

# 目 録

(抄録の目次は 121 頁に掲げてある)

## 2) 耐火材並に燃料及驗熱

**黒鉛添加に依るシャモット煉瓦の性状**(Harders, Fritz: Stahl und Eisen, Heft 23, 1940) 本文はプファルツ産粘土を原料としシャモット 60%, 粘土 40% の配合を基體とせるノツヅル, ストツパーに黒鉛 10~25% を添加して得られる物理的性質の變化を研究せるものである。黒鉛は天然産片狀黒鉛 2 種を使用し, 試験體は乾燥後コークスを充填せる窯に入れて黒鉛の燃焼を防止しつゝ焼成せるものである。

荷重軟化温度は黒鉛添加量の増加につれて上昇するが軟化始發點は黒鉛の種類並に添加量と明瞭な關係無く C 含量 5% 以上に於てはシャモット煉瓦に比して 20~50°C 上昇することが認められる。

スポーリングに関しては黒鉛添加量の異なる時必ずしもその抵抗性を増加し得るものではなく黒鉛灰の化學成分に依る影響が最大である。灰の耐火度大なる黒鉛を使用すればその添加量の多寡に關せずスポーリング抵抗性は變化無く黒鉛灰の耐火度小なる場合には添加量に比例してスポーリング抵抗性は増大する。

鋼滓侵蝕に対する抵抗性は黒鉛の添加量に依て相違し添加量が比較的小なるときは抵抗性増大するが添加量大なる場合は反つて減少する。又黒鉛の化學成分に依ても影響せらるゝ所多く CaO 多く  $Al_2O_3$  少いものは灰の耐火度低いため侵蝕抵抗性は減少する。鋼滓中の FeO は普通のシャモット製品に對しては MnO より強烈なる侵蝕性を有するが黒鉛を含有せるストツパーに對しては逆に MnO が FeO より大なる侵蝕作用をなすものである。(T. H.)

**珪石煉瓦に見らるゝ異常性質に就て** (Edwards, C and H. M. Spiers: Trans: British Ceram. Soc. July, 1940) 珪石煉瓦の製造に當ては焼成の温度を高くしその時間を充分長くして含有珪酸を出来るだけ低比重のクリストバライト及トリヂナマイトに轉化せしめることが最も肝要であり, これに依て煉瓦の使用巾残存クォールツの膨脹に由る障害を低減せしめ得る。従て珪石煉瓦の品質判定に必要な試験方法は残存膨脹並に眞比重の決定であり眞比重は 2.35 以下, 残存膨脹率は 1,400°C, 2hrs の加熱にて 0.5% 以下を以て大體の標準とする。然るに 1939 年の初期, Woodall Duckham 研究所に於て或る種の珪石煉瓦は次の如き異常性質を示した。即ち眞比重 2.35~2.36 なるに反し残存膨脹は極めて少く, 且つ氣孔度は普通珪石煉瓦より 3~4% 大きく強度は著しく小である。之等の異常性質は該煉瓦が焼成中急激な温度上昇を受けたことに依るものであり残存クォールツの減少と共にトリヂナマイトよりクリストバライトへの轉化が可成り進行して居る。尙急激なる温度上昇に依りクォールツの轉化速度が著しく大となり基地及粒子間の膨脹差に由る龜裂を生成し, 氣孔性且つ脆弱なる組織の因をなして居る。かゝる異常性質は又焼成條件以外に原料の種類並にその配合方法の如何に依て生ずるもので  $Al_2O_3$  及 CaO の含有%の大なる珪石煉瓦はトリヂナマイトよりクリストバライトへの轉化が起り易く,  $Al_2O_3$  含量の増加は氣孔度を大ならしめ機械的強度を低下させる。従て通常  $Al_2O_3$  は 1.5% 以下に限定せられて居るが, 之等の異常煉瓦に於ては何れもこの限界を越えて居る。

又眞比重の小なる珪石煉瓦はその原料珪石の一部分に非晶質珪酸を含有せるものである。非晶質珪酸は容易に眞比重 2.25 の如き小なる値に轉移するものである。(T. H.)

**光電池による高感度輻射高温計**(Dobbins, N. E., K. W. Gee and W. J. Rees: Foundry Trade J. Oct. 10, 1940, p. 235~238) 普通の光高温計の様なものでは高温の轉移點はその熱變化が小さいものである故, 見出すのに仲々困難である。この困難に打勝つ爲には direct scale reading による外はない。

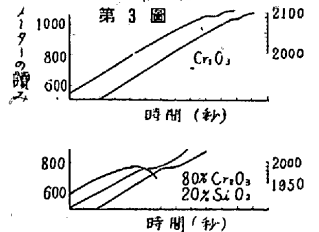
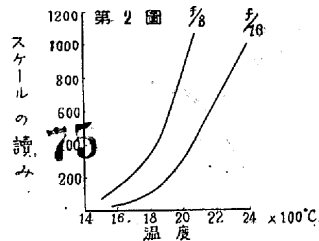
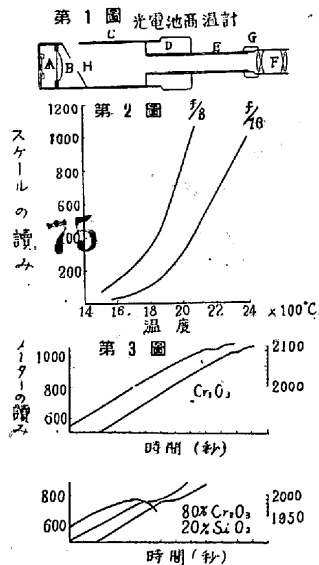
著者はこの爲に光電池による輻射高温計を推賞してゐる。この構造圖面は第 1 圖に示すもので, 光電池 A と集光レンズ B は眞鍮管 C の一端に位してゐる。この管の他端に木製のフランジ D があり, この中に引抜管が挿入されてゐる。引抜管 E はレンズ F を眞鍮棒 G の上に持てゐる。8" の焦點距離の symmetrical photographic objective はスクリーン H の上に試験片の像を作る。最初に對物距離に調節した後に, 引抜管を適當の位置に固定し, スクリーンの中の面積はスクリーンの上に焦點を合はされた高温物の表面積に對し一定の割合を保つ様にする。光電池に達した光は高温物の一定面積によつて放射された光に對しある一定の關係を持つてゐる。即ちある高い温度で高温物の前にこの器械を設置すると, 光の同量は光電池に傳はり, 光電池は電流計回路を流れる同量の電流を起す。

この高温計の補正曲線は豫め補正されてゐる光高温計によつて實驗された物體の前に set して得られる。この結果は第 2 圖で, 高温になるにつれ, 感度も高まることが認められる。同圖に於て f/8 と記した曲線はレンズが全開で用ひられた時の補正を示し f/16 と記したものはレンズの虹彩絞(iris diaphragm)がこの stop number に閉された時の補正を示してゐる。

この高温計は感度の高いことも利點である。普通の光高温計は 2,000°C でスケール間隔につき 10~20°C の間にあるに反し, 光電池を用ひた高温計の補正曲線は 2,000°C で f/8 のレンズを用ひるとスケール間隔につき 4°C であり f/16 のレンズを用ひると 2,400°C でスケール間隔につき 6°C である。又この温度の  $\pm 1^\circ C$  は指針のふれを見ると, 讀むことが出来る。

この光電池高温計を用ひて, 純  $Cr_2O_3$  及  $Cr_2O_3$  80%,  $SiO_2$  20% の加熱曲線を求めたものが第 3 圖である。圖の右上の equivalent temp. は熔融温度範圍を示してゐる。このことより曲線は正確の結果を示してゐることが分る。

作業温度が  $\pm 1^\circ C$  の正確度を要し  $\pm 1^\circ C$  が所定温度に外れた時には, 光を第 2 の電池に與へる mirror galvanometer system を



行ふことも可能である。第2の電池はリレーに接続され温度の誤差を目に見える様に指示する。(川口)

**キヌボラ用耐火物の比較** (Bower, J. A. and J. T., Mac Kenzie: Trans. Amer. Foundrymen's Assoc. Sept, 1940, No. 1 Vol. 48, p. 193~200) 本研究は2種の自然石と耐火煉瓦を3種のキヌボラ(直径21", 直径54", 102"×72")に使用し何れが経済的なるかを調査したものである。使用せる耐火物の成分はA石 Si 95.58%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0.51%, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0.29%, B石 Si 94.87%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 2.78%, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0.86%, 耐火煉瓦 Si 62.68%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 29.08% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 2.90% である。

