあらうが大體に於て次の如き利點あるものと考へられる。

(1) 鑄入管、湯道を通じて鑄込まれるので造塊作業で嫌はれる飛沫を防ぐことが出来る。又鑄型内を靜かに昇つて來る湯面は鑄肌にも又鑄型壁にも衝擊を與へることがない。之が上注ぎ法に比し著しく優れて居る點で下注ぎと云へば直ちに鑄肌の滑かさを想起せしむる所以である。従つてヒビ、割れ、湯張り等の鑄肌の缺陷に基づく不良鋼塊を減少せしめることが出来る。(2) 鑄鋼時間が著しく短縮される。又鑄鋼温度、鑄鋼速度を一層均一ならしむることが出来る(3) 假令鑄鋼速度に變動があつて之が上注ぎ法の如く直接ひどい來ない。下注ぎならば鑄鋼速度は殆んど注意の要なしとさへ云はれる所以である。但し一方には鑄入管や湯道の冷却作用によつて取鍋のノツプルと鑄型入口では相當の温度差を生ずるので之が熔鋼の流動性に影響し従つて鋼塊に影響を及ぼすことを忘れてはならない(4) 熔鋼の均一性が増し偏析が少なく鋼塊の組織的性質が改善される。(5) 勞力が軽減され作業者に及ぼす危険が少ない。(6) 鑄型や定盤の壽命が長い。(7) 鑄鋼時間が短かいので取鍋裏付けの熔蝕も少ない。

下注ぎ法の缺點：— (1) 定盤、耐火物等の材料費、型据え、掃除取片づけ等の勞力費が大である。(2) 煉瓦屑、砂其他の非金屬夾雜物によつて地金が汚染され易い。湯道や鑄型の掃除が行届いても耐火物の不意にハジクのは如何に高級な耐火物を用ひても防ぐことが出来ない。但し操業を巧みに行へば之を減少することは出来る。(3) 監督者が判断を誤つた場合は一組の鋼塊全部が駄目になりこの場合の鑄層は上注ぎの場合に比し遙かに多量となる。(4) 鑄入管や湯道で熱を損するので鋼塊となる時の温度は常に上注ぎより低い。

この温度損失は取鍋温度の4%に達す。(5) 鑄入管、湯道等を使ふので既述の様な非金屬夾雜物の混入があるばかりでなく更に激しくハジしと熔鋼が漏出し多量の地金を損失する場合がある。(6) 數時間に互り何チャージかの熔鋼を處理し得る相當廣い水平な床面が必要である(7) 鑄型の底部に常に最高温の熔鋼が入つて來、湯面は最も冷却されて居るので鋼塊に二次收縮管が出來易い。然しこの現象は100%程度の小鋼塊では温度差が無視され得るので出來ないし

又 10<sub>2</sub> 以上の大鋼塊になると自身の重量によりこれが生じなくなる。

下注ぎ操作上の注意：— 鑄型を満すと云ふ機械的操作は一見甚だ簡単であつて徐々に昇つて来る湯面の變化は鑄鋼中鑄型の中を見守つて居れば素人にも氣がつく。第一に表面に皮膜が出来る。この皮膜は周囲の空氣の爲に熔鋼が酸化されて出来る— 一般に信ぜられて居たが N<sub>2</sub> を満たした鑄型に鑄込んだ場合でもやはり之が生ずることからこの考へ方は誤りであることが解つた。この酸化物、珪酸鹽其他の不純物を含む粘り皮膜が鑄込操作中熔鋼の表面に浮んで居ると云ふことは鋼塊の品質に重要な關係を持つものである。熔鋼が非常にぬるかつたり或は鑄鋼速度が遅かつたりすると此皮膜は鑄型壁にひつつき之が中心から昇つてくる熔鋼中に塞ち込められて鋼塊の壓延や鍛錬中に生ずる激しい横割れの原因となる。即ち鑄鋼中皮膜が引懸ると云ふことは壓延が面倒だと云ふ前兆である。この危険は上注ぎより下注ぎに多く生じ湯道の冷却で熔鋼の温度が下がるため極端な場合は鑄入管に近い位置の鑄型は殆んど影響を受けないのに遠い鑄型に色々の困難を生ずる場合がある。鑄鋼初期に起る皮膜の懸滞を防ぐには最初の數秒間を急速に鑄込むことが有効である。又炭素質の塗料を鑄型内面に塗ることは下注ぎ法の成功に多大の效がある。最も有效な塗料は發熱性の重い還元性乃至は中性の瓦斯を發生するもので瓦斯の層が地金と鑄型内壁の間に挟まれる状態となるので表面張力の効果が増され皮膜と鑄型内壁との粘着力が減少される。之は大鋼塊に特に大切な問題である。極く普通級の鋼塊を造る場合でも鑄型内面に接した部分に皮膜のない湯面が狭い環状をなして居る様な適當な鑄鋼速度を撰べば鋼塊の品質は改善され得る。

以上の現象は下注ぎの場合に特に顯著に現はれるのであるが上注ぎの場合でも熔鋼が靜かに滑かに注がれる場合は是と良く似た現象が見られる。(續く) (前田元三)

### 6) 鐵及び鋼の加工

青化物に依る鋼の表面硬化 (Thews, E. R. & R. W. Snelling, Mechanical World, Aug. 1936)—1914~1916 年頃は主として K<sub>2</sub>CN が使はれたが後に NaCN に置き換へられ且純鹽の代りに混合物 (NaCN 45~75%) が使はれ、經濟的且操業上の能率改善となつた。即ち青化物に他の化合物を加へる事は滲炭行程を安定にする、換言すれば滲炭速度を減じ且層の深さをも減ずる事になる。化合物として NaCl, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 等が用ひられる。

此兩者の作用に就ては種々なる説あるも其條件に依り差違の生ずるもので安定剤としての作用には變りないものと考察される。滲炭劑の成分は、(1) 表面硬化すべき材料の形及質、(2) 硬化面の受ける磨耗の量及種類、(3) 層の深さ、(4) 一度に硬化すべき材料の量、(5) 操業速度等に因り種々變更さるべきものである。NaCN75% を含み NaCl と Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> の比を種々に變へたものは比較的低温で熔解し、高滲炭能力を持つが使用は稀で、最も便利なのは NaCN50% に NaCl と Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> を等量に加へたもの、或は NaCN35, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 35, NaCl30% で特に後者は 1,150~1,200°F にて熔け、安定にして且優れた滲炭力を持ち結果が良い。

安定度の問題：— NaCN の濃度の低いもの即ち 30~50% の混合鹽の安定度は時に誤解せられて居る。安定度が單に時間の函數ならば稀釋なもの程安定なるものと云へるが、同時に滲炭劑の分解度を考へたならば 50% のものが 30% のものより安定せるものと云へる。最近の研究及實驗に依れば單に滲炭効果のみならず、同時に

窒化も行はれる青化物に依る表面硬化處理が歡迎せられ N<sub>2</sub> の硬度を上げ伸を減ずる效果に加へ滲炭に依る Tough hardness の效果を狙つたもので青化物に依る利益は次の如くである。

(1) 熔融青化物に浸漬する故強く且均一に處理が出来、温度と時間に依り所望の硬度と滲炭層の厚さ及其漸減層が得られ、外層と内部との間に急激な變化を伴はず機械的及熱的に依る割れ等の傾向はない。(2) 温度の調整に依り品物の變形の防止が出来る。固體滲炭劑では加熱の不均一を來し青化物に依るより變形の危険が多い。

(3) 温度の調整が容易で均一に所望温度に保持可能である。(4) 青化物に依る表面硬化は C 及 N<sub>2</sub> の效果の比を調整し得る。即ち青化槽の温度を低く保つと滲炭に比し窒化の效果が著しくなる。青化物の m.p. の直ぐ上にては窒化效果が 1,550~1,570°F の温度以上では逆に滲炭效果のみが著しい。然し窒化が全然停止したのではなく 1,775°F にても尙 N<sub>2</sub> が 0.03~0.10% 入つて居る。之は鋼材青化物の成分、浸漬時間に依り變化する。(5) 青化物に依る方が表面が綺麗である。(6) 浸漬槽より出して後薄い青化物の膜のある爲に焼入處理に至る迄の酸化が少い。(7) 非常に小なる部分品でも籠に入れて均一に硬化處理出来る。(8) 時間的に著しく經濟である。即ち部品を注意して箱に入れ、均一に滲炭する様に滲炭劑を詰め、迅速に反應温度迄上昇せしめる固體滲炭劑に比し單に浸けるのみにて足り且温度の調整も迅速且容易である。

以上列挙した利益以外に次の如き不利なる點もある故極力之を防止せねばならぬ。第一に經濟の問題である。迅速且均一な成品を得る事を合せ考へれば差は僅少であつて技術的の利點を以て補ひ得るが、唯技術的の不利は Case の深さと滲炭度 (C% にて示す) とが得られぬ。滲炭度は約 0.8% で固體滲炭劑の 0.95~1.02% に及ばない。唯青化物を 70~75% に上げると C1.05~1.10% は得られる此場合は NaCl のみを添加する。普通の目的には此の C 量は高温で脆弱を伴ひ且 Case と内部との變化を急にし割れの原因となる。青化法にては C のみに依らず C と N<sub>2</sub> の比に依り必要硬度を得るが利益で脆化を伴はず所望のものが得られる。滲炭層の深さは 0.6~0.7mm, が普通必要である。青化法に依る工具鋼に就ての結果

滲炭時間 (分)	温度°F			は第 1 表に示す如く青化鹽 混合比は NaCN と Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> との等量の場合である。 1,750°F は勿論異常で此温 度では青化鹽の分解、蒸發 の損失が多いが 1.15mm を 4h で得られる。同じ厚さを 1,650°F では 5h を要する。 尙材料を 1,100~1,200°F に 豫熱すると更に 30 分位は 短縮される。Ni 鋼と C 鋼 にては同じ厚さを得るに前
	1,550°	1,650°	1,750°	
	滲炭層の深さ(mm)			
30	0.20	0.28	0.35	
60	.35	.45	.55	
90	.45	.57	.67	
120	.55	.67	.80	
150	.62	.77	.87	
180	.70	.87	.95	
210	.75	.95	1.07	
240	.80	1.00	1.15	
270	.87	1.07	1.25	
300	.93	1.15	1.32	

者は早い。第 2 表に比較を示す。

青化物に依る操業温度は可及的低く且他の化合物を添加し青化物の濃度の低いものとすべきで、之は分解、蒸發の損失を最小とする爲に必要である。即ち温度は特に高度の滲炭を要する以外には 1,550°F 以下に保つべきである。青化物の稀釋に依ては分解の度は多少變るか分解温度は決して變化せず約 1,580°F である。唯此場合鹽化物が炭酸鹽よりも多少役立つ事は事實であるが餘り顯著ではない。又熔解槽の被ひは一面損失を防止すると共に多少害を伴ふ蒸氣



第 2 表

滲炭時間 (min)	炭素鋼		Ni 鋼	
	1,550°F	1,650°F	1,550°F	1,650°F
20	0.15	0.17	0.20	0.25
40	23	30	40	50
60	30	40	57	70
80	40	50	70	80
100	45	60	76	90
120	52	70	85	100
140	60	80	90	110
160	65	85	100	117
180	75	95	105	125
200	80	103	110	135
220	85	110	115	143
240	90	120	120	150

の出るのを防止する。青化物其他は有毒であるが蒸気は甚だしき害はない。

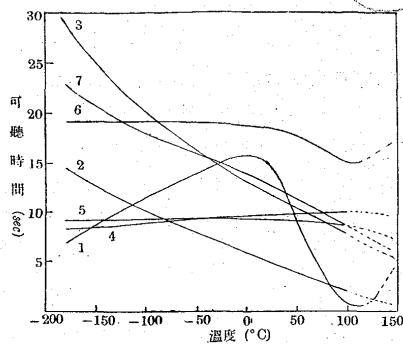
表面處理後の熱處理：鋼の成分と目的に依り異り高級なもの及 Case の深いものは 1,400°F 以上にて一次焼入を 1,300°F にて二次焼入を行ふが、普通のものでは 1,400°F にて二重焼入を行ふ。然し一次は 1,400°F より若干上の方が良い。組織の微細を望む時は 1,650°F から空中放冷し、次いで 1,500°F で 20 分保持し水或油に焼入する。二次焼入は出来るだけ冷却を速かにする爲水を用ひ或場合は氷水を用ふ。唯蒸気泡に因る軟點の生ぜぬ様注意を要する。(Y)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

低温に於て變態し又は變態しない特殊鋼の音響學的研究 (Waller, M. D.: Proc. Roy. Soc. 156 (1936) p. 383.)