(1) 21" キヌボラの試験: 使用せる3種の耐火物は熔解帯にのみ使用す。入荷品の形状はA石 4 1/2"×6"×22", B石は平板状之を適当に切断して使用す。モルタルは約90% SiO<sub>2</sub>(容量)のもので3者共通である。補修の度数を異にした場合、熔解時間10~13時間、熔解速度1.4~1.6で適当耐火物の費用は(工賃を含む)A石0.89弗, B石0.59弗, 耐火煉瓦0.63弗である。依て次に低廉なB石と耐火煉瓦につき毎吹後補修し熔解量同一な場合の平均適当耐火物の費用はB石0.185弗, 耐火煉瓦0.161弗である。

(2) 54" キヌボラの試験: 前の試験では耐火煉瓦とB石は殆んど同一の費用を要するので、A石と耐火煉瓦を毎吹後補修せず、唯附着せるスラグを落す程度で再補修を必要とするまで操業を続けた結果耐火煉瓦は吹数1 2/3回熔解量68.8t, 適当耐火物の費用は0.163弗で、A石は吹数5回熔解量275.9t, 適当耐火物の費用は0.052弗である。而して耐火煉瓦を使用し毎吹後補修した場合の結果は熔解量40.2tで適当耐火物の費用は0.067弗である。

(3) 72"×102" キヌボラの試験: 此の場合は熔解帯の周囲に半分宛2種の耐火物を張つて比較す。従て次に示す費用も實際の半分を示す。A石と耐火煉瓦の場合、兩者共熔解量は242.9t, 適当耐火物の費用(工賃を含む)はA石0.04弗, 耐火煉瓦0.0433弗, B石と耐火煉瓦の場合熔解量は226.2t, 適当耐火物の費用(工賃を含む)B石0.0316弗耐火煉瓦は0.0472弗である。尙上記の結果は8時間操業の場合である。次に初めの8時間は普通の熔解速度で、後の8時間は半分速度で熔解した場合、合計16時間の試験結果ではA石と耐火煉瓦の場合熔解量397.8t, 適当耐火物の費用(工賃を含む)はA石0.0379弗, 耐火煉瓦0.0359弗である。B石と耐火煉瓦の場合熔解量386.6t, 適当耐火物の費用(工賃を含む)はB石0.0264弗, 耐火煉瓦0.0233弗である。結論としては上記の3種の耐火物は充分経済的に使用出来るものである。而して其の選擇は各工場の諸条件に依て決められるべきである。各耐火物に就ては、A石は其の価格の高いにも拘らず適当な方法に依り一層経済的である。

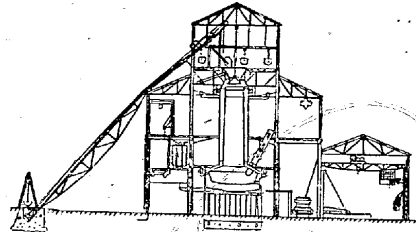
B石は大體耐火煉瓦と同一であるが其の価格が安いので、補修費が高いにも拘らず経済的に使用出来るものである。耐火煉瓦は工賃の高い場合は有利でない。尙本研究から各工場にて定期的に耐火物に關する経済的方面の調査が必要と考へられる。(T. T.)

### 3) 銑鐵及鐵合金の製造

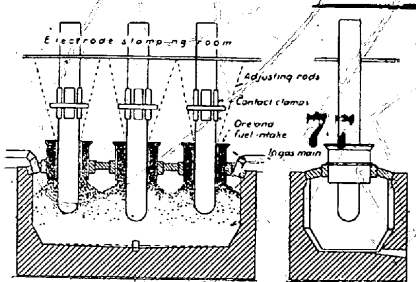
電氣爐製銑(Hart, Charles: Foundry Trade J. Nov. 7, 1940, p. 302) 現在鐵鑛石の工業電氣製銑に用ひられて居る爐は主として2種である。即ち(1)Electrometal 爐或はSwedenの高堅爐(2)Tysland-Hole 爐及 Siemens-Halskeの低堅爐或はピット型爐で

ある。最新式 Electrometal 爐を第1圖に示した。Sweden では1935~1936年平均年産57,242t(之は同期の生産全銑鐵の9.3%である)製銑された。最新式熔鑛爐の如くスキップ装入し、坩堝の下の

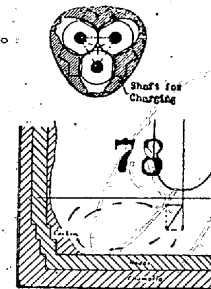
第1圖



第2圖



第3圖



の数個の羽口から循環ガスを吹きこみ天井を保護して居る。能力は6,300kWで高磷燒結鐵鐵鑛を用ひ、トーマス銑を製造する。還元、加熱劑には2/3木炭と1/3コークス及コークス末混合物を用ひる。電力消費量は銑産當り2,500kWh電極消費量は20lbsである。加熱の際、コークスは木炭に比し電氣抵抗が少いので、高珪素銑鐵を生産出来ずNorwayでは失敗し、第2圖の如きピット型爐が試用され

た。Tyslandの設計は直接加熱連結電弧爐で上部開放型でSpiegerverksで試用されたがHoleは之を改良し第3圖の如き3極、横装入の空氣遮斷無曝露爐を作つた。Siemens型は中央から装入されるが、装入機が腐蝕され易い缺點がある。電極は正三角形をなすやうに配列されて居る。(1)(2)共にSöderberg電極が用ひられ、前者は28"8極、Hole爐は43"3極である。

AustriaのRadex煉瓦が用ひられて居るが、これはマグネサイト或はクロムマグネサイトで、シャモット煉瓦も又良好である。電極消費量は17~22lbs/tである。コークスが用ひられるし175まで使用出来るので電極数を更に多くすれば、現在の1,200k.w.a. 爐の日産100tを更にずつと高める事も出来る。燃料としては炭素分のあるものなら何でも良いが、コークス或はコークス末が有利である。Norwayでは1935~1936年平均年産33,497tの銑鐵生産の中92.7%の32,068tがこの方法で製造された。適当り2,550kWh電力と893lbsのコークスが用ひられた。Italy及Finlandでは硫酸滓からS0.03%以下P0.02%以下の銑鐵を作て居る。この2種の爐を比較すると次表のやうである。

	木炭 lbs/gt	電力 kWh/t	鑛石 %	混合 團塊%	鐵分析 Si%	Mn %	平均電 氣荷重	每日平 均生産
Electrometal	810	2,040	56.8	89.1	0.50	1.00	3,775	44
Spiegerverks	887	2,166	57	85.5	0.62	0.61	5,067	56

Electrometal 爐は木炭及電力消費量ではSpiegerverks 爐以上の利益がある。實際の原價計算は情勢によるが、値段を計算するとTysland-Hole 爐が5:4で有利である。

次に廢氣ガスを比較すると次表の様である。

高爐に比し空氣を用ひないので窒素は少い。廢氣は附屬設備の燃料に用ひられる。媒熔劑としては燒石灰が自然石灰よりも良い。

ガスの種類	Electrometal	Spiegeverks	熔鑄爐
CO <sub>2</sub> %	23	15	16.23
CO	62	78	22.75
H <sub>2</sub>	1.50	1.00	0.02
CH <sub>4</sub>	1.50	1.00	1.39
N <sub>2</sub>	1.50	1.00	58.86
CO <sub>2</sub> /CO	1:2.69	1:5.20	1:1.40
噸當りガス ft <sup>3</sup>	18,259	22,600	132,524
加熱效力 B.T.U./ft <sup>3</sup>	279	292	80
逃出すガスの温度 °F	392	480	324

Norway では Calcium Ferrite (Rolisen 法) を用ひて居る。

(中西)

熔鑄爐内部に於ける鑛石及媒熔劑の物理的性質 (Hartmann, Fritz: St. u. E. 60 (1934), N. 46.) 熔鑄爐内にて装入物が受ける變化を知る爲、鑛石は瑞典のゲリバラ、ミネツテ及フイブルヒ地方の鑛石と平爐滓、石灰石、歴延滓、屑鐵又はコークスを採り種々の實驗を行た。鑛石内自身種々の成分の擴散及一酸化炭素の爲起る鑛石の細粒化は餘り問題とするに足らぬ。ミネツテ以外は炭酸發生の爲崩れぬ。塊状のものが燒結する温度は色々の鑛石に依り變じ、其の差 300°C に達す。併し分圍ガスの種類に應じ其の程度は變化する。燒結を試みる爲鑛石 200g を回轉爐にて加熱し又は膨脹、收縮を測る爲 1mm 以下の粒を固めて 25×25×80mm の棒を造り測定した。加熱し熔融するに至る迄或るものは 3% 膨脹するに反し、他のものは逆に 18% も收縮する。熔融温度に著しき相違あり。熔融後直に流動し易きものもあるも他に然らざるものあり。流動性を測るに 150 ポアス (Poise) 及 5 ポアスに達する温度を探て定めた。鑛石中に酸化鐵の少なくなつた残りは媒熔劑と相互に結合し熔融する。又装入物中の一部は揮散する。(依)

#### 4) 鋼及鍊鐵の製造

炭素鋼製造用爐頂装入式電氣爐に就て (Watson H. H.: Can. Metals & Met. Inds. Vol. II. Dece. 1939) 電氣爐製の炭素鋼材は商業的價值極めて大であるが、爐頂装入式電氣爐により電力、電極、耐火材、勞力を節減して極めて經濟的となつてきた。5.6t 級のこの種の鹽基性爐では操業 100 分、5% の石灰石、スケール、屑鐵を装入する。熔解に 2,000 kWh, 2,850°F に加熱するに 500 kWh/hr 熱能率 80%, Lectromelt 式爐にては、天井及電極とその附屬品を含める爐上體が、水壓により 90° 傾き、爐床は開いて底拔式バケツトにより装入し、迅速に爐上體が舊位置に復し、その後はじめて熔解を始める様になつてゐる。舊式の側面装入式爐ではスイッチを切つて装入し再びスイッチを入れる迄 1/2~1hr 要したが、爐頂装入によれば 5 分以内である。

以上兩者を比較して、爐頂装入は熱損多く耐火材を害するであらうと懸念されたが、次表の如き成績である。5t 爐にて鋼片 1t 當り操業費比を示す。電力 0.6 弗/kWh Scrap 10 弗/鋼片 1t と假定す。

	側面装入式	爐頂装入式
工 賃	3.15弗	2.00弗
装 入 物	11.28	11.28
電力及電極	4.85	4.15
耐火材及鑄型	1.26	1.15
雜 費	1.12	1.12
	21.66	19.70

耐火材料費は、同容の爐を 3 年間同じ職工、同じ操業にて爐頂装入の方が 30% 安く、電極消費も 14% 少い。

小型鑄型は鑄鐵製が多いが、鋼製のものも使はれてゐる。爐頂裝

入式電氣爐は何れの鑄型に對しても、必要に應じ、どの様にも有効に鑄込み得る。鋼片用の鑄製鑄型は、平均 40 仙/1t 鋼片位である。

工具鋼、合金鋼、鋳鋼、鑄鐵、可鍛鑄鐵、ニッケル、モネルメタル、銅合金等への爐頂装入式電氣爐の應用は既に諸君の御存知の通りであり、急速熔解を要する場合は殊に有効、且經濟的であり、裝業も容易である。(H. T.)

#### 5) 鐵及鋼の鑄造

灰鉄の物理的性質に及ぼす鑄物砂の影響 (Dietert, H. W. and E. E. Woodliff: Foundry Trade Journal Nov. 21, 1940, p. 333) 鑄型に注入された熔湯は鑄物砂の熱傳導率の如何に依て其の凝固狀態が甚だ異なつて來る。今此の原因として主なるもの、通氣度及湿度の二因子と灰鉄の流動性、強度、撓量、破面粒度及押しの利き加減との關係に就き實驗した。此の實驗に使用した材料は熔鑄爐より注出した GC 2.81, CC 0.61, TC 3.42, Si 2.08, Mn 0.79, S 0.0097, P 0.45 で 4.26% の炭素當量に當るものであつた。流動性及試験鑄は A.F.A 規定の方法に依り冷剛試験は幅 2 1/4" 長さ 5 1/4" で厚み 1/8" で 1/32" の勾配を附したのものを用ひた。破面粒度及押しの検査は K 型に依た。檢鏡試料は強度試料より採取した。湿度の影響。第 1 表に示す如き物理的性質の砂を用ひた。即ち

第 1 表 鑄物砂の物理的性質

	乾燥型	乾燥側	中程度	重程度
濕 度 %	0	6.2	6.6	7.4
通 氣 度	95	89.5	68.0	56.0
生型壓縮強度 lbs	—	7.2	6.7	5.6
變 形 量 in	—	0.017	0.019	0.021
乾燥通氣度	76.0	50.0	76.0	90.0
硬 度	—	79	72	68
A.F.A 規格	—	165	173	179
重 量 g	—	66	66	69
靱 性	—	122	127	118

完全に乾燥せる砂は 95% の通氣度を持つが 7.4% の湿度になると 56% に通氣度は減ずる。冷剛度は通氣と反對の傾向を示す。K 型に及ぼす湿度の影響は 7.5% のもののみは肉厚部に空洞が発生した。之は高湿度のためのブローホールと考られる。第 2 表に物理的性質に就ての影響を示した。

第 2 表 湿度に影響される灰鉄の物理的性質

	0	6.2	6.6	7.4
濕 度	0	6.2	6.6	7.4
橫 折 力 lbs	1,835	1,904	1,969	1,825
撓 量 in	0.379	0.374	0.368	0.335
冷剛 × 1/32"	3.5	6	7	12
流 動 度	26	26 1/4	14 1/4	9
熔湯温度 °C	1,460	1,460	1,460	1,460

即ち流動性は湿度 0~6.2% 迄は幾分良くなるが 6.6% の湿度になると急激に減少して初めの約 1/3 に低下しそれ以上では尚低下することが明かとなつた。湿度が高いと急速に熱を吸收する爲に冷剛が深くなるし、横折力及撓量に敏感に響くことが分かる。即ち横折強度が湿度 6.6% にて最大値を示すのは結晶の微細化の故であると考へられる。破面粒度を調べると湿度の影響は極めて明かに現はれ乾燥型の場合は中心部に可成の面積に渡り青灰色にして粗粒なるものが 7.4% に水分が含まれると色が薄くなり粗粒部が減少して來る。湿度は黒鉛片の形狀に變化を及ぼす。乾燥型に鑄込めは徐冷のために黒鉛は充分に析出する。6.2% の湿度の型にて作た徑 1.2" の丸棒は乾燥型の場合より長い黒鉛片のものを示したが之は半乾燥型にては乾燥型より通氣度が不良のためより長く徐冷された結果と

考へられる。6.6%~7.4%の水分の場合は熱の吸収大で急冷される結果黒鉛は分散且短くなつて来た。顕微鏡組織に就ては Steadite の面積が湿度とある関係がある。即ち湿度小なる場合は Steadite の面積は大なるも湿度大となれば急冷の爲に成長する暇なく従て其の面積は小となつて来た。MnS の結晶は湿度に依て殆ど變化はない。pearlite は幾分湿度が増せば微細化される。尙地鉄の形状は湿度が高まるに比例して増大する。結晶粒は乾燥型より生型になるに從て著しく細くなつて来る。

通氣度の影響 第3表に示す。K型に現はれたる断面粒度は35の通氣度の場合は廣く且深い粗粒部を示したが85の通氣度の場合は廣さは殆ど變らないが深さが淺くなつて来て170の通氣度では殆ど粗粒部は現はれなかつた。

第3表 鋳物砂の物理的性質

湿度 %	9.2	6.6	3.6
通氣度	27.3	68	132
生型壓縮力 lbs	7.4	6.7	7.4
變形量 "	0.022	0.019	0.019
乾燥通氣度	35.2	95	159
乾燥型壓縮力 lbs	73.0	76.0	208
硬度			
AFA 規格	65	72	75
重量 g	170	173	170
流動度	73	66	79
靱性	162	127	141

第4表 通氣度に依り影響される鑄鐵の物理的性質

通氣度	27.3	68	132
湿度 %	0	0	0
橫折撓力 lbs	2,148	2,020	1,978
撓量 in	0.414	0.364	0.350
冷剛度 $\times 1/32$ "	9	10	11
流動度	29	29	25
熔湯溫度 °C	1,445	1,445	1,445

即ち流動性は通氣度が良好になれば減少して居る。冷剛度も同様に通氣度と共に増加して居るが、湿度の影響程甚だしくない。即ち冷却速度には通氣度より湿度の方が影響することが明かとなつた。橫折力及撓量は共に通氣度の増加に連れて低下した。即ち之は冷却速度が増大したためと解せられる。即ち低い通氣率等の場合に得られるが如き徐冷では pearlite を完全に形作る時間があるが132の通氣度の場合急冷されるので pearlite が完全に出来上がらぬ。従て弱く地鉄が多くなつて来る。檢鏡結果は此の説を裏書きして居る。黒鉛量は27.3~68の通氣度の型の場合は132の通氣度の型のそれより粗大である。通氣度が良好なれば黒鉛は微細になつて来る。steadite は通氣度が大きくなれば小となるし地鉄は通氣度と共に増加して来るが最も影響されるものは結晶粒度である。通氣度132の型の材料は極めて微細であるが通氣度27.3の型のそれは極めて粗粒であつた。

(M. N.)