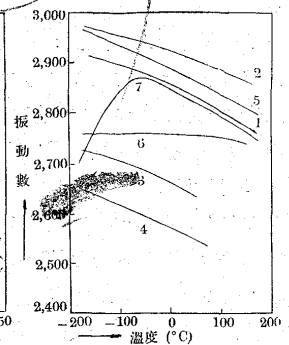
1. 測定法 各種鐵及特殊鋼材より、長さ 6', 幅 1/2' の角棒を取り Cu 及コンスタン線によつてその兩端を吊し、低温に於ける音響學的效果を研究して居る。  
測定は概試料の中間を打撃した時に發する音をその持續時間、振動數(及それから誘導されるヤング率)等の温度に對する變化を測定して、同一試料の硬度との比較、Fe 中の混合物が測定値に及ぼす影響、試料の變態の影響を調べて居る。振動棒の可聽時間の測定は、試料より發する音を一定の位置で聞いてその可聽時間を秒時計で測つて居る。誤差は 5% の程度であると言ふ。この際持續時間は打撃の強さに餘り關係しない、そのわけは音が對物的に減衰する事及始めと終りの振幅の差が大であるからであると説明して居る。又零度

第 1 圖



各温度に於ける可聽時間 (1) S.C. 鐵鋼:—(2) 2.4 Cr; (3) 24.3 Ni, 6 Mn; (4) 57.5 Ni; (5) 18.1 Cr, 8.5 Ni; (6) Elinvar; (7) 12.7 Mn

第 2 圖



各種温度に於ける振動數 (圖中の數字は第 1 圖に同様)

第 1 表

試料 番號	名 稱	分析結果 %					熱處理 °C	ブリネル 硬 度	磁氣 能率
		C	Si	Mn	Cr	Ni			
1	スウェーデン木炭鐵	0.03	0.01	0.04	—	—	99.89 鍛 造	102/92	100
2	2.5% Cr 鋼	0.92	0.16	0.32	2.41	—	— 900° 爐冷	821/811	87
3	Ni-Mn 鋼	1.18	—	6.05	—	24.3	— 800° 油冷	168/168	0.1
4	57% Ni 鋼	0.34	0.14	1.31	—	27.5	— 1,050° 水燒 鍛 造	164/164	92
5	18% Cr, 8% Ni 鋼	0.12	0.19	0.46	18.10	8.50	— 1,150° 水冷	152	< 0.10
6	3.5 W, 0.17 Cu (Elinvar)	0.63	0.16	1.47	10.80	32.80	50.10 1,000° 水燒	240	55
7	高 Mn 鋼	1.27	0.12	12.69	—	—	— 同 上	214/218	0
8	31% Ni 鋼	0.70	—	0.82	—	31.40	— 800° 爐冷	156	55
9	25% Ni 鋼	0.07	0.08	0.78	—	25.50	— 同 上	138,302 (實驗前及實驗後)	23 86 (同前)

以下で試料面に霜が生じることより起る誤差は補正して居る。振動物の測定は、目盛検査をされた振動子に取付けられた發音器より發する音を振動棒の音と一致せしめてその振動數を讀んで居るが此の際發音器の音を棒の上下にとり、生ずるウナリの數を數へて上下共に同一のウナリを發した時の上下兩振動數の中間を棒の振動數にとつて居る。ヤング率の誘導は次の式に依つて居る。

$$E = \frac{mn^2l^3}{1,0575t^4}$$

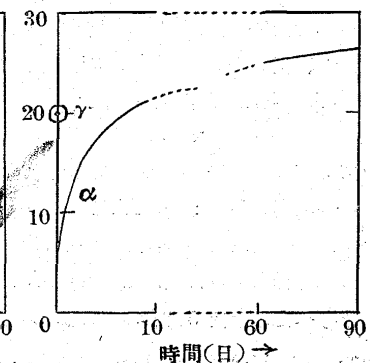
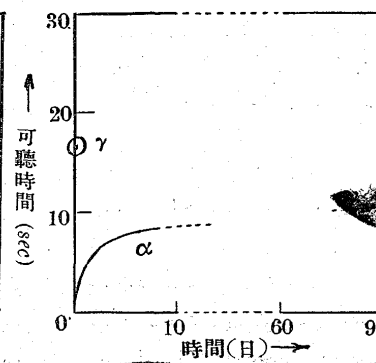
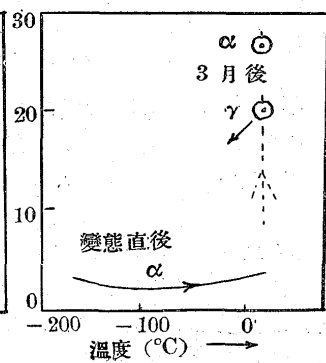
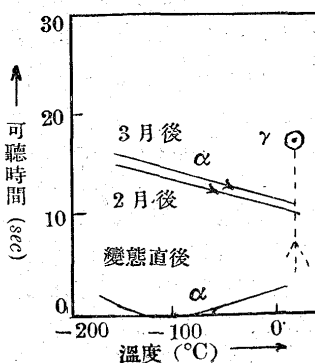
m: 棒の重量, n: 棒の振動數, l: 棒の長さ, t: 角棒の斷面の厚さ 温度の測定は吊して居る Cu-コンスタン線で行つて居る。低温を

第 3 圖—31.4% Ni

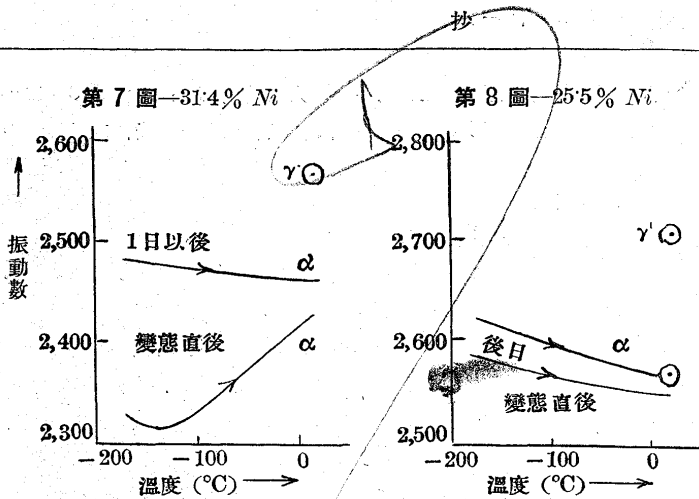
第 4 圖—25.5% Ni

第 5 圖—31.4% Ni

第 6 圖—25.5% Ni



57 x 15 = 855



得るには液體酸素を使用して居る。

2. 變態しない鋼及鐵についての實驗 第1表の試料についてその可聴時間及振動数を測定して第1圖及第2圖の結果を得て居る。即ち第1表の試料は低温にて何等の變化をしない。但し高 Mn 鋼に於て異常な極大値の存在が  $-50^{\circ}\text{C}$  で見られるがこれは C によつて示されるものであつて C 量の減少と共に此の効果が小となることは C についての實驗から實驗的に證明して居る。

3. Ni 鋼についての實驗 第1表の試料中 (8 及 9) 液體酸素中にて冷却するとオーステナイト的  $\gamma$  相からマルテンサイト的  $\alpha$  相に移行する。第3乃至第6圖は此試料の變態前後の可聴時間の變化を調べた結果である。變態の際の可聴時間の著しい減少は内部摩擦の増大を示し、時間が経過するに従つて  $\alpha$  の平常の値に近づくことを示して居る。第7圖は振動数の測定結果である。ヤング率が局部的に 16% 減少して居る。(林)

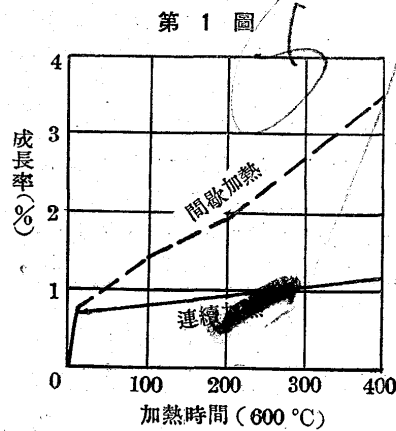
オーステナイト粒の大きさ決定 (Vilella, J. R. & E. C. Bain Metal Progr. Sep. 1936.) オーステナイト粒の大きさは直接鋼の性質に關係が有り之を決定する方法として従來 McQuaid-Ehn 滲炭法が行はれて居た。著者は前記方法が種々の假定を設けて居るが之は必ずしも妥當で無い事を述べて實際の結果から反駁し鋼の性質を變化させずに簡便にして短時間で行ひ得る三方法に就いて記して居る。

1. は變態點以上から空冷又は焼入せる方法で過共析鋼は空冷のみで初析セメンタイトが出てオーステナイト粒を表はし共析鋼では炭素鋼の場合厚さ約 1" のものを適當な温度から食鹽水中に焼入れると外部のマルテンサイトと内部のパーライトの中間に地がマルテンサイトで之を包むパーライトの網狀組織が表はれ元のオーステナイト粒の大きさを知る事が出来る。薄い物又は焼入性の良い鋼では長い試料の一端を食鹽水中に焼入れる事に依て種々の冷却速度の異なる層を作り前記同様の中間組織を出す。亞共析鋼のものも長い試料の一端を焼入れて空中の部分に赤熱温度以下になるや直に全部を食鹽水中に浸せばパーライト又は初析フェライトが網狀に表はれる部分を生じてオーステナイト粒の大きさが分る。2. は既に焼入せるもの又は焼入焼戻せる鋼の結晶粒の大きさを知る爲適當な腐蝕剤を作つたピクリン酸 1g. 濃鹽酸 5cc アルコール 95cc の溶液中に 5~15 秒浸せば良く更に效果的にするには軽く磨き直して腐蝕を繰返す。之は變態點以上の廣い温度範圍から焼入した鋼の結晶粒を明瞭に表はし特に空氣焼入鋼に適して居る。

3. は破面に依る鑿定である。前述の如くマルテンサイトの状態で破面の粗さと鋼の性質とは關係を有する爲に古くから鋼の性質を知る手段として破面の粗さを見る方法が行はれ瑞典で 22 mm 角棒に

就て實際に遭遇する破面の粗さを肉眼的に等間隔に分けて10階級とし標準の基とした。米國でも同様の分類が行はれ No. 1 から No.10迄の標準を定めたがこの兩者はよく一致して居る。破面の粗さは當然オーステナイト粒の大きさに關係するが著者は顯微鏡試驗に依てマルテンサイトの破壊が前に存在したオーステナイトの結晶粒界に沿つて居る事を知り前記破面の標準の順位とオーステナイトの結晶の大きさは直線的關係にあると云ふ結論を得た。以上の事實から破面の粗さを見てオーステナイト結晶粒の大きさを決定する事が出来る。この方法は熟練すれば可成正確な結果を知り得る。(T.)