## 6) 鐵及鋼の加工

ガス熔接の再結晶改善 (Czternasty, G: Autogene Metallbearbtg. 33 (1940), p. 17~25) ガス熔接は屢々冷却せぬ中に鍛造して質を改良することが出来た。又、焼鈍も行はれたが何れもその結果は不良であつた。然し、時々熱間鍛造は非常な好結果を生じ、著者はある温度範圍に於ては再結晶が起り之が好影響を及ぼすのであらうと信ずる。この試験の爲に、長さ22", 幅14", 厚さ0.6"の汽罐用普通鋼板を用ひ、種々の温度にて處理をした。熔接棒は母

板と同質の鋼を用ひ、熔接部はV字型のバット・タイプにした。

熔接後の處理如何により(1)熔接し放しのもの、(2)再結晶の温度以上に熔接し1,200~1,300°Fにて熱間壓延せるもの、(3)、(2)と同じ、但し1,300~1,475°Fにて熱間壓延せるもの、(4)、(3)と同じ、但し最後のノルマライズ作業せぬもの、壓延による變形は、各々の場合18~28%の間であり、各試験片の熔接部は試験(即ち抗張力、抗折力、衝擊値、硬度、X線透過、廻折寫眞、顯微鏡等)を施した。X線的には何等缺陷はない。抗張力、衝擊値は壓延により増加する。又最後のノルマライズ作業は有害無益であることが判明した。抗折力も亦壓延により良好となる。顯微鏡的には壓延せるものは熔接し放しのものより遙かに均質となり、且結晶粒細く一様の大きさとなつてゐる。即ち再結晶温度位の比較的低温で高度變形により結晶粒の粗大となるのを防ぐと見られる。

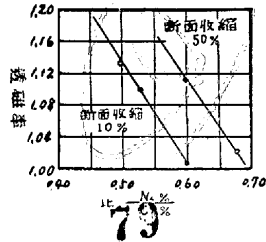
人力による鍛造は、もし補強材料が充分であり適當の温度に保ち得るならば、薄板の時に有効である。稍々厚板となれば機械鍛造、厚板は熱間壓延が最も望ましい。

(H. T.)

オーステナイト Ni-Cr 鋼の熱處理及冷間加工の磁氣的性質に及ぼす影響に就て (Austin, J. B. and D. S. Miller: Trans. Amer. Soc. Metals Vol. 28 No. 3 1940, p. 743) オーステナイト不銹鋼は強度の高いこと、其の非磁性なることに依て以前は非鐵合金が使用されて居た部分例へば、發電子捲線の締金とか船舶の羅針儀附近に用ひられる非磁氣性材料とかに使用されつゝある。之等のオーステナイト系合金は少しでもフェライトが現はれると敏感に磁性を帯びるので加工とか其の他の處理に依て生成したフェライトは其の磁性を測定すれば知れる。磁氣的性質の測定法は次の様にした。即ち敏感な天秤の皿の下部に硝子製の細き織絲を取り付け、その下端に長さ2cmの棒状又は帶狀の重量約1gの測定せんとする試料を吊す。此の試料を一樣なる磁界を作る圓筒狀線輪の中に入れ一定磁界の下で磁氣に依る重量増加、即ち吸引力を測定すると此の量から透磁率を計算して出すことが出来る。天秤の感度は0.05mg位のもので差支ない。實驗に用ひた試料は18/8型、18/12型及25/12型のもの之を幾分變化したものである。試料は切削等の場合に附着の恐れある強磁性物質を除去する目的で酸洗ひした。

此の酸洗は充分に行はねば測定結果に誤差を與へる。大體2回酸洗すれば表面より0.001"程溶解されるも測定値は正確さを増して来る。以上の様な測定法に依てフェライトを含まぬ様な熱處理をした材料の測定結果は何れも1.003に近い値の透磁率を示して居る。即ちCr-Ni系のオーステナイト鋼はフェライトを含まねば何れも1.003に極く近い透磁率を持つて居る。此のことは900°C以上に於ける $\gamma$ 型の鈍鐵が同様に1.003の値を持つことに依て興味を引くものである。次に冷間加工の影響を研究するために壓延又は線引きをして其の加工の程度を種々變化して其の透磁率を測定した。其の結果はフェライトの含まれない完全なるオーステナイトの状態では何れの型の材料も總て1.003に近い値の透磁率を示したものが冷間加工に依て1/8及18/12型は加工率と共に透磁率の値を増す。其の割合は18/8の方が18/12に比して大であつた。25/12型では90%の加工率でも其の透磁率の値は變りなくむしろ20~30%位の加工率位では透磁率を稍減少せしむる傾向さへ示した。冷間加工を施すことに依て組織が變化することはオーステナイト組織が不安定であるからである。Ni量の異なる18/8と18/12とは其の安定度はNiの高い18/12の方が大であると考へられる。冷間加工は

フェライトの生成を助長せしむる様に考へられ其の影響は含有する Ni と Cr との比に依て異なる。Ni 及 Cr はオーステナイト組織を安定化し且 Ni は變態を多少遅延せしむる傾向を持て居る。Ni/Cr の値が多くなつて來るとオーステナイトが安定になり従て冷間加工に依る透磁率の増加は少なくなつて來る。今 Ni/Cr の値と加工率と透磁率との關係を示せば圖の如くなる。即ち Ni/Cr の値が多くなれば  $\mu$  の値は加工前のそれに近くなり安定なることを示すと共に加工率の大なる方が  $\mu$  の値に大なる影響を與へること



を示す。18/8 鋼は加工に注意しないと鏡打及曲げ等で磁性を帯びる惧が多い。之を除去するには材料を 1,050°C に 15 分間位處理するとよい。18/8 型の低炭素及高炭素の何れも 18 ヶ月貯蔵して前後の  $\mu$  の値を測定したが殆ど差を示さなかつた。18/8 鋼の弧光熔接を 18/12 鋼熔接棒を以て行つた結果其の  $\mu$  の値は 1,004 を示した。従て慎重なる注意を拂て熔接すれば大した影響はないことと考へられる。(M. N.)

鹽浴内にて Cr-Mo 及 Cr-Mn 肌焼鋼の深度滲炭 (Diergarten, H: St. u. E. 60 (1940), Nr. 46) 獨逸では 5 年來 Ni-Cr 鋼の代用品として Cr-Mo 肌焼鋼及 Mn-Cr 鋼が使用せられ、夫に關する幾多の研究が公にせられた。今炭素約 0.2%, Mn 0.8~1.2%, Cr 1.0~1.4%, Mo 0.2~0.3% の鋼又は炭素約 0.2%, Mn 1.1~1.5%, Cr 0.8~1.5% 鋼をシアン含有鹽浴内で長時間に亘り滲炭し其の厚さ 1.2~2.0mm に及ぶ時殊に隅角に丸い炭化物の集積を生じ、琢き難く又所望の抗張力が得られない。之を防ぐには 900~930°C 滲炭後に更に再び中性鹽浴内(鹽化バリウム)で 970°C に 20 分間熱すれば炭化物は溶解し去りて一様に分布し何等鋼の硬度を減少せぬ。Cr-Mo 鋼は Cr-Ni 鋼に比し鋼材中心部の抗張力を一定にすること困難で鋼材の熔製毎にブリネル硬度 100 位狂ふ。Cr-Mn 鋼は徑 30mm 以下のもののみ一様の強度が得られる。仕上げた鋼に白點の生ずることあるは鹽浴中より水素を吸収せるに基くを以て水又は水素なき浴を選び、冷却に際し水冷或は油冷を避け 220~230°C の鹽浴に漬けるを可とす。其他代用鋼に關する研究を述べたが注意して作業する時は之を以て充分良果を收むべきものと論じた。(佐)

### 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

棒鋼の剪斷に就て (Henderson, D. M: Iron Age, Vol. 146, July 18, 1940) 棒鋼を剪斷した末端が時に粗雜で碎けたりすることがある。同一の材料、同一の剪斷器具によつても温度の如何で炭素量 温度 色 材質中、内部歪を生じてゐるからである  
 0.12% 530°F 淡青  
 0.38% 570°F 淡紫  
 0.85%以下 600~620°F 暗紫~暗青 3 1/4" 角の壓延棒  
 0.85% 530°F 淡青 鋼を 1,200°, 775°,  
 0.85%以上 600~620°F 暗紫~暗青 475°, 200°F にて剪斷し、その面の硬度試験をした所或る温度範囲にて剪たものは著しく硬度を増してゐる。又青熱脆性の範囲にて剪たものは殊に然りである。即ち 750~450°F。即ち更に 600°F 邊で剪たものは、内部歪も最もひどく、硬度も最大で最も碎け易い。然し硬度は 600°F 以外の處では大した相違はないが、硬化は 750°F に始まり 450°F にて終るのでこの範囲で剪ると碎け易い。即ち剪斷面より析出が始り。

歪を生じて脆くなるからである。一般に、次表に示す炭素含量、温度にて剪るとかけ易いから注意を要する。猶その時の色も附記しておいた。(H. T.)

新しい鑄鐵組織圖 (Sipp, Karl: Archiv. für das Eisenhüttenwes. Dez, 1940, S. 267) 鑄鐵の凝固の際の組織變化は主として冷却速度及 C, Si の量によつて定まる。現場に於ける經驗を基礎としての古い鑄鐵の組織分類は相當不合理があるので E. Heyn は先づ鑄鐵の炭素飽和度といふものを次式によつて定めた。

$$S_c = \frac{C\%}{4.23 - Si\%} \quad S_c \text{ は炭素飽和度。}$$

上式に依ると中位の抗張力を有する鑄鐵は  $S_c$  0.9~1.0

高い抗張力を有する鑄鐵は  $S_c$  0.83

氣筒體に對しては  $S_c$  0.76~0.83

ロール鑄物に對しては  $S_c$  0.71~0.83

Maurer は 1924 年に C と Si との關係から狀態圖を作つた。之は 60mm 徑のものであつて、この圖は今日迄多く使用されて居るが、冷却速度の關係が判らない。次に Maurer 及 Holtzmann は 60mm 徑と 90mm 徑のものに就ての凝固冷却速度の相異なる組織を作つた。この圖によると、例へば Hannemann und Schrader によつて研究された 2T (C 3.70%, Si 2.93%), 及 2U (C 3.81%, Si 2.83%) なる鑄鐵は小さい鑄物の断面に於ては實際はパーライト組織を示すが、この圖ではフェライトを有する鑄鐵であつて不合理である。

次に 1926 年 Greiner und Klingenstein が C+Si 含有量と冷却速度との關係を示す組織圖を上記の不足を補ふ爲に作つた。

之によると C 及 Si の個々の元素が變化しても、C+Si の總和が同一であれば同一組織を與へる事になる。

然し、この假定は限られた範囲内に於てのみ一致するのであるから、實際の組織を最早この組織圖から誘導する事は適當でない。

Mauer の組織圖にも示した様に、この組織圖にも鑄鐵の成分によつて適用出來ぬものがある。

Heyn によつて既に解決され且又 Altas Metallographicus に、鑄鐵の符號に就て使用された。鑄鐵は凝固冷却速度と同様炭素飽和度によつて、その組織が著しく影響するといふ事が認められて居るので、之等の兩方を兩軸に持つ組織圖が正しい解決を與へなければならぬ。

よつてこれを示す實驗を 19 種の試料から行つた。之等の試料の  $S_c$  は 0.49~1.08 の間で、凝固冷却速度は 10, 20, 30, 50, 100mm 徑のものを取り、同時に試験片のブリネル硬度を測定した。

之等の結果と Altas Metallographicus に行はれたデータとを併用して組織圖を作ると、あらゆる場合に適用出來る組織圖を得る。(高瀬)

鑄鐵に及ぼすセリウムの影響 (Baukloh und Melering, Gieserei, Bd. 27, Sep. 6, 1940, S. 337~341) セリウムが白鈍化するに役立ち、不純物特に  $O_2$ ,  $N_2$ , S 等を除去するに役立つ事は多くの文獻で知られて居る。

この研究は 51% Ce, 46.9% 他の稀有金屬, 0.13% Si, 0.55% Fe 0.62% Mn, 0.03% Al 0.02% Ca が熔解され 120lbs の熔けた鑄鐵に添加された事に就て、その鑄鐵の性質に就て述べて居る。

出來上つた製品の Ce の量は豫定した量より常に少ない。即ち損失した Ce の或量は Slag になるか又は燃える。Ce が這入ると硫

黄の量は相當減少し、添加方法、量によつて  $Ce$  含有量は一定しないが製品に  $Ce$  0~1.5% (2% 添加の際) に残ると  $Ce$  の量によつて抗張力は相當上昇する。ブリネル硬度は  $Ce$  なきとき 209 のものが 2%  $Ce$  で 237 に上昇する。

鑄鐵に及ぼす著しい  $Ce$  の効果は流動性を増加する事である。螺旋状鑄型に鑄込まれる湯流れ試験に於て、最大の湯流れ能力を有するのは 0.50%  $Ce$  で、これより 0.75% 附近迄は變化ないが 2%  $Ce$  になると再び低下する。機械的性質が  $Ce$  の添加によつて上昇すると云ふ事は  $Ce$  が炭化物を作り、黒鉛化を防止するといふ事に原因する。脱硫が或る程度湯流れを助長する事にもなり、又  $Ce$  合金を添加した際湯の温度が 55°F 位上昇するため見掛け上發熱して湯流れがよくなる事も考へ得る。

鑄鐵の熔解點は此の研究に用いた範圍の  $Ce$  の量では 8°F のみ低下して居るが、良好なる湯流れはこの低下の爲とは考へられぬ。この大なる湯流れは特別な鑄鐵として應用さるべきで薄肉鑄物で強さを要求する處はこの鑄鐵を用ひて改良される。抗張力の増加は  $Ce$  を含まぬ時 27,000  $lbs/in^2$  のものが、2%  $Ce$  によつて 57,000  $lbs/in^2$  に殆ど直線的に増加する。

硫黄の量は 0.12% から  $Ce$  2% 添加で約 0.02% に減少する。

(高瀬)

**航空機用 Cr-Mo 鋼管の性質に及ぼす Ti の影響** (George F. Comstock, Metals and Alloys, Vol. 12, No. 1, 1940) 航空機用構造材としての Cr-Mo 鋼管の溶接は屢々種々の困難に逢着する。それで著者は SAE×4130 鋼に就き少量の  $Ti$  を添加して鋼材の性質を損ずる事なしに伸び及溶接性を改善せんとした。實驗結果を要約すれば次の如し。

1. SAE×4130 鋼を鍛造燒準後溶接を行ひ、溶接部を機械仕上で平らにし、冷間屈曲試験を行た。 $Ti$  が入ると屈曲性が良くなる。 $Mn$  が多量に含まれ或は  $Cu$  が 0.31% 位もあつても、その効果は認められる。本實驗では 0.15%  $Ti$  のもの及 0.09%  $Ti$  + 0.31%  $Cu$  のものが溶接後の屈曲性が最も良い。

2.  $Ti$  が 0.1% 以上含まれると鋼材は軟かくなるが溶接による硬化度を減少させない。0.85%  $Mn$ , 0.093%  $Ti$  のものは普通の  $Mn$  含有量のものよりも硬いが溶接に依る硬化は割合に少ない。溶接部の硬くて、結晶粒の粗大化せる部分は  $Ti$  を含むものに於ては割合に小さく、殊に  $Cu$  なきものとか  $Mn$  の少きものが良い。

3. SAE×4130 鋼の  $Mn$  を 0.85% まで高め、 $Ti$  を 0.09~0.10% 追加へると、燒準状態に於て強度は充分に上り、溶接硬化も著しくなく、溶接後の伸び、衝撃値は普通の X4130 鋼に比して大いに改善される。

(SMK)

**電氣爐鑄鐵に及ぼす S の影響** (Holtby, Fulton and R. L. Dowell: Transactions, A. F. A. Vol. XLVIII, No. 2, Dec. 1940)

本論文では電氣爐鑄鐵の横折力、撓み、抗張力、流動性、機械加工性、硬度、收縮、チル深さ、化學組成、顯微鏡組織等に及ぼす  $S$  の影響を述べて居る。此の實驗結果を要約すれば次の如くなる。

1. 電氣爐鑄鐵の性質に及ぼす  $S$  の影響は 0.18%  $S$  に於て著しい變移點が見られる。

2. 0.18%  $S$  以下では  $S$  を増加するに従て横折力、抗張力、硬度を低め撓みを増加せしめる。

3. 0.18%  $S$  以上では  $S$  を増加するに従て、横折力、抗張力、硬度を高め、撓みを減少せしめる。

4.  $S$  を増加せしめると  $Mn$  成分が減少する。0.18%  $S$  以上では

之が著しい。

5.  $S$  の多少はもし  $Mn$ % が一定ならチルの深さに影響しない。

6. 鑄鐵の流動性は 0.18%  $S$  になると急激に減じて來るが、之の前後に於てはもし  $Mn$ % が一定なら  $S$  を増加しても流動性に影響はない。