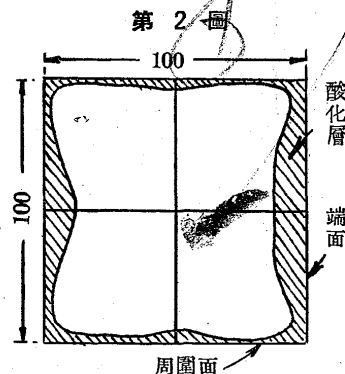
鑄鐵の成長抵抗に關する試驗 (Scheil, E: Arch. Eisenhüttenwes. 1936) 鑄鐵が工業的に使用せられるのは  $A_1$  點以下の温度であるから、此の範圍に於て試驗を行つた。第1圖はその試驗結果にして、連續加熱せる試料は最初急激に成長するも、その後



は徐々に成長する。之に反し間歇加熱を爲せる試料は 400h 後と雖も成長を續けて行く。茲に間歇加熱とは爐を 3h かゝつて  $600^{\circ}\text{C}$  に熱し、此の温度に 1h 保持し、然る後約 6h かゝつて、再び常温に戻す所の加熱法にして第1圖に示す所の間歇加熱時間は試験片が

$600^{\circ}\text{C}$  に熱せられて居る時間の合計を示すものである。

成長に對する是等の影響はセメンタイトの分解と酸化作用が原因となつて居る。しかし此の2原因のみを以て説明し得るか、又他にも原因があるか、此の點はまだ分らない。セメンタイトの分解により C 1% に付き其の伸長増加が 0.6% であることが算出し得られる。此の外に鑄物の表面より酸化が内進する。それは酸化性瓦斯が黒鉛脈に沿ひて内部に入りて  $\text{CO}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2\text{CO}$  の平衡に達するまで繼續せられる。而してフェライト中に含有せられて居る Si が  $\text{SiO}_2$  に酸化する可能あり、従つて  $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$  が構成せられる。フェライトと  $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$  の混合組成は既に以前から X 組織として知られて居る。1% Si の酸化はセメンタイトの分解と同様、計算的には 0.6% の伸長を來すが、實際には Si の酸化による成長はもつと大きい黒鉛脈と同様に氣孔も亦酸化性瓦斯の侵入道となり、此のため成長



が助長せられる。試料の表面から酸化による成長が起る故に、試料断面の成長は不均一となりて、周囲には壓縮内力を、内部には引張内力を生ずる。併し成長して了つた試料にては内力は僅か残留するに過ぎない一般に薄い物程、酸化氣中に於て多く成長することは實驗によつて明かである。厚

い鑄物の成長狀況を試驗する爲めに2個の徑 100mm 長 100mm の試片を作り、其の一つは全面を仕上げ、他の一つは兩端面のみを仕

上げたものである。そして兩者共 600°C で 1,000 ㏄ 加熱し、成長を測定せしに全面仕上げせるものは鑄物の黒皮のまゝのものより成長が大であった。又同一試料にても部分により成長は異り、両端面の中央と、周面の両端が一層よく成長した。これは酸化が深く入つた結果であることは顕微鏡試験によりて明らかである。

第2圖は全面を仕上げせる試料の酸化状態を顕微鏡にて検査せる圖である。

鑄鐵の成長試験に於ては一般に酸化成長が強くあらはれるが、鑄物を 500~600°C 以下にて實用に使用する時は此の現象は殆んど起らない。此の場合の成長の主原因はセメントタイトの分解作用である耐酸化性珪素鑄鐵が此の温度にて成長せざるはセメントタイトを含有せざるためである。(F. K.)

## 8) 非鐵金屬及び合金

米國鑄物協會非鐵合金委員會推奨砂型マグネシウム合金鑄造法 (Trans. A. F. A. 7, 1935, 33~50)

### 型込め

a) 鑄物砂 金屬の軽いことと鑄型、中子の通氣性を考慮し 100~150 メッシュの珪砂に 4% のベントナイトを添加した A. F. A 通氣度 50~60 の合成砂が最良である。水蒸氣に依る Mg 酸化防止の爲め硫黄、硼酸及びアンモニア鹽(特に弗化アンモン)より成る添加物を差すことが宜しい。添加量は試薬の種類、砂の状態及び鑄物の肉厚に依り異る、混砂には 25% Glycol 水を加へ、更に必要量の水を加へ、充分混和してベントナイト、グリコールを均一に分布せしめる。型砂は肌に近い部分は餘り硬く撞き固めてはならぬ。金屬の凝固と共に鑄型も收縮出来ることが高溫脆性の防止、引け割れ防止に役立つものである。特別にガス吹き法を構ずる必要はない。

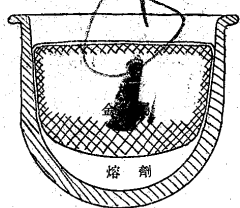
b) 塗劑 特殊なものは用ひない。時に前述添加剤を用ふるは效果がある。

c) 湯口及び上り 鑄物の形に依り一定しないが、二、三の原則がある。金屬は最低部より靜かに型内に注入するか又或る時は中央或は型頂部より流し込むことがある。何れにもせよ、湯は酸化物や、ガス發生の防止の爲め騒亂されてはならぬ。此の爲めに湯口直下のせきに鋼網(8~12孔/吋)を置くがよい。冷し金は清淨した Mg 合金製を用ふるが宜い。

d) 中子 S, BO 及び油を粘結劑として作る。焼き上げる爲めに漸く形を保つ得る程度に成形する。焼成温度は 350~500°F で 20分~數時間とし、焼成後アルコール黒鉛混和物を塗布し、アルコールは燃焼し除去する。經濟上生型の中子も用ひられる。

### 熔解及び鑄込

a) 熔解 Dow 法として知られる坩堝爐操業が好適である。附圖の如く熔劑の浴に合金を浮かし、ルツボ壁及び合金表面に熔劑の被膜を設け、ガスや非金屬物質の混入を防止する如くする。熔劑は無水鹽化マグネシウム 60% 食鹽 40% より成る。ルツボは軟鋼鑄物で 1,000 ㏄ の使用に耐へ、容量 300~600 lbs でガス爐或は重油爐に裝置する。小型ルツボへの装入は熔劑 100~125 lbs 金屬 300 lbs の順に行ふ。熔劑は容易に熔けて金屬を浮かす如くなり、更に表面張力に依り金屬を覆ふ。數分間保持すれば滓はルツボ底に沈積する。斯くして金屬は熔劑と密に接觸し、不純物を除去されるが



此の熔劑は繰り返し使用に耐へる。大體熔劑 1 lbs は金屬 8~12 lbs に匹敵する量を要する。ルツボ底の滓は古地金熔解後、或は數次の熔解終了後除去するを要する。装入物は總べて装入前豫熱して水分、ガスを除く必要がある。

b) 合金添加 大體 Mg 鑄物は Mg-Al-Mn 又は Mg-Al-Zn 系である。Al, Zn の添加は何等の技術を要しないが Mn は可成的靜かに又制限下に行ふ。一般に 90~10 Al-Mn 合金とし Mn 0.1~0.4 % を加へる。此の量は溶解度の極限であるから長時間の攪拌を要する。歩留は 75~80% で殘餘はルツボ底に沈むか、小粒として合金中に介在する。添加物は取鍋に入れ之を熔湯中に浸漬し靜かに攪拌した後、熔湯全部を充分攪拌する方法を採る。

c) 屑金回収 湯口 せき 上り等の大型屑は問題はないが、勿論砂や汚物は充分除去され、熔劑にて清淨されねばならない。不良屑金は古熔劑と共に豫め熔解し、再び新熔劑浴に注入して再清淨する。旋盤屑其他の削粉は發火の危險あり又酸化度も著しいから、先づ油脂を除き、多量の熔劑と共に低熱で熔解した後、更に之に削屑を加へ、直ちに熔劑と攪拌する如くし、湯も半熔に保つ。斯くて全部を装入終れば湯熱を 1,300~1,350°F に上げ、充分熔劑を作用せしめ、湯熱を降下し、滓を沈積せしめ熔解を終る。

d) 鑄込 取鍋は土瓶形のもので熔劑や滓の分離容易なものをを用ふる。取鍋の注出口は底より幾分高い側面で、銑付のものである。豫め取鍋を豫熱し置き、熔融熔劑で洗滌した後 2~3 回熔湯で洗ふ。取鍋へ湯出しの際熔湯表面が現れる時は粉狀熔劑を振り掛ける。鑄込後の餘り湯はルツボの爐壁に近い場所へ靜かに返す如くする。鑄込の際は、取鍋口を湯口に出来るだけ接觸し、靜かに定速度で注入する。鑄込温度は可成的低い为宜い。温度は鐵-コンスタンタン熱電對で測定する。

砂落し、仕上 鑄物は取りあへず湯口其他を切斷し、砂吹に掛け熱處理前の検査を行ふ。仕上器械として帶鋸は 20番鋼製齒數 4/in 速度 4,000 ft/min 機動弓鋸齒數 10/in, 手動は 14/in を推奨する片目鋸、可搬氣動チップ、旋轉鏟研磨機も使用されるアランダム K~M 級を可とする。Mg 合金に使用する器具は他に流用するは發火の危險がある。又削粉の處理にも注意を要する。心金其他は加工前充分除去し置くが必要である。熔接、鑲接は通常行はないが、酸素熔接は 600~750°F で熔劑は Dow No. 45, Alcoa No. 22 等を用ひ行ふ。熔接後はクロム液(重クロム酸ソーダ 1.5 lbs と濃硝酸 1.5 パイントを 1 ガロンに稀釋したもので洗滌する。鑲接には針金ブラシで清淨した後 300~400°F に豫熱し、鑲を強く激しく練り付ける。鑲は Cd 90%, Zn 10% 或は Cd 60%, Zn 30%, Sn 10% が宜い。塗裝には機械的に表面を清淨後、前記のクロム液に 0.5~3 分間浸漬した後行ふ。下塗劑には米海軍規格のクロム酸亜鉛を用ふるとよい。

熱處理 Mg-Al-Mn 系合金の固溶化處理(H. T.)は 775°F に 16 ㏄ 加熱後急冷すれば宜い。Mg-Al-Mn-Zn 系合金では Al の存在により熱處理温度を低め Zn に依る高溫脆性範圍を免れることが出来る。時效又は析出化處理(H.T.A.)は固溶化處理材を 350°F に 16 ㏄ 加熱すれば宜い。又短時間の熱處理で、上記兩法に依る材質の中間のものを得る場合もある。何れも温度の調整は極めて重要で、特に固溶化處理には注意を要する。委員會は自動温度調整式の電氣爐で、爐内に扇風器を設けたものを推奨する。

缺點の發生原因及び防止 滓疵 主として不淨の金屬即ち熔劑にて清淨不充分なもの、湯口の寸法過大、鑄込温度過高に原因する。

燒損 型砂へ添加劑の不足、撞固め過度が原因。防止には添加物

を増し S 粉の塗型を用ひ、型表面を焙り且つ湯口を細くする。

気孔 不淨金屬 湯口不良 鑄砂不良に原因する。

ピンホール、上述原因にも據るが注湯に注意し、型砂の調合に留意し、湯口の寸法を適合せしめれば防止される。

引け 表面の引けは冷し金、上りを用ふれば防止される。又湯口の位置を改める。すくわれは冷し金の不良、型込めの硬きに過ぎる場合に發生する。

性質及び應用 Al は強度に著しい影響がある。Zn の少量は耐蝕性を改善する。但し多量は熱処理中の高温脆性發生の爲め避けるを

Mg 合金鑄塊(再熔用)

合金名	Al	Mn	Zn	Cu	Cd	Si	其他不純物*
C-11	8.0~9.0	>0.18	—	<0.04	—	<0.2	<0.3
C-12	9.4~10.6	>0.13	—	<0.04	—	<0.2	<0.3
C-13	11.5~12.5	>0.13	—	<0.04	—	<0.2	<0.3
C-14	5.5~6.5	>0.18	2.7~3.3	<0.04	—	<0.2	<0.3
C-15	1.7~2.3	>0.20	—	3.3~4.7	1.7~2.3	<0.2	<0.3