7. 機械加工性は 0.14%  $S$  までは段々減少し、それから 0.18% 迄は増加し、それ以上になると急激に減少する。

8. 鑄鐵の收縮も、0.14%  $S$  迄は増加し、それから 0.18% 迄は減少し、之以上になると再び増加する。

9. 0.18%  $S$  以上になると、ブローホールが出來易い。

10.  $Mn$ % を増加せしめると抗張力、横折力、硬度、チル深さを増加し、撓みと機械加工性を減ずる。

11. 結局本實驗の結果より見れば、電氣爐鑄鐵中の  $S$  は 0.18% 迄は大した害作用はないと云ふ事になる。

(SMK)

**オーステナイトの等温分解成生物の機械的性質** (Gensamer, M. and others, Trans. Amer. Soc. Met. 28(1940)380) 變態點以下の一定温度でオーステナイトが分解してパーライトになる場合の分解を起させる温度を變へることに依て層状組織の層間距離が變化する。層間距離  $x$  の對数は分解温度 (絶對温度) 或は其の逆數に比例する。著者の測定の精度では其の何れを取るべきかは決定しない。著者は分解温度を異にする各種の試料に就き機械的性質の變化をしらべて次の如き結果を得てゐる。即ち抗張力、降伏點、疲勞強度等は分解温度が高い程小さくなる。而して其の關係は直線的に變化する。しかしロックウエル硬度は上の如き直線的關係を示さない。伸び及断面收縮率も分解温度に對して直線的に變化しない。

分解温度 ( $T$ ) と層間距離 ( $x$ ) の對数が比例するとすれば  $x$  の對数は又抗張力、降伏點、疲勞強度等 ( $P$ ) と比例する。従て  $dP = a dx/x$  或は  $P = 2.3 a \log x + c$

實驗の結果から常數に數値を與へたものは次の式である。

$$\text{疲勞強度} = 178,000 - 160T = 215,000 - 40,000 \log x$$

$$\text{降伏點} = 302,000 - 350T = 383,000 - 86,700 \log x$$

$$\text{抗張力} = 316,000 - 270T = 377,000 - 66,600 \log x$$

$$\text{凝聚強度} = 474,000 - 510T = 587,000 - 124,800 \log x$$

$T$  は °C,  $x$  は Å, 強度は  $lb/in^2$  單位である。上の結果は 0.78C 0.63  $Mn$ , 0.014  $P$ , 0.030  $S$ , 0.18  $Si$  なる鋼に對して得られたもので 350~700°C の分解温度範圍で成立する。但しセメントタイトの球狀化が起らない場合である。尙凝聚強度と云ふのは特殊な方法に依て伸びが殆んど生じない様にした場合の引張り強度である。

(R. H.)

**含銅低合金鋼の析出硬化** (Halley J. W., Metals Technology, Aug. 1940, T. P. No. 1213) 本報告は 1~2%  $Cu$  を含有する低合金鋼の析出硬化に就て從來種々研究された結果  $Cu$  の含有量の影響少なき事及其の最高硬度を示す燒戻温度、時効時間の一定せざる點を  $Si$  の影響と論じ引張試験を行ひ  $Cu \cdot Ni \cdot P$  鋼の析出硬化が  $Si$  に依り著しく遲滯せられる事を明かにしたものである。試料として次に示す 2 種の鋼を用ひた。

	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	$\sigma_{slb/in^2}$	$\sigma_{Blb/in^2}$
No.1	0.09	0.49	0.123	0.032	0.188	0.99	0.49	56,090	72,890
No.2	0.11	0.66	0.121	0.025	0.020	1.16	0.56	58,750	74,720

兩者共 1,650°F より空冷し種々の温度に時間を變化して燒戻しその抗張力、降伏點を試験せる結果最高の抗張力を示すに到る時間は  $Si$  含有量少なき鋼 No.2 が鋼 No.1 に比し約 1/2 である事を認められた。

又抗張力の増加も鋼 No.2 の方が良好であつた。次に最高抗張力を示すに要する時間の比較及それに依つて得られたる機械的性質を示す。

(田中)

鋼No.1		鋼No.2		左記處理に依る鋼 No.2 の機械的性質				
焼戻温度 (°F)		降伏點 lb/in <sup>2</sup>	抗張力 lb/in <sup>2</sup>	伸び (%)	絞り (%)	Hr-B		
800	10hr. 32hr	81,470	98,650	27.0	62.2	93		
900	6hr.20min 2hr.30min	80,200	93,800	26.0	64.0	90.5		
1,000	2hr.30min 1hr	76,640	92,100	27.8	65.8	89		
1,100	1hr.20min 36min	74,300	88,900	27.0	65.6	88		
1,200	40min 7min	71,730	86,420	28.0	67.4	86.5		

### 鍛鍊鋼の肉眼組織及結晶成長温度に及ぼすTiの影響

(George F. Comstock: T. A. S. M. Sept. 1940, p. 608~618)

本研究は C 0.37% の普通炭素鋼の結晶成長温度に少量の Al と共存する Ti (0.1~0.4%) が如何に影響するかを實驗した。實驗方法は Ti を含む鋼塊を作り、それを縦に割り、半分で Ti 添加による樹狀晶組織の消失、他の半分で各種温度に焼鈍した時の結晶成長温度を測定した。猶参考のため Ti の代りに Zr を用いた鋼塊も作た。熔滓は Ti を添加する前に出来るだけ除去して置き、Ti 40%, C 0.1%, Al 7%, Si 3.5% の Ferro-Ti の 3/4" 程度の塊にして添加した。

鋼は Ti の添加後 1~2 分で注入した。Zr の場合には Ferro-Ti の代りに、他の合金鐵 (Zr 35%, Al 24%, Si 5%) のものを用いた。

樹狀晶組織を見るには Humfrey の方法 (Journal, Iron and Steel Institute, Vol. 99, 1919, p. 273) によつた。結晶粒度測定用としての鍛鍊鋼は、樹狀晶組織検出用の鋼塊の残りの半分を用ひ、3" から 1" の断面に鍛造したのみである。結晶粒度測定は A.S.T.M の標準寫眞と倍率 100 で比較して行つた。猶この結果を確かめるために Vilella and Bain の方法 (Metal Progress, Vol. 30, No. 3, Sept. 1936, p. 39) も併用した。この結果は何れもよく一致した。

以上の實驗の結論を書く

(1) 殘留 Ti 0.1% か、それ以上のものは C 0.35~0.40% の 1,595~1,620°C 程度で注入された小鋼塊 (17 lbs) の粗大な樹狀晶組織を防止するが、同様の Al 又は Zr を用ひたのでは左程の效果を示して來ない。

(2) 殘留 Ti 0.2% 及 Al 0.05~0.15% 以上もあると、C 0.35~0.40% 鍛鍊鋼の結晶成長温度は 1,065°C 以上となる。

(3) 殘留 Ti 0.10~0.12%, Al 0.05~0.15% のものであると、Zr 0.1% 又は Al のみを 0.10~0.15% 入れたものより、C 0.35~0.40% 鍛鍊鋼の高い結晶成長温度を示すに至る。

(4) 粗大な樹狀晶組織消失及結晶成長温度を高めるためには、脱酸劑程度以上の Ti が必要であり Ti の添加前に Al で脱酸して置くと鋼中の所要 Ti 量を多く入れるのに都合がいゝ。(川口)

オーステナイト結晶粒度に及ぼす變態域の加熱速度の影響 (Samuel T. Rosenberg and Thomas G. Digges, Jour. of Res. of N. B. S., Vol. 25, No. 2, p. 215~228) 鋼のオーステナイト結晶粒度に及ぼす  $\alpha$  より  $\gamma$  に至る變態域の加熱速度の影響を調査した。試料は厚さ約 0.04", 面積約 0.1in<sup>2</sup> の小試片となし、加熱速度は 1.7~1,875°F/分に加減し得たが、鉛槽挿入により殆んど瞬間的に加熱した事もある。最高加熱温度に 15 分間保持したる後冷却したるも、その際亞共析鋼にては粒界にフェライトが、過共析鋼にてはセメンタイトが出てオーステナイト粒界を明瞭に観取し得る様、その速度を加減した。粒度測定には 100 倍々率で 7.75in<sup>2</sup> 内の

結晶粒数を數へて行つたが、混粒の際は A.S.T.M 粒度表に據つた。

試験には次の 3 種の試料を供試した。第 1 の試料は電解鐵を真空熔解し、之を水素とベンゼン混合氣體中で滲炭し、滲炭後は高温中で均質化した。C 0.50%, 1.01% 及 1.21% の高純度鋼である。第 2 の試料は C 0.49% 及 1.05% の市場鋼で、各々は Al を相當量含有する controlled steel と、然らざる noncontrolled steel の兩種よりなる。第 3 の試料は C 0.20% 市場鋼を、第 1 種試料の如く水素及ベンゼン混合氣體中で滲炭した C 0.48% 及 1.02% 鋼と、木炭及炭酸バリウム混合容器中で滲炭した C 0.57% 及 1.02% 鋼である。

第 1 種の高純度鋼に於て C 0.50% のものは 1,475, 1,500, 1,600 及 1,800°F に於ける粒度を試験したるも、何れも加熱速度に敏感に支配され、徐々に加熱せられればせられる程、粒度は粗粒となるも、特に加熱速度が急激なる側に於て甚しい。C 1.01% 鋼は 1,600°F に於ける粒度のみを試験したるも、加熱速度は前者に比して輕微であつた。625°F/min の加熱速度に於ては 4 度粒度を測定したが、何れも結果に非常なバラツキを生じた。之は此の加熱速度附近に粒度を微細にする臨界速度とも稱すべきものがある様思考される。C 1.21% 鋼は 1,800°F の粒度を検したが、C 1.01% 鋼同様加熱速度の影響は輕微である。

第 2 種の市場鋼に於て、亞共析鋼の 1,475°F に於ける粒度は controlled 及 noncontrolled steel 共加熱速度に影響されてゐるも、1,600 及 1,800°F では controlled steel のみ影響が顯著に認められる。但し此の際の影響は第 1 種高純度鋼とは逆に、加熱速度が速かになればなる程粒度は粗粒になつてゐる。過共析鋼にては 1,650 及 1,800°F の兩温度に於ける粒度を試験したが noncontrolled steel の影響は輕微であつたが、controlled steel では相當の影響を示してゐる。而して此の際の影響は亞共析鋼の場合に反し、加熱速度が緩徐になればなる程、粒度は粗粒となり、第 1 種高純度鋼の際と同一傾向を示してゐる。

第 1 種と第 2 種試料の粒度の、加熱速度との關係が差異のあるのは、滲炭法に 1 部の原因があるのではないかと疑ひ、前述の如く滲炭法を異にしたる第 3 種試料を試験したが、その結果は之等の原因が單に滲炭法に原因してゐない事を明瞭になし得た。

要するに、本研究にては高純度鋼及普通炭素鋼には、變態域の加熱速度に粒度が左右されるものゝ存在する事を示したるも、夫等の關係は同一ではなかつた。之等の見地より、鋼の粒度明細書を作製する際には、その鋼の粒度が變態域の加熱速度に如何に影響されるかを一應考慮せねばならぬと思ふ。(加藤)

### 1,000°F 以上の高温に使用される合金の發達に就て

(Parker E. R., Trans. Amer. Soc. Metals No. 1940, p. 797)

常温に於ける金屬又は合金の變形に抵抗する力即ち抗力は次の 3 方法に依て増加し得る。即ち (1) 結晶粒度の微細化 (之は冷間加工に依ても達し得る) (2) 固溶體の生成 (3) 微細に分布せしめた析出物の存在である。最も有效なのは (3) 方法である。高温に於ける抗力も之と同様であるが尙温度と時間とを考慮に入れる必要がある。原子は低温では移動困難であるが温度上昇すると熱振動を受けて格子附近を移動し得るに至るが其の程度は温度及時間に依て異なる。此の事實を高温に於ける場合考慮せねばならぬ。微細結晶の材料は自由勢力 (free Energy) が粗大結晶の材料より大なる状態に在る。原子の不活潑なることは低温に於ける結晶の成長を防止し従て微細結晶組織の材料は變形に對して強く抵抗する。而るに最

も微細な結晶組織は最も不安定で且最も熱に影響される。斯の如く大勢力の集合體たる微細結晶組織の物は最も熱に對して弱いことになる。此の様に考へると高温に對しては適當な粒度を要することとなるし固溶體を作ると尙此の添加元素の種類に依て固溶體の高温度の強度も變ることが考へられる。*W* 及 *Mo* は固溶體を作る場合は此の目的に適する元素である。析出相を含有せしむることも高温に對してよい。其の形狀及大小及其の分布の狀態は大いに常溫及高温強度に影響す。高温度では微少物は粗大粒より活性で例へば 1,000°F では pearlite 組織は微細な martensite より安定である。組織が粗大になれば變形抗力は減ずるも組織そのものは安定化して來る。組織が安定化することは組織が粗大となつて強度が低下したことを補ふ傾向を持つ様になる。高温に長時間保持される場合最も抵抗力の強いものは最も微細組織で且其の狀態を容易に變化しないものである。之が爲に種々なる元素を添加して組織の安定化を計る。高温に對して最も適した化合物は  $Fe_2W$ ,  $Fe_3WO_2$ ,  $Fe_3Cb_2$ ,  $Fe_2Ta$  及  $Fe_2Ti$  等で炭化物より安定である。著者は次の如き實驗をした。即ち高周波爐で熔解し鑄造及鍛鍊せるものより試料を作つた。常溫抗張力試験片、破斷試験片は直徑何れも 0.505" 及 0.1596" の丸棒でクリープ試料は徑 0.505" ゲージ間 12" のものである。破斷試験 (rupture test) は種々なる荷重を懸けて 1,100°F に於ける切斷時間を測定した。此の外に之等試料合金に就き再結晶溫度を測定した。何故ならば再結晶は安定度と關係を持つからであつた。此の結果は  $Fe_3Mo_2$  の如き化合物を分散含有する場合は常に其の再結晶溫度は高いことを示した。 $Fe_3Mo_2$  以外の金屬化合物の場合でも同様な結果を得た。此のことは非鐵合金の場合でも注目されたことである。7% *Mo* 合金を鍛鍊し 1,920°F より水焼入し、1,300°F より空冷した材料に就き破斷試験及クリープ試験を行つた。1,100°F に於ける破斷試験の結果は次の様である。即ち  $18Cr+8Ni+$  (7% (1,830°F × 2時間空冷) したものは最も強度強く、50,000 *lbs/in*<sup>2</sup> の荷重で切斷まで 30 時間を 1,100°F 氣中では要して居るが  $Fe+7.5\% Mo$  材 (1,920°F × 4時間水中焼入 1,300°F × 7時間空冷) した材料は僅か7時間にて切斷した、併し 30,000 *lbs/in*<sup>2</sup> 位の荷重になると何れの材料も 800 時間位を切斷に要して居る。 $C 0.13\%$  炭素鋼は之等より極めて低い成績を示した。1,100°F に於て 8,000 *lbs* の荷重に依るクリープ試験に依れば *Mo* 7.5%, *Mn* 0.14%, *S* 0.11%, *C* 0.08% の鋼は 5,000 時間後は事實上クリープしないことを示した。微細に分散した安定相が高温強度を増加する考へを他の合金に及ぼせば  $Fe-Cb$  系も注目される。3% *Cb* 97% *Fe* 合金 (2,000°F 水焼入 1,200°F × 2時間空

冷) 及 15% *Mo*, 2.5% *Ti*, 82.5% *Fe* 合金 (2,550°F × 1時間水焼入 1,200°F × 2時間空冷) は共に優秀で後者は殊に優秀である其の破斷強度は 85,000 *lbs/in*<sup>2</sup> で 60 時を要し、10,000 時間に及ぶも尙 75,000 *lbs/in*<sup>2</sup> の強度を有して居る。(以上) (M. N.)