\* Ni <0.02

マグネシウム合金砂型鑄物

合金名	Al	Mn	Zn	Cu	Cd	Si	其他不純物*
C-11	7.8~9.2	>0.15	<0.3	<0.05	—	<0.5	<0.3
C-12	9.0~11.0	>0.10	<0.3	<0.05	—	<0.5	<0.3
C-13	11.2~12.8	>0.10	<0.3	<0.05	—	<0.5	<0.3
C-14	5.3~6.7	>0.15	2.5~3.5	<0.05	—	<0.5	<0.3
C-15	1.5~2.5	>0.15	<0.3	3.0~5.0	1.5~2.5	<0.5	<0.3

\* Ni <0.03

要する。最良の成分は Al 又は Al+Zn が 8~12% で 8% 以下は鑄造性悪く 12% 以上は脆硬となる。Mn は 0.1~0.4% で、溶解度の極大追加へられる。耐蝕性を高める効果がある。Cu と Ni は

耐蝕性に致命的な悪影響あるから注意を要する。C-15 合金は 3~5% Cu を含有するが、之は熱傳導率を高める爲めである。Si の多量は脆化作用がある。

C-11 合金は高抗張力、伸及び強靱性を要する用途へ、C-12 合金は熱処理して一般的用途へ、C-13 は時効後高い降伏點及び硬度を要する目的に、C-14 は強力耐蝕合金として、C-15 は特に高い熱傳導度を有する用途に用ひられる。(MA-)

**Cu-Zn 合金 β 相の擴散を伴はぬ變態** (Kaminski, E. μ. G. Kurjumov: Metallwirtsch. 25, (1936) S. 905) 擴散を伴はない變態は共析變態に於て知られて居る。即ち鋼のオーステナイトからマルテンサイトへの變化、Cu-Al 合金の β<sub>1</sub>→β' の變態、Cu-Sn 合金の β→β' 變態等である。Cu-Al 合金に於ては Al=12% の點に共析變態が有る。この組成附近の合金では餘り悪くない冷却速度でも β 相は 520°C~540°C まで過冷され、この溫度以下では β<sub>1</sub> となり更に β<sub>1</sub> より β' となる。β 相は厚き配列が無秩序な體心立方格子、β<sub>1</sub> は銅及 Al 原子が一定の配列をもつ體心立方格子であり、β' は β 及 β<sub>1</sub> 何れとも異なる複雑な格子をもつた中間相である。Cu-Al 共析變態附近の擬安定狀態圖は第 1 圖の如くである。これは Cu-Zn の狀態圖に酷似して居る。

從つて Cu-Zn の β 固溶體でも上述の様な、擴散なしの變態が考へられるが從來の實驗では常溫ではこの豫想を裏切つて居る。著者は常溫以下でかゝる變態が起ることを豫期して求める結果を得た。

40~42% Zn の合金を夫々高温より水中に焼入れた物を液體空氣中で冷却し乍ら溫度-時間曲線を測定した結果、α 相の限界附近の合金では-14°C で熱の出入のあつた。この試料を常溫にもどした後冷却曲線を測定して再び-14°C で熱の出入を見た。即ちこの反應は

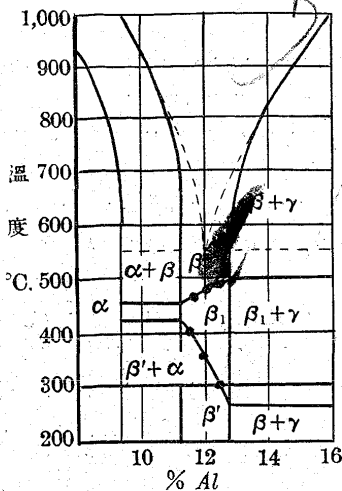
砂型 マグネシウム合金鑄物の物理性

	C-11		C-12		C-13	C-14			C-15
	鑄放し	H.T.	H.T.	H.T.A.	H.T.A.	鑄放し	H.T.	H.T.A.	鑄放し
抗張力 lb/□'' × 10 <sup>3</sup>	23~26	29~34	29~32	29~34	27~29	24~27	30~35	32~39	21~24
降伏點 lb/□'' × 10 <sup>3</sup> (永久變形 0.2%)	11	11	12	19	21	11	11	19	8
彈性係數 lb/□'' × 10 <sup>6</sup>	6.5	6.5	6.5	6.5	6.5	6.5	6.5	6.5	6.5
伸 %	3~5	6~10	5~7	0~2	0~0.5	4~6	6~11	2~5	3~6
ブリネル	49	48	52	70	78	49	51	68	40
耐壓力 lb/□'' × 10 <sup>3</sup>	46	46	50	54	54	47	48	51	39
比重	1.80	1.80	1.81	1.81	1.82	1.83	1.83	1.83	1.86
縮み代 in/ft	3/16	3/16	3/16	3/16	3/16	3/16	3/16	3/16	3/16
凝固溫度範圍 (°F)	1,120~815	1,120~815	1,100~815	11,00~815	1,070~750	1,155~750	1,155~750	1,155~750	1,185~1050
電氣抵抗 mΩ/cm <sup>3</sup> (20°C)	13.0	15.0	17.5	14.0	14.0	11.5	14.0	12.5	6.5
耐久限 lb/□''	7,000	7,000	10,000	9,000	9,000	10,000	10,000	10,000	6,000
(Moore 機に依る)熱膨脹係數 °F × 10 <sup>6</sup> (65~750°F)	16	16	16	16	16	16	16	16	16

合金商標名

合金種類	條件	ASTM	Am. Mg Corp.	Bohn Al & Brass Corp. (Bohnalite)	Dow Chem. Co. (Dowmetal)	米國陸軍	米國海軍
C-11	鑄放し	Alloy 1	AM 241 C	X-5	A	—	1
	H.T.	Alloy 1-H.T. 1	AM 241 T4	X-5 H.T.	A-H.T.	Grade I	1 a
C-12	H.T.	Alloy 2-H.T. 1	AM 240 T4	X-2 H.T.	G-H.T.	—	2
	H.T.A.	Alloy 2-H.T. 3	AM 240 T 61	X-2 H.T.A.	G-H.T.A.	Grade 2	2 a
C-13	H.T.A.	Alloy 3-H.T. 3	AM 246 T 6	—	B-H.T.A.	—	—
C-14	鑄放し	Alloy 4	AM 265 C	X-8	H	—	5
	H.T.	—	AM 265 T 4	X-8 H.T.	H-H.T.	—	—
	H.T.A.	—	AM 265 T 6	X-8 H.T.A.	H-H.T.A.	—	—
C-15	鑄放し	Alloy 5	—	X-4	T	—	3

第1圖 擬安定状態圖  
.....安定状態圖



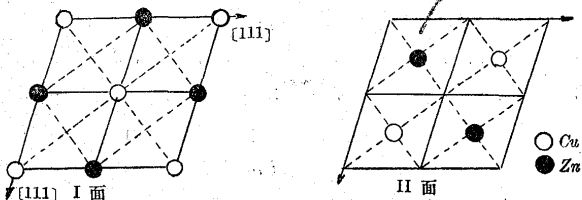
可逆的である。水に焼入れた試料の示す X 線干渉線は  $\beta$  及  $\alpha'$  であつた。 $\alpha$  の線は微弱である。 $\alpha$  相の析出は完全には止む得なかつた。水の冷却速度促進剤として  $NaOH$  を加へた液に焼入れた試料の X 線寫眞は、 $\beta$  相と異なる新干渉線を示した。これを分析して  $a=3,755 \text{ \AA}$   $c=3,586 \text{ \AA}$   $a/c=1,047$  の面心正方格子であることを知つた。これは  $\alpha$  相に類似する相で  $\alpha'$  と名附けた。又  $Zn\%$  を種々に變へて實驗を行つた結果、 $Zn\%$  が増加するに従つて變態温度が著

しく低温に移動し且  $a/c$  が大きく成ることを知つた。

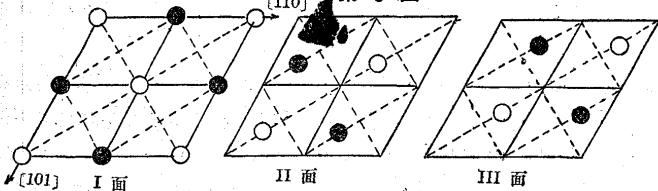
正方格子を得る原因は次の假定から説明出来る。即第1に原子配列が無秩序に  $\beta$  から  $\alpha'$  へ移行する中間に、 $Cu-Al$  の  $\beta_1$  に相當する過程を通る。これは原子配列が一定の配列をもつ。第2に體心立方格子から面心立方格子への變化が  $\gamma$  鐵から  $\alpha$  鐵への變化と同様の機構で行はれると假定する。

一定の原子配列をもつ體心立方格子から面心格子を得た場合  $Cu$  及  $Zn$  原子の配列は第2圖及第3圖に示す通りである。第2圖は體心立方格子の (011) 面であるが、この面中の原子が移動して、第3圖に示す面心格子の (111) 面を得る。

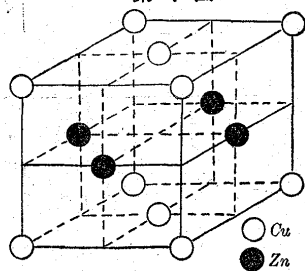
第2圖



第3圖



第4圖



第2圖 (011) 面の  $Zn$  及  $Cu$  の分布  
第3圖 面心格子の (111) 面上の  $Cu$  及  $Zn$  の分布  
第4圖 規則的原子配列をもつ  $\beta$  より變化した面心格子の原子配列

新格子の [100]、[010]、[001] 方向の原子の位置を計算して第4圖の結果を得た。かゝる重格子的組織は X 線的には定め得ない、その故は  $Cu$  と  $Zn$  の原子番號が隣り合つて居るからである。c 軸が a 軸より短いことは、この格子模型から推察される。即 (100)

面を見ると、 $Cu$  原子と  $Zn$  原子が互層をなして居る。 $Zn$  原子のみの並ぶ方向は、これを角の  $Zn$  及  $Cu$  が互層をなす方向より、大きな原子間隔を持つ筈である。(M.H.)

ベリリウム及其合金(II) (Delmonte, J.: Metals & Alloys, Aug. 1936.)  $Be$  は  $Cu$  との合金が最も有効であり他のものとの合金に於ては得られぬ強さ及び粘さを見る事が出来るのである。

$Be$  合金は電解的に製造する方法と直接に  $Be$  を加へる方法とがあるが前者の方が  $Be$  の損失も少く優秀である、只電解によつてつくる場合スラッグを除く爲め再熔解せねばならぬ事がある。獨逸では  $Be-Cu$  合金は熔けた  $Be$  の弗化物の槽の中に細く碎いた  $Cu$  を加へて電解する方法が、スラッグ化による損失も少くてよいと云はれ米國では直接に添加する方法が採用されて居る、 $Be$  は強い脱酸力があるからこれに加へる前に  $Ca, Li, Mg$  等を加へて脱酸する  $Cu$  の槽は  $1,200^\circ C$  に加熱して少量の  $Be$  を先づ加へてやる、鑄込温度を  $Be$  の含有量に依つて異なるが  $1,040^\circ C$  から  $1,090^\circ C$  の間である、最も軟い状態にするには  $780-815^\circ C$  1h 焼鈍した後冷水に焼入する。鹽化  $Be$  の蒸氣は  $Al$  を含む容器の中を通して金屬に還元出来る。

$Be$  を電氣鍍金するには高温で行ふ方がよく  $NaF$  及び酸弗化ベリリウムの槽を  $700-800^\circ C$  にし陰極の銅板に鍍金する。 $Al$  には  $550-580^\circ C$  鐵又は  $Ni$  には  $900^\circ C$  が適當である。 $Be-Cu$  合金の最も特徴とするのは軟い状態に於て容易に旋削加工出来、然る後熱處理により青銅よりも遙かに強さ及び硬度を増す事が出来る事である、焼鈍した 2%  $Be-Cu$  合金を熱處理した場合抗張力 80,000  $lbs/吋^2$  のものが、 $300^\circ C$  で 2.5-3h 熱處理すると 175,000  $lbs/吋^2$  に上り  $275^\circ C$  では 4.5h で 162,500  $lbs/吋^2$  に上る、伸は抗張力及び硬さが増すと共に次第に減少する、 $Be-Cu$  合金に於て  $Be$  1.5-4% のものが熱處理効果が、最も大である。これ以上  $Be$  を加へると非常に硬くなり且脆くなり加工が困難になる恐れがある例へば 6%  $Be$  合金はブリネルで 730 を示し到底加工出来ぬ。鍛鍊するに最もよいところは  $Be$  2-2.5% であり此の種の合金の機械的性質を示すと次の如し。

第 1 表

	A		B		C		D	
	獨	米	獨	米	獨	米	獨	米
降伏點 $lbs/吋^2$	48,000	31,000	88,700	134,000	111,000	105,000	152,000	138,000
抗張力 $lbs/吋^2$	88,000	80,000	123,500	175,000	115,000	118,000	175,000	193,000
伸 (2'間)	25	45	11	6.3	0.75	4.5	5.7	2.0
ヤングスモジュラス $ft-lbs$	16.8	18.0	18.8	18.9	—	17.2	—	18.4
ブリネル	10.5	110	36.5	340	265	220	380	365
衝擊值 $ft-lbs$	—	59.7	—	3.7	—	16.7	—	61
電氣傳道度 % IACS	17	17	32	18-25	—	17.0	—	30

成分 2.5%  $Be-Cu$  (獨) 2.0-2.25%  $Be-Cu$  (米)  
A 獨  
B 燒鈍  
C 燒鈍度  $750^\circ C$  より焼入 燒鈍度  $800^\circ C$  より焼入  
D 壓延 壓延  
電氣傳道度は米國の方は幾分低いこれは多少  $Ni$  を含有して居る爲である、2.25%  $Be-Cu$  合金の壓延による影響をみると

	B.H.N	抗張力 $ws/\square''$
焼鈍	80	54,400
20% 壓延	130	86,000
50% 壓延	212	108,600

普通 Be 2.5~2.75% 迄は冷間加工するがこれ以上は熱間加工を要する、要する Be-Cu 合金は Cu の 5 倍の抗張力、6 倍の硬さを有し Be 青銅は Al 青銅或は磷青銅等にとって變つたわけである又只強さ、硬さのみならず加工容易な爲め線、板、管、帯、棒等につくり得る利點がある、從來磷青銅を使用して居たゲージもこれで代用出来る、Be 1.5~4% の Be-Cu 合金は 750~800°C から水中又は油中に焼入した後著しき時効硬化の現象がおき又 250~300°C で人工的に時効を起し得る。800°C で焼鈍した後加工に依つて硬化し再加熱する事によつて機械的性質が改良される事は前表に依つて明かである、一度加工したものを再び加工する場合は 800°C に 2~3h 保持して過飽和の固溶體を元にかへし然る後冷水中に焼入する、鍛錬及び壓延は Be の含有量により適當に 575~775°C の範囲で行ふがよい。普通鋼に他の金屬を加入すると電氣傳導度には非常に悪影響を及ぼす例へば 1% の Sn は Cu の電氣傳導度を 50% 減ず、P、Al 等特に此點著しい Be は 0.05% で 10% 減ずるが 800°C で 1h 焼鈍し空焼入したものは純 Cu よりや、電氣傳導度が高い、これは極く少量の O を含む爲めである、前表に示した電氣傳導度よりも將來まだまだ改良し得るのである、たゞ同時に機械的性質は多少下るのは止むを得ない、即ち適當に長時間熱處理する事によつて改良し得ると思ふ。

最近 Be-Cu-Co の三元合金で IACS の 50% の電氣傳導度を示し得た、この内 Be は極く少量である、Be-Cu 合金はばね材例へば磷青銅等に比して疲労限界が高い、標準青銅ばねで 500,000~1,200,000 回使用して何等變化無く疲労限界は磷青銅で 25,000~27,000  $ws/\square''$  に對し Be-Cu 合金は 35,000~45,000  $ws/\square''$  を示し、然し高級鋼のばねには劣る、高 C 鋼 Cr-V 鋼 Si-Mn 鋼のばねは 70,000~90,000  $ws/\square''$  であるが Be 青銅ばねは約 30,000  $ws/\square''$  である然し Be 青銅のばねはその疲労限界が表面の磨き仕上に依らぬ利點がある、Be-Cu 合金は優秀なる軸承用合金として用ひられ磨耗抵抗は錫青銅の  $\frac{1}{6}$  である、Be 2.5% のものはハミルトンのピッチ加減プロペラーの軸受さやに使用されて居る、強さも大なる爲軸受の壓力は 4,000  $ws/\square''$  迄許される。

Be 2.35~2.46% の Be-Cu 合金と C 0.43% の標準 C 鋼の圓盤を 1,600°F から油焼入し 1,100°F で焼戻してアームスラー試験機に依つて磨耗試験を行つた結果鋼の方は 0.0168 gr、析出硬化した Cu-Be の方は 0.000 gr、鑄込の儘のものは 0.0084 gr の磨耗損を示した然し 24h 熱處理したものは著しく磨耗した、Amer. Brass Co. では熱處理に依つて影響せずと云つて居る、尙磷青銅は Be-Cu 合金に對し磨耗程度は約 5 倍である、斯く磨耗抵抗及び衝撃抵抗大なる故精確な時計のばね、軸受等に使用して居る。

耐蝕性はシーメンスコンツェルンの實驗では錫青銅とほぼ等しく Al 青銅よりはやゝ優れて居る、厚さ 1 mm 30 mm x 60 mm の壓延板を 3% の海水、3% の HNO<sub>3</sub>、3% HCl に浸漬して腐蝕試験を行つた結果脱酸銅を鹽類の溶液に浸漬及び噴霧試験を行つた結果と殆

第 2 表

試験片	酸化量	試験片	酸化量
100% Cu	10.20 mg	10% Sn-Cu	4.03 mg
1.5% Be-Cu	6.10 "	12% Sn-Cu	2.21 "
2.0% Be-Cu	2.05 "	6% Al-Cu	0
2.5% Be-Cu	1.37 "	8% Al-Cu	0

んど同じであつた、第 2 表は高温に於ける酸化試験の結果を示した。1 gr の試験片を空氣中で 400°C で 36h 加熱した結果である。

(N. N)

エレクトロンメタルの改良及現在の利用状況 (Schmidt, W. u. P. Spitaler, Z. Metallk. 28 (1936), 8, 220/222) エレクトロンメタルの消費は年々増加するが、之の主成分たる Mg は、獨逸では、純度の高いしかも實際的に無盡藏に産出する Mg 化合物から得られる。Mg が工業的に發達した過程の初期には MgCl<sub>2</sub> を用ひたが、後に堆積鹽類として産するカーナライト (KCl MgCl<sub>2</sub> 6H<sub>2</sub>O) を適當な脱水處理を行つて原料とした。最近では炭酸化合物なるマグネサイト (MgCO<sub>3</sub>) 及ドロマイト (MgCO<sub>3</sub>·CaCO<sub>3</sub>) を鹽化物とし、加里工業の MgCl<sub>2</sub> を含む浸出液を原料として用ふるに至つてゐる。之等の原料から、すべて熔融電解に依つて最後に鹽化物としてから Mg を取るものである。Mg の製産の奨励發達に依つて、強力 Mg 合金即ちエレクトロンなる名稱のもとに合金の研究が進められた。時にエレクトロンメタルの鍛錬材の製作に關しては廣大なる實驗研究が行はれた。その誘因となつたのは航空用推進器の製作問題である。

エレクトロンは六方晶系に屬し、その鍛錬變形の特異性に關しては既に結晶學的な研究が數年前 (Z. Metallk. 25 (1933) 10) に報告せられてゐる。その結論を要約すれば、鍛錬條件を正當に撰擇すれば、組織上の方向性は之に隨伴し、他の金屬に比較して匍匐速度は極めて小ではあるが、實際の鍛打鍛錬法で充分加工が出来る。従つてエレクトロンの鍛錬材の製作には、能力の大なる壓錬機を用ひねばならぬことになる。これに依つて材料は靜止壓力のために、全容積が匍匐し、Mg-合金に於て時に著しく明瞭な“臨界加工度”以上に加工される、そして鍛錬材の局部的變形及それに関連して變形せる場所と然らざる場所との間が中間焼鈍に依つて結晶粒の粗大化を來すことを避け得ると云ふ利點がある。之等の鍛錬過程では常に理想的な、種々の断面に於る均一な結晶粒微細度が得られる様な條件を以てせねばならぬ、變形速度を著しく小にして水壓機でエレクトロン合金を鍛錬する時は、鑄塊の粗大な結晶粒が破壊すると同時に、之と平行して結晶の回復即ち結晶組織が再結晶を起し、鍛錬條件に従つて之が持續する。故に水壓鍛錬ではエレクトロン鍛錬材の粘性が制止されないといふ効果を生ずることになる。落下錠に依る實驗では、結晶のり性能が直に低下して、屢々中間焼鈍を行はねばならぬことを示した。普通用ひられる鍛錬用合金は AZM であるが、新しくエレクトロン 855 と稱する合金が出来た。組成は 8.5% Al, 0.5% Zn, 0.1% Mn で、その性質は第 1 表の如きものである。比重は AZM 及 AZ 855 何れも 1.82 であるが常温の抗力は後者が、約 10% 大である。

第 1 表 (25 mm 中の壓錬丸棒)

合 金	AZM				AZ 855			
	20°	100°	150°	200°	20°	100°	150°	200°
溫度	20°	100°	150°	200°	20°	100°	150°	200°
抗張力 $kg/mm^2$	29.6	28.8	23.6	15.3	32.8	31.6	27.0	19.2
降伏點 $kg/mm^2$	21.6	19.4	15.2	9.5	23.6	20.8	18.5	15.4
伸% ( $l=10d$ )	12.9	14.8	21.8	27.9	12.6	13.9	19.2	23.9
ブルネル硬度 $kg/mm^2$ (5/250/30)	61	57	48	—	68	60	55	—
繰返彎曲抗力 $kg/mm^2$ 丸棒	14.4	—	—	—	16.8	—	—	—
切欠きのある丸棒	7.6	—	—	—	8.0	—	—	—

鑄物用合金では、熱處理調質した砂型鑄物合金 A9V が出来た。組成は 8.5% Al, 0.5% Zn, 0.3% Mn である。この合金の熱處理調

第 2 表

状態	合金	降伏点 (0.2%) $kg/mm^2$	抗張力 $kg/mm^2$	破断伸 ( $\delta_{10}$ )%	断面收 縮率%	抗壓力 $kg/mm^2$	弾性率 $kg/mm^2$	ブリネル硬度 ( $H_{30/250/30}$ ) $kg/mm^2$	衝撃値 $Mkg/mm^2$	剪断力 $kg/mm^2$	繰返彎曲抗力 $kg/mm^2$
砂型鑄物	AZG	9~10.5	16~20	3~6	5~7	33	4,300	50~58	0.35	14	7~8
"	AZF	8~9	17~21	5~9	9~11	32	4,200	47~52	0.50	13	5.5~7.5
"	CMSi	5~6.5	10~13	2~4	4~7	22	—	41~46	0.45	10~11	—
熱處理	A9V	10~11	24~27	8~12	8~15	31	4,400	56~63	0.90	13~14	8~10
金型鑄物	AZ91	11~13	18~22	2.5~5	4	33	4,400	60~65	0.50	13	7~8
押鑄物	"	15~16	18~20	1~2	4	—	4,300	62~68	—	—	—

質性は Al 含有量に依つて條件付けられる、Mg 固溶体内の Al 或は Mg-Al 化合物の擴散速度が非常に小なるため、結晶の偏析を現し、凝固直後の A9V 合金の組織は状態圖から見られる様な均一の Mg-Al 固溶體を示さずして、Mg-Al 化合物の初晶が著しく存在する。此の合金を熱處理する意義は、鑄造材を凝固終點直下(420°)で長時間加熱して Mg-Al 化合物を固溶体内に溶解せしめ、之を均一化するにある。従つて調質後の鑄物の組織は状態圖に示される平衡状態のものとなる。この調質に依つて合金の抗力及靱性は著しく改善される、降伏點及硬度は本質的には變化せぬが疲労抗力は同様に改善される。第2表は鑄物の性質を示す。A9V の調質は SO<sub>2</sub> ガスを順環させた電氣爐或は、重クロム酸槽中で行ふ。この場合に温度は ±5°C の範圍で一定にして置く必要がある。SO<sub>2</sub> 氣流を作るには、加熱室の底部に黄鐵鍍の層を置けば、加熱温度以下で SO<sub>2</sub> を發生する。經驗に依れば、使用温度 420° で濕氣の無い場合は、電熱線或は他の爐の裝置が SO<sub>2</sub> 氣流で侵かされる心配は無い。尙爐室は氣密にする要がある。鹽槽爐は 75% Na<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> + 25% K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> なる共晶混合にして行ふ。熔融點は 266° である。之等の鹽槽は長時間使用すると、Mg のために重クロム酸が分解して、泥滓を作る。實驗結果に依れば、之に少量のクロム酸がある場合はこの分解が起らぬ。之に基いて、現在 3% の K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> を添加して用ふ。實際の調質を行ふ場合で、この合金の他の合金の場合に比較して長所とする所は、鑄造材を加熱終了後、爐からとり出して、空中で簡単に放冷する點である。水中或は他の冷却劑に焼入する事は不要であるから、之に特殊の裝置も要らぬし、歪曲或は龜裂の危險がない。たゞ加熱中の鑄造材の歪曲を避ければよい。

A9V の更に發展したもので、最近 A11V なる 11% 迄 Al 含有量を高めた試験的合金が出来た。之の特記すべき點は、降伏點の特に著しく高い事である。降伏點の高い事は、他種の合金より Al 含有量の高い事に依るのみならず、熱處理後空中放冷する間に、或種の析出硬化が現れる事に基くものである。

エレクトロンメタルの板の形に於る利用も亦、特に航空機構造に於て、著しく改良された。“Albatros”, L81 型なる試験機は、6 年前に全エレクトロンメタルで製作された。梁は壓縮したエレクトロン AZM 合金からなり、肋骨は AZM 板のプロファイルで作られ、鉸釘は Hy5 で作られてゐる。この飛行機は半ケ年に亘つて根本的な試験を行はれたそして種々なる點に就て安全であると云ふ結論を得た。電氣乾燥したラックで保護したエレクトロンの部品は何等腐蝕現象を現はさなかつた。屈撓試験及振動試験(弾性範圍内)を行つた結果は、機械的にも、材料或は構造が何等性質の低下を來さない事を示した。之等の實驗の成功に依つて、飛行機の桁類をエレクトロンで作る事は、荷重の比較的少い部品に對してエレクトロンの板及型材は重要な範圍に於て利用される事を示したものである。

現在エレクトロンの高温加工に於る特異性、壓縮、牽伸及銲接の

研究が進んだ結果、獨逸に於る各航空機製作所ではエレクトロンが常識的材料になつてゐる。(佐藤)

高抗張力黄銅 (Miller, H. J. Metal Ind. Aug. 28 Sep. 4, 1936) 單純 Cu-Zn 合金は第1表に示す様に鑄造状態に於ける抗張力は高々 30 t/in<sup>2</sup> で鍛造或燒鈍に依り餘り改善されぬ。従て高抗張力を

第 1 表

成分 Cu Zn	状態	降伏点 t/in <sup>2</sup>	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸%	断面 收縮 %	硬度 (ブリ ネル)	硬度 (スケ レスコ ロー)
70.0 30.0	鑄造	6.5	16.7	58	57	55	15
	鍛造、燒鈍	8.0	21.5	68	65	57	15
59.0 41.0	鑄造	8.8	24.9	45	49.7	90	14
	鍛造	9.0	26.0	47	62	90	14
53.3 46.7	鍛造、燒鈍 (650°C, n)	7.0	24.0	49	55	79	12
	鑄造	9.0	29.7	24	21.5	108	18
51.2 48.8	鍛造	9.7	32.8	28	30.6	114	18
	鍛造、燒鈍 (650°C, n)	7.5	29.1	22	31.6	108	18
50.19 49.81	鑄造	7.2	26.9	19	21.5	108	18
	鍛造	9.2	33.4	37	33.5	114	18
50.19 49.81	鍛造、燒鈍 (650°C, n)	5.3	29.0	25	27.0	108	18
	鑄造	6.0	8.8	1	1.5	108	18
	鍛造	2.3	15.8	5	5.5	117	19

得る爲に他の硬化元素の添加を必要とする。高温に於ける黄銅の粘性を見ると 60/40 合金の 800°C にて壓縮に要するエネルギーは 70/30 の約 1/6 で前者が擲出其他熱間加工に適する事が分る。衝撃値は 70/30 合金にて 44 ft-lb (常温) なれど 356°~650°C では僅かに 6 ft-lb で此間は α 及 α+β 黄銅の共に有する脆性範圍である。

第 2 表

材料及機械的性質	温度				
	75°F 24°C	400°F 205°C	600°F 315°C	800°F 427°C	
70:30 黄銅 (冷間引拔, 加工度 26%)					
比例界	t/in <sup>2</sup>	10.3	5.8	3.0	1.8
抗張力	"	31.3	29.3	23.0	9.4
伸 (2%)	%	24.3	12.0	4.5	26.0
断面收縮	"	61.5	28.5	9.0	23.0
60:40 黄銅 (熱間壓延)					
比例界	t/in <sup>2</sup>	4.9	2.5	0.67	0.22
抗張力	"	24.7	21.2	11.4	3.9
伸 (2%)	%	51.0	50.5	40.0	18.0
断面收縮	"	57.2	57.9	37.5	25.6

尙此性質は第2表に示す高温抗張試験の結果の伸の減少に依り見られる。

特殊元素の添加:- 他の元素を加へると固溶體に入るものと又特殊の相を作るものとがあるが、Gillet に依り與へられた黄銅に他の元素を加へた場合の Zn の置換さるべき量を第3表に示す。即ち表は Al 1% は Zn 6% の代り、Ni 1% は Cu 1.2% に代る事を意味す。(1) Sn:-Sn 1% を黄銅に加へると δ 相が現はれ脆くすると云は

第 3 表

元 素	Si	Al	Sn	Mg	Pb	Fe	Mn	Ni
Zn 當量	10	6	2	2	1	0.9	0.5	-1.2

れるが一般の意見では Cu 61.5% 以上 Sn 1.1% 以上の合金に於てのみ見られる現象の様である。第 4 表に示す様に Sn 1% 迄は僅

第 4 表

成 分 %				降伏點	抗張力	伸	斷面收	硬 度
Cu	Zn	Sn	Fe	t/in <sup>2</sup>	t/in <sup>2</sup>	%	縮 %	(ブリネル)
58.96	41.04	—	—	8.8	24.9	45.0	49.7	90
59.95	39.38	0.47	0.20	11.0	26.2	44.0	42.0	87
58.90	40.10	1.00	trace	9.6	26.7	32.0	33.5	98
58.82	38.76	2.11	0.31	11.8	26.1	13.0	15.0	114
59.17	37.63	2.98	0.22	16.4	21.25	1.5	3.2	136

第 5 表

元 素 %	比例界 lb/in <sup>2</sup>	降伏點 lb/in <sup>2</sup>	抗張力 lb/in <sup>2</sup>	伸 %	斷面收縮 %	硬 度 (ロックウエル)
0.1 Al	+1,280	+1,180	+1,460	-0.51	-0.49	+0.49
0.1 Fe	- 940	- 670	+ 50	+1.06	+0.93	-1.42
0.1 Mn	+ 180	+ 400	+ 330	-0.59	-0.58	+0.01
0.1 Sn	+ 690	+1,400	+ 680	±0.64	-0.51	+0.42

かに伸を失ひ抗力は増す。Ellis に依ると Cu 56.45~57.15, Al 0.46~1.12, Fe 0.11~0.95, Mn 0.72~1.73, Sn 0.30~1.60% の材料に就て Sn 0.10% は抗張力 0.34 t/in<sup>2</sup> を上昇すと。同氏は各元素の機械的性質に及ぼす影響として第 5 表を與ふ。又衝撃値は Sn に依り α 黄銅にては増し、α+β, β 黄銅にては著減す。Sn を多く含むものに軸受合金がある。例へば Sn 4, Cu 63 で少量の Pb を含む。Sn の影響として特記すべきは耐蝕性の増大で 1% も入ると海水に對しよく耐へる。ネーバル青銅は Cu 61, Sn 1% で棒、板に作らる。(2) Mn:- Mn の機械的性質に及ぼす影響は僅少であるが Mn の存在に伴ひ Fe の固溶體に入る量を増す間接的作用を有す。又 Corson に依ると Mn の爲に Al を含んで出来る強く且延性のある β 合金の範圍を擴大する性質を有すと。

(3) Fe:- Fe の α 及 β 固溶體に溶け込む量は僅少である。従つて Fe 0.35% の場合でも Fe に富む成分が分離し組織を改善する。其量 1% 迄は好ましい結果を與へるも 3% になると耐蝕性を

第 6 表

成 分 %				降伏點	抗張力	伸	斷面收	硬 度
Cu	Zn	Fe	Pb	t/in <sup>2</sup>	t/in <sup>2</sup>	%	縮 %	(ブリネル)
58.96	41.04	—	—	8.8	24.9	45	49.7	90
59.37	39.68	0.95	—	9.4	26.8	44	44.6	90
59.04	38.95	1.56	0.45	11.0	26.8	33	30.6	85
59.12	38.36	2.52	—	10.0	26.5	46	49.7	92

失ふ。Smalley に依るチル鑄物のものゝ結果を第 6 表に示す。Ellis に依ると抗張力は若干増すが降伏點、比例限は減ず。又 Fe は Al を多く含む合金の安定性を改善するに役立つ。

(4) Pb:- Pb は寧ろ好ましくない効果を與へるが屑金から入る事が多く、抗張力には影響は少いが衝撃値は減じ 2% も含むと 1/4 となる。唯好ましい効果は切削性を改善する事で此目的には Cu 56~61, Pb 1.5~3.5% 位入る。抗張力には變りないが伸は僅かに減じ衝撃値は前述の様に激減す。

(5) Al:- 抗張力に最大の効果を與へるもので殊に Mn 及 Fe の存在により Cu-Zn-Al 合金の安定性を増す。第 7 表は Cu 95% の鑄造合金に就ての Smalley の結果で Al 量と共に躍進的に抗力を増す。又第 5 表に見る Ellis の結果を見ても 0.1% Al はよく抗力 0.57 t/in<sup>2</sup> を増し他元素の倍の効果がある。更に特記すべき性質は高温耐酸化性の増加で 60/40 黄銅にて 0.1% の存在にても著しく現

第 7 表

成 分 %			降伏點	抗張力	伸	斷面收	硬 度
Cu	Zn	Al	t/in <sup>2</sup>	t/in <sup>2</sup>	%	縮 %	(ブリネル)
58.96	41.04	—	8.8	24.9	45	49.7	90
59.48	39.52	1.00	14.8	32.0	30	33.5	114
58.35	40.11	1.54	16.4	35.2	17	18.5	129
58.26	38.56	2.18	16.0	36.4	16	21.5	138
59.85	37.13	3.02	22.3	42.0	18.5	21.5	159

はれる。之は Al の酸化膜に因るもので Dunn に依ると Al 2% を含むと酸化性は 1/10 に減ずと。唯之れは鑄接の場合に若干妨害となる事はある。

(6) Ni:- Cu-Zn 合金に Ni を加へたものは所謂洋銀で Cu 45, Zn 45, Ni 10% の α+β 合金は銀色を呈し熱間加工性も良好である。抗張力及伸に及ぼす影響は僅少である。唯値段の關係で鑄造性、耐蝕性を改善するにも比較的多量を要する爲に高抗張力黄銅に加へぬ事が多い。耐蝕性を目的として Queen Mary 號の推進器には 2% を加へて居る。

(7) Si:- Si は使用が制限される。其理由は比重小にして且純粋なものがなく SiO<sub>2</sub> の混入が多い爲である。60/40 黄銅にて約 1% 迄は伸を増すが 2% になると抗力は激減す。Si を含むものは高 Cu のものによく Cu 67, Si 3% 合金は 31 t/in<sup>2</sup> にて伸は 1% 減ず。又 Cu 80, Si 4% 合金は海水に對し耐蝕性大なり。

四元合金: Cu 59, Al 1~3% 合金に對する Mn の影響は Smalley に依り示さる。

第 8 表

成 分					状態	降伏點	抗張力	伸	斷面	硬 度
Cu	Zn	Al	Mn	Fe		t/in <sup>2</sup>	t/in <sup>2</sup>	%	收縮 %	(ブリネル)
58.26	38.56	2.18	—	—	鑄造	16.0	36.4	16	21.5	134
					鍛造	13.0	38.9	22	30	143
57.23	37.90	2.59	2.08	0.20	鑄造	19.4	41.4	18	20	165
					鍛造	20.5	42.6	24	24.5	159
58.15	35.18	2.24	4.10	0.25	鑄造	23.9	40.5	14	15	165
					鍛造	24.8	43.4	18.5	21.5	159
58.85	38.05	3.10	—	—	鑄造	20.5	38.6	19	21.5	148
					鍛造	18.9	43.0	29	33.5	159
58.87	37.13	2.94	0.96	0.10	鑄造	20.8	38.7	11	11.8	159
					鍛造	20.5	40.8	22	24.5	159
59.34	35.34	3.10	2.02	0.20	鑄造	23.7	43.0	15	15	171
					鍛造	23.6	43.4	19	24.5	165
58.32	34.54	3.12	3.92	0.10	鑄造	22.8	45.3	13	20	171
					鍛造	24.5	43.8	22	27.6	171

(註) 鑄造は金型

第 9 表

成 分 %				状態	降伏點	抗張力	伸	斷面	硬 度
Cu	Zn	Al	Fe		t/in <sup>2</sup>	t/in <sup>2</sup>	%	收縮 %	(ブリネル)
58.85	38.55	3.10	—	鑄造	20.5	38.6	19	21.5	148
				鍛造	18.5	43.0	29	33.5	159
59.10	37.31	2.96	0.61	鑄造	21.0	40.4	19	15	159
				鍛造	16.8	35.0	23	24.6	159
59.0	37.0	3.0	1.0	鑄造	21.3	43.2	26	27.6	159
				鍛造	21.4	42.9	33	41.9	159
59.15	35.96	3.02	1.87	鑄造	18.7	43.0	20	18.3	154
				鍛造	20.0	38.0	35	47.2	154

第 8 表は Al 2~3% 合金に對する結果にして Mn は影響は少いが若干強さを増し伸を減ず。Al 3, Fe 0~2% 合金も亦同氏に依り得られ第 9 表に示す如く Fe の影響は Mn によく似て居る。Al を多く含む黄銅に Mn 及 Fe を含む事は抗力の上昇に役立つのみならず鑄造組織は微細化され且 Al を多く含む黄銅に於て起る粒の成長を防止し得る。即ち Fe に富む相が微粒として現はれ之が其役目をするのである。Corson に依れば Al を含む黄銅にて Mn 及 Fe は β 合金の安定性を増し Fe にては 1% 迄効果顯著である。Al 黄銅



に及ぼす Sn の影響は系統的結果はないが Sn は抗力を上げ得ずして伸を大いに減ずるもので多量の Al と Sn とは同時に黄銅に添加する事を避けねばならぬ。Ni の影響に就いては Smalley により

第 10 表

成 分					状態	降伏点 t/in <sup>2</sup>	抗張力 t/in <sup>2</sup>	伸 %	断面 収縮 %	硬度 (ブリネル)
Cu	Zn	Al	Ni	Fe						
58.35	40.11	1.54	—	—	鑄造	16.4	35.2	17	18.5	129
58.88	36.51	1.43	3.08	0.10	鑄造	11.0	30.8	34	33.5	101
					鍛造	21.2	34.7	28	33.5	148
55.6	39.33	1.64	3.27	0.11	鑄造	14.0	34.7	15	18.3	117
					鍛造	15.2	37.7	22.5	23	129
59.85	37.13	3.02	—	—	鑄造	22.3	42	18.5	21.5	159
					鍛造	19.0	40.3	24.5	30.6	154
60.5	33.65	2.89	2.96	—	鑄造	16.6	36.7	19	21.5	125
					鍛造	21.0	39.8	28	33.5	148
69.13	26.32	4.55	—	trace	鑄造	17.6	31.9	8	11.7	134
					鍛造	20.3	38.6	17	20	143
69.42	21.78	4.93	3.77	0.10	鑄造	15.9	33.9	13	18.3	129
					鍛造	25.4	39.8	21	24.5	148

與へられて居る。即第 10 表に示す如く Al 1.5, 3.0 及 5.0% の場合であるが抗力及伸共に Ni による影響は貧弱である。Corson によると Ni は Al 黄銅中にて β 固溶體に總て溶けず Ni-Al の化合物を作り之が Ni の効果を貧弱にする。

複合黄銅:— 種々の市場に在る複合黄銅の成分と其抗力を比較して見ると多少の例外はあるが一般に Al 量を増すと共に抗力を上昇する傾向が著しい。而して Cu 58.5, Al 3.0, Mn 1.5, Fe 1, Zn 36% の合金の擡出棒に於て Newson 及 Wragg が最小抗張力 40 t/in<sup>2</sup>, 降伏点 20 t/in<sup>2</sup>, 最小伸 18% の結果を示した以上のものは現はれない。高温に於ける Cu-Zn 二元合金の抗力減少は既に述べたが Al, Mn, Fe を加へても之は改善される所はない。故に高温に曝露されるものには充分の注意を要する。時期割れも Cu の高いものより低いものに多い事は既知の事實で之亦添加特殊元素に依り防止し出来ぬ。又熔融金屬の結晶間侵入の事も時期割れに似て居り β 黄銅は α よりも Sn 及鐵に依る侵入破壊を起し易い故 β 相の高抗張力黄銅の Sn 引き鑢接は慎重な注意を要す。Cu-Zn 合金の耐蝕性は Cu の多い程よく殊に 85/15 の gild metal は充分の耐蝕性を有す。α+β 黄銅は dezincification により β 相が侵され抗力の減少を來す事があるが β 黄銅は前者程ではない。特殊元素として耐蝕効果を與へるものは Sn, Ni 及 Al で特に Al は効果大である。第 11 表は海水に對する腐蝕試験 (Au. Soc. Test. Mat. 1935, 35, (I), 160 に依る) の結果では明らかに α 黄銅が優つて居る。然し此

第 11 表

材 料	腐蝕度 1dm <sup>2</sup> /日	抗張力		伸 %	伸の減 少 %
		t/in <sup>2</sup>	減少 %		
(70/30 黄銅)					
試 驗 前	—	22.3	—	52	—
試 驗 後	13.5	18.8	15.3	42.7	17.9
(高抗張力黄銅)					
Cu 65, Al 6, Mn 4, Fe 2,					
試 驗 前	—	56.9	—	8.7	—
試 驗 後	20.5	22.3	60.8	0.25	97.1

高抗張力黄銅は Cu-Zn の比が低く Al を多く含む故之を以て、他を推察する事は不可で單なる比較である。

黄銅の疲勞限は嚴格に決める事は困難で 300 萬回繰返を基としての結果を見ると純 Cu で ±4.5 t/in<sup>2</sup> 70/30 及 60/40 合金で夫々 ±7 及 9~10 t/in<sup>2</sup> である。

複合黄銅では若干上昇はして居るが耐力比は約 0.2 で Cu に富む合

金の 0.4 に及ばない。腐蝕疲勞の場合には更に低下し海水の場合 70/30, 60/40 合金何れも 25% は減ず。要するに高抗張力黄銅の疲勞限は ±10 t/in<sup>2</sup> 内外で Al 青銅 Cu-Ni 合金には比較にならないが唯 Al 2~3, Ni 3~4, Si 1~2, Zn 22~25% の特殊合金は普通の Mn 青銅の 3 倍の腐蝕疲勞限を有す。(M)

### 9) 化學分析

鐵鋼中に包含せられる非金屬物質の電解定量 (K. H. Kippe u. O. Meyer, Archiv f. d. Eisenhüttenw. Sep. 1936) 電解装置として第 1 圖の如きものを使用した。圓筒形硝子 a の中に鋼板製の陰極を有し、粘土質融膜 c によりて電解液を分離し、陽極室は硝子圓筒 d より成り、d の底はセロファン製二重蓋あつてゴムバンドを以て d に密着せられて居る。ゴム栓 b には 2 孔ありて、一方より N<sub>2</sub> を入れ他方より排出す。g はニクロム線にして陽極に連結し、白金線環の上に試料 h を置く。電流は 1 av とし之を以て 1 時間 1 gr の鋼を電解した。陽極室には 5% 臭化苛里溶液と 1% の第三拘攣酸曹達の溶液を、又陰極室には 10% 硫酸銅溶液を満たして置いた。試料は 60~80 gr の鋼 (C=0.08~1.36%) を採り 40~50 時間電解した。斯くの如くせば陽極室に非金屬物残渣が残留する。この残渣を温水、次に 10% 曹達液、最後に又温水を以て洗滌し、之を白金坩堝中にて燒き SiO<sub>2</sub>, Fe, Mn, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を検出した。試験材としては此の他 P, Si, S を多量に含有する特殊鋼及び電解鐵を熔解して Mn, Si, Al にて脱酸せるものに就ても實驗を行つた。

SiO<sub>2</sub> の定量:— 本法と鹽酸溶解法を比較せしに C 0.46% 以下の鋼に於ては SiO<sub>2</sub> 量はよく一致したが、Si 1.78% を含む發條鋼に於ては一致せず又高炭素鋼にありては電解法は高い價を示した。此の SiO<sub>2</sub> の高き値は鋼の電解時に全炭素が炭素元素として、又最初に生成せられる Si のハロゲン化合物の一部がコロイド状 SiO<sub>2</sub> として沈澱するからである。故にコロイド状 SiO<sub>2</sub> を除去しなければならぬ。P. Oberhoffer u. H. Ammann は臭素法 (Bromrückstandverfahren) に於て生成せられるコロイド状 SiO<sub>2</sub> を 3% 炭酸曹達液で洗滌したが SiO<sub>2</sub> 包含物或は珪酸鹽包含物より生成せられたる SiO<sub>2</sub> は浸されなかつた。著者も 90°C の 10% 炭酸曹達液で洗滌を行つたが C 0.46% 以上のものに在りてはコロイド状 SiO<sub>2</sub> を充分除去することが出来なかつた。又高炭素鋼にありては低炭素にてもコロイド状 SiO<sub>2</sub> を除去出来なかつた。

故に此の電解法を以つて C 0.5% 以上或は低炭素にても珪素含量多き鋼中に包含せられる所の SiO<sub>2</sub> 或は珪酸鹽を定量することは出来ぬ。C 0.5% 以下にして普通珪素量の鋼ならば炭酸曹達液の洗滌を行ひて定量することが出来る。

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の定量:— 鹽酸法と電解法の比較研究の結果、C 0.6% まで電解法により Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の定量を行ひ得ることが解つた。

N, P, S, C を有する非金屬包含物の定量:— Fe, Mn は酸化物の他に非金屬化合物として鋼中に窒化物、硫化物、磷化物、炭化物が熔解せられて居る。然るに残渣物中の Fe, Mn 量より FeO, MnO が計算せられるものであるから、之等の非金屬化合物が酸化物の定量に影響するか否か或はどんな程度に影響するかを確めねばならない。此の目的の爲めに複雑な包含物を多量含有する鋼を電解して見たのである。

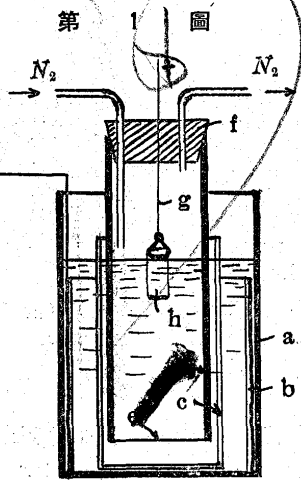
窒化物、鋼は製造時に N<sub>2</sub> を吸収するものである。此の鋼中の窒化物が電解中に如何なる状態を保つか、之を試験するために人為的

に高窒素含有鋼を作り電解試験に供した。その成分は 0.013% C, 0.032% Mn, 0.010% S, 0.0374% N<sub>2</sub> である。電解残渣は焼かずに、F. Wüst u. J. Dühr 方法によつて N<sub>2</sub> を定量したるに 0.0013% N<sub>2</sub> と出た。之即ち窒化物の 3.5% が分解せずに残渣中に入つた事となるが、普通の鋼に在りては之よりも非常に少き故窒化物による残渣物の受ける影響は問題にならない。

硫化物、鋼中の S は FeS 及び MnS として含有せられて居る。両者は固溶體と成り鐵中には不溶である。而して之等の S は電解残渣中に入つて来る故に残渣中に入つて居る Fe, Mn から FeO, MnO の計算を爲す時には注意せねばならない。

磷化物、P は鋼中に磷化物として固溶せられる。之は種々實驗の結果電解残渣中に入らないことを確めた。然れども P の一部は磷化物以外の形で含有せられ、之は溶解せられず残渣中に入ることとなる。P 0.05% 以下の場合はこれは認められないが高磷含有の場合は残渣中に入る如き磷化物が存在する譯である。

炭化物、C は鐵に僅かに固溶せられるが、その他は凡て炭化鐵、炭化マンガンを鋼中に包含せられ、此等は鋼中の FeO, MnO



の電解定量に困難を來す原因となる。此等の炭化物は電解に際して殆んど完全に分解せられるが、分解せられない少量の炭化物は、僅少の非金属包含物に対する影響大にして FeO, MnO の計算を誤らしめる。非分解炭化物を残渣より分離することを Treje u. Benedicks が實驗したがうまくゆかない。炭化物の影響を少くする目的で炭化物を微散せしめんとし、焼入れ

を行ひ之に就て實驗したるに、矢張り C 0.6% 以上の場合には電解法では FeO, MnO の値が高く出過ぎる。

FeO の定量;— FeO の包含物は Mn, Si の無い鋼のみ生ずるものである。電解鐵と FeO 滓を誘導電氣爐にて溶解したものを試料に供し電解残渣より定量し正確な値を得た。

MnO の定量;— FeO と MnO とは前述の如く固體を作りて鋼中に包含せられ、この量は熔鋼中の酸素量によつて變化する。實驗試料は電解鐵、アーム鐵と FeO, MnO とを熔融して作つたものを用ひた。電解する時には  $MnO + FeBr_2 = FeO + MnBr_2$  の反應により Mn 包含物は溶液に入り同時に FeO を沈澱す。實驗結果酸素量より計算して低い値が出て居る。(F.K)

## 10) 雜

1936-37 年度米國鑄物協會の組織 (A. F. A. Aug. 1936.)

會長 J. L. Weik, Jr. 副會長 H. Bornstein,

理事會 1937 年任期滿了 5 名 (E. O. Beardsley, E. W. Campion, F. J. Lanahan, W. L. Seelbach, S. Tour.)

1938 年任期滿了 5 名 (W. J. Cluff, C. E. Davis, L. S. Perogoy, F. A. Sherman, H. S. Washburn)

1939 年任期滿了 5 名 (J. R. Allan, D. M. Avey, C. C. Gibbs, M. Post, L. N. Shannon.)

顧問 20 名 審査員 7 名 (前會長のみより成る)  
委員會 一般に關するもの及び専門委員會に大別する。  
一般

1. International Relation Committee

委員長 F. G. Steinbach, 委員 6 名

2. Committee to Cooperate with Rosenwald Museum of Science & Industry, 委員 1 名

3. Foundry Cost Committee 委員長 S. Tour. 委員 6 名、委員は各専門委員會及び鑄物關係學會の代表者とす。

4. Apprentice Training Committee 委員長 V. Hydar, 委員 10 名

5. Program & Paper Committee 一般關係に Foundry Sand, Sand shop Operation 及び Refractories, の 3 分科がある。

6. Foundry Sand Research 之は Executive, Tests, Pamphlet on Properties of Sand, Sand Purchase Form の 4 委員會より構成され、Committee on Tests (委員長 H. Ries, 委員 14 名) は更に小委員會 9 を附屬してゐる。即ち、Rebonding Clay (小委員會委員長 H. Ries, 委員 6 名), Hardness Testing of Molds (委員長 H. W. Dietert, 委員 2 名), Durability (委員長 H. W. Dietert, 委員 5 名), Grading (委員長 W. G. Reichert, 委員 3 名), Flowability (委員長 H. W. Dietert, 委員 2 名), Compression Tests (委員長 C. M. Saeger, 委員 2 名), Strength Under High Temperature (委員長 R. E. Aptekar, 委員 3 名), Steel Sand & Refractories (委員長 R. E. Aptekar, 委員 5 名), Fineness Test (委員長, H. W. Dietert, 委員 4 名)

10. Industrial Hygiene Code Committee 之は General Committee (委員長 J. R. Allan, 委員 10 名)、の外に Grinding, Polishing & Buffing Equipment Sanitation Code (委員長, J. R. Allan, 委員 10 名) Non-Ferrous Melting (委員長 R. J. Aldrich, 委員 2 名), Tumbling Mill-Wet & Dry (委員長 F. H. Amos 委員 1 名) Abrasive Cleaning (委員長 C. B. Schneible, 委員 5 名) Exhaust System Design (委員長 J. F. Tobin, 委員 2 名) Foundry Industry Code (委員長 E. O. Jones 委員 5 名) Air Measuring Instruments (委員長 J. R. Allan, 委員 2 名) Foundry Parting (委員長 J. R. Allan 1 名) の 8 小委員會を附屬し、Grinding, Polishing & Buffing Equipment Sanitation Code 小委員會は Disk Grinder Hood, Polishing & Buffing Hoods, Grinding Strap & Bolts Swing Frame Grinders の分科に分けられてゐる。

此の外各學會への代表委員として多數を選出してゐるが省略し、専門委員會を次に記す。之には Divisional Activities Correlation Committee を設け、之に Handbook Revision の Policy Committee を附屬して連絡に資してゐる。専門委員會は鑄鐵、鋼、可鍛鑄鐵、非鐵金屬に大別される。

50. Gray Iron Division (委員長, J. T. Mackenzie)

Advisory Committee (委員長, J. T. Mackenzie 委員 19 名)

Joint Committee on Pig Iron Qualities (A.E.A., A.S.T.M., A.I.M.E. 委員長, J.T. MacKenzie 委員 14 名)

Alloy Cast Iron Committee (委員長 H. Bornstein, 委員 37 名)

(1) Committee on Alloying Elements (委員 4 名) 之に Metallurgical Theory の小委員會を附屬す。

(2) Committee on Properties of Alloy Cast Iron (委員

- 1 名)
- (3) Committee on White & Chilled Alloy Cast Iron (委員 5 名)
- (4) Committee on Specific Applications (委員 7 名)
- (5) Committee on Foundry Practice (委員 8 名)
- (6) Committee on Heat Treatment (委員 4 名)
- Shop Operation Course Committee 委員長 P. T. Bancroft, 委員 4 名)
- Committee on Fluidity Testing (委員長 W. H. Spencer, 委員 5 名)
- Committee on Program & Paper (委員長 J. S. Vanick, 委員 3 名)
- Committee on Size Tolerance for Casting (委員長 H. W. Johnson, 委員 2 名)
- Committee on Cooperation with Engineering Schools (委員長 J. T. MacKenzie, 委員 7 名)
- Committee on Welding Cast Iron (委員 2 名)
- Committee on Handbook Revision (委員 4 名)
51. Steel Division (委員長 P. E. McKinney)
- Executive Committee (委員長 P. E. McKinney, 委員 10 名)
- Advisory Committee (委員 4 名)
- Committee on Program Papers (委員長 J. Strauss, 委員 4 名)
- Committee on Methods of Producing Steel for Castings (委員長 F. A. Melmoth, 委員 6 名)
- Committee on Test Coupons (委員長 J. M. Sampson, 委員 7 名)

- Committee on Round Table Conference (委員 2 名)
- Committee on Handbook Revision (委員 3 名)
- Committee on Heat Treatment (委員未定)
- Committee on Radiography Study of Steel Castings. (委員長 C. W. Briggs, 委員 5 名)
- Committee on Design of Steel Castings (委員長 J. H. Locke, 委員 3 名)
- Malleable Division 委員長 R. J. Teetor,
- Advisory Committee (委員長 R. J. Teetor, 委員 11 名)
- Committee on Specification (委員長 A. M. Fulton (委員 3 名)
- Committee on Program & Papers (委員 4 名)
- Committee on Round Table Conference (委員未定)
- Committee on Handbook Revision (委員 6 名)
- Non-Ferrous Division 委員長 H. M. St. John
- Advisory Committee (委員長 H. M. St. John, 委員 16 名)
- Committee on Recommended Practice (委員長 T. D. Stay 委員 9 名)
- 1937 Nominating Committee (委員未定)
- Committee on Program & Papers (委員 8 名)
- Committee on Research (委員長 G. H. Clamer, 委員 3 名)
- Shop Operation Course Committee (未設)
- Committee on Round Table Conference (委員 2 名)
- Committee on Recommended Procedure for Analysis of Defects (委員長 H. M. St. John, 委員 3 名)
- Committee on Handbook Revision (委員 4 名) (前田六郎)

### 我國最初のニッケル精錬會社の計畫 (日刊工業新聞 11 月 20 日版)

芝辻正晴氏が畢生の事業として國內貧鐵資源蛇紋岩處理をもつて軍事上缺くべからざるニッケル工業化を目指し設立した日本ニッケル株式會社 (資本金 500 萬圓 $\frac{1}{4}$ 拂込み) の企業着手は、金屬ニッケル其物が國産皆無で約 1,000 萬圓を輸入する現状から頗る期待をかけられてゐるが事業内容並に重役は次の通りである。

1. 群馬縣多野郡三波村地方に産する蛇紋岩を原料としてこれが精錬を行ふ推定埋藏量 3,000 萬圓
  1. 工場は第 1 期日産 1 吨の規模鑛區に於て年内に着工明年 4 月完成の豫定
  1. 金屬ニッケル及びこれに關聯する事業並びにこれが副産物製造を目的とする
  1. 能力年 350~400 吨
- 重役—取締役社長芝辻正晴、取締役一杉榮、杉本好太郎、渡邊太郎、高津奈良男、兼技師長宮崎上夫、監査役菊池久吉

芝辻社長談 ニッケルは各種國防工業に使用される重要金屬であるが未だ國産されず僅かにフェロニッケル硫酸ニッケルの製造を見るのみである、群馬縣三波川村附近には最高含有分 07%、最低 0.32、平均 0.33% と以ふ貧鐵處理に適する鑛床あり、之れが研究に着手して昨年 8 月處理法に成功、同年 10 月東京王子區志茂町に半工業實驗工場を設置して研究した結果、本年 6 月本邦標準規格 1 號品に相當する純金屬ニッケルを製出、同時に企業的價値を確認して今日を得たわけで精魂をこの重要工業に打ち込む覺悟だ。

なほ同社は此工業化に製法特許 7 件を出願中で技術を擔當する宮崎五夫氏は秩父電氣工業で低炭素フェロクロム國産化に樋口喜六氏と從事これに成功後、日滿アルミニウム會社精錬課長となりアルミ國産化に貢獻した新進技術者である。