合金鐵の試験研究 (Heinz Siegel, St. u. Ei. Nr. 50, 1940, S. 1125~1131) 高合金鋼の製造の際熔解作業に注意しても、合金鐵の添加によつて鋼質を悪くする事が考へられる。同じ含有量の合金鐵でも、積荷の異なるものは、製鋼熔解の際に添加する使用條件を一様にしても製品に本質的の差異があらはれる。從て合金鐵の性質及溶解性を明かにする必要がある。著者は熔接用を用ひて小さな合金鐵試験塊の溶解性を觀察した。この試験結果と、分析、ガス分析、顯微鏡検査其他による結果を示す。

フェロタングステン—溶解性の異なる2種がある。その一は極めて徐々に粘々した湯にとけガスを發生しない。他は簡単にとけるが熔落後相當激しく沸騰し、本來は製造の際に起るべき反應を示す。前者は均一で、結晶粒小さく、土狀光澤破面を呈し、氣孔もない。後者は小球に割れ、粗粒で、弱い絹絲狀光澤破面を呈し、氣孔を持つ。後者はガス抜き精錬が不充分である。偏析も著るしい。先に凝固したものが *C* 高く *W* の低い事は  $Fe-W-C$  状態圖からも明

第 1 表

	<i>C</i> %	<i>W</i> %	<i>O</i> <sub>2</sub> %	<i>H</i> <sub>2</sub> cm <sup>3</sup> /100g	全ガス cm <sup>3</sup> /100g	小球氣孔 の多少
1a	0.48	88.6	0.007	1.8	11.9	少し
1b	1.20	84.6	0.020	2.3	36.4	非常に多し
2a	0.69	81.3	0.006	1.6	9.2	少し
2b	0.71	70.9	0.007	2.8	13.7	多し
3a	0.41	88.4	0.009	1.2	14.6	非常に少し
3b	0.69	81.1	0.008	3.6	18.5	少し
4a	0.58	86.3	0.004	0.6	8.6	多し
4b	1.23	72.4	0.006	1.3	8.8	非常に多し
5	0.89	77.9	0.010	0.9	14.1	少し

第 2 表

	<i>C</i> %	<i>S</i> %	<i>Mo</i> %	<i>O</i> <sub>2</sub> %	<i>H</i> <sub>2</sub> cm <sup>3</sup> /100g	<i>N</i> <sub>2</sub> %	全ガス cm <sup>3</sup> /100g	ガス發 生の強 さ	熔始の 粘 け	鑄 滓		
										酸化物	酸性介 在物	共晶介 在物
1	0.33	0.85	59.6	0.037	4.5	0.007	62.5	ガス無	粘	少	—	—
2	0.07	0.115	65.8	0.063	8.1	0.013	107.9	弱	粘	—	普	多
3	0.04	0.101	66.0	0.124	6.4	0.025	202.2	激	流	少	—	多
4	0.04	0.094	68.0	0.142	12.8	0.024	232.2	非常に激	流	少	少	非常に多し
5	0.06	0.104	64.28	0.096	7.0	0.011	150.0	激	流	少	—	多
6	0.09	0.101	60.40	0.065	2.3	0.006	99.7	弱	粘	非常に少	少	普
7	0.05	0.098	67.65	0.138	5.6	0.007	194.5	普	稍粘	非常に少	少	多

第 3 表

	<i>C</i>	<i>V</i>	<i>Al</i> <sub>2</sub> <i>O</i> <sub>3</sub>	<i>Al</i>	<i>O</i> <sub>2</sub> %	<i>H</i> <sub>2</sub> %	<i>N</i> <sub>2</sub> %	ガス量 cm <sup>3</sup> /100g	熔 解 状 態	鑄 滓			
										形	介在物の偏光性		
1	0.11	83.40	0.70	0.60	1.13	0.008	0.008	1678.0	ガス發生 激	厚 骸骨狀	多	多くの細かき介在物、偏光す	多
2	0.07	81.10	0.60	0.68	1.09	0.006	0.073	1633.0	"	薄 骸骨狀	普	細かき介在物、偏光せず	多
3	0.10	84.60	0.58	1.58	1.81	0.017	0.03	2845.0	"	厚 骸骨狀	多	細かき介在物、偏光す	普
4	0.03	75.20	0.50	3.94	0.27	0.002	-0.027	415.0	"	薄 骸骨狀	普	小さき偏光性介在物	普
5	0.02	76.70	0.40	3.00	0.18	0.003	0.057	335.5	"	"	"	"	"
6	0.03	82.30	0.30	8.28	0.12	0.005	0.034	230.0	ガス發生 弱	"	"	"	"
7	0.07	75.60	0.30	2.04	0.17	0.005	0.038	319.0	普	"	少	"	"



かである。又第1表の如く  $C$  高く  $W$  の低い部分はガス含有量も多い。又黃血鹽、ピクリン酸曹達で腐蝕すれば顯微鏡下に炭化物を検出される。小球の部分と塊とは炭化物も異なる。5.5 l 電気爐で溶解使用した場合の結果も同様で、從て斯くの如く外貌により溶解性を試験し、合金級の品質を判定する方法は、まだ完全とは言へないまでも劣等品を見出すには役立つのである。

フェロモリブデン及金屬モリブデン——共に落着いた湯にとけ溶解試験では完全な結論は得られない。試験結果は第2表の如くである。

フェロバナジウム——ガス含有量が驚く程高い。介在物はフェロモリブデン同様形状、色によつて顯微鏡下に區別される。溶解試験を行ふと最良と最悪のものは検出されるが中間の程度のものはない。介在物は骸骨状、球状及微粉状のものがある。

(中西)

**重合金の析出硬化に就て** (Sykes, W. P. Trans. Amer. Soc. Metals No. 4, 1940, p. 892) 高温度に於ける析出。析出硬化に及ぼす事項は (a) 析出物の硬度 (b) 析出物の粒度及 (c) 析出量であると考へられる。析出が起きると共に其の析出物の集合することも考へられる。析出温度として一般に使用されるは長時間の加熱に依つて固溶體が其の温度に於ける平衡に達す可き温度である。實驗には第1表に示す成分を用ひた。

第 1 表

符號	W 量		Mo 量		備 考
	重量%	原子%	重量%	原子%	
5W	16.0	5.5	—	—	Si 最大 0.12%
7W	20.2	7.2	—	—	Mn 最大 0.20%
9W	23.9	8.8	—	—	C 最大 0.02%
5Mo	—	—	8.9	5.4	
9Mo	—	—	14.1	9.8	(殘部は Fe なり)

9W の成分試料を 1,450°C より水中急冷した之を水素氣中で 1,200°C ± 15°C に 2 分から 100 時間に涉つて加熱し後急冷した。此の結果より考ふれば Fe-W 系では 1,200°C で 50 時間加熱すれば平衡に達することが知れた。尚硬度は最初の數分乃至數十分で最大を示すに依つて析出は早期に行はれるものと考へる。1,200°C × 50 時間の試料は約 16% の W を含む固溶體と 8% の W が  $Fe_3W_2$  の形として存在する組織を示す。析出物の成長も認められ之が爲に硬度の低下を來した。此の成長速度は最初の 10 分間までは極度に早くそれ以後 25 時までには稍徐々に 25 時間後は殆んど成長は認められない。即ち Fe-W 合金は  $Fe_3W_2$  が析出し之が一定限度以上に成長すると硬度は低下することが分つた。Fe-Mo 系合金では 5% Mo 原子 (8% 重量) を飽和する固溶體は約 1,000°C の固相線を有するに依つて  $\alpha$  域たる 1,250°C より水中急冷し之を 1,000°C ± 20°C にて 100 時間加熱したものは硬度及顯微鏡組織より考へて未だ平衡に達して居ないことが判明した。Mo の擴散速度は  $\alpha$  鐵中に於ては W より早いにも拘らず此の結果を得たことは興味あることである。

2 相合金の析出硬化: Hartnagel は Al-Cu 合金の電気抵抗を測定して第二相の存在は焼入及 0°C 以下への急冷にて歪を増加することを知た。今 9W の試料を 3 組用意して 3 組共に 1,450°C より急冷して此の中一組は 1,300°C に 50 時間加熱し後水中急冷した。從て 7W に相當する固溶體との 2 相を示す。次の組は 1,200°C にて 50 時間加熱した。之は 5W の W を含む固溶體を含むものである。此の 2 組の合金を 600°C にて時效せしめた。併し第 2 相の存在に依つて硬度の増加する事實は認められなかつた。尚 2 組の 9W 試料を

1,450°C より焼入れて一組は 1,200°C の爐中に 2 時間保持し次いで水中急冷した。第 2 組は 650°C に 30 分間保持し其の或る物は水冷、ある物は空冷した。此の様にした 2 組を共に 600°C にて時效せしめた。此の實驗の結果は焼入した試料にも何等時效が促進された事實はない即ち冷却速度の相異に依る硬度差は認められなかつた。

單相合金の析出硬化に及ぼす冷却速度の影響: Hunsicker は高純度の Al-Cu 合金及 Al-Cu-Fe 合金は 100°C の温水に焼入した方が常温では冷水に焼入したものより急速且廣い範圍に時效せしめ得ることを示した。此の様な事が Fe-W 及 Fe-Mo 合金にあるや否やを實驗した。即ち 25°C の水中に焼入したものと空中冷却したものとの硬度を見るに何れの場合も水中冷却したものが硬度大であつた。而して尙又時效せしめる温度に於ては水焼入試料は空氣冷却のそれより硬度は急速短時間に増加した。又 9W 及 9Mo 等の如く熔質の高いものは 100 時間時效せしめたものは水冷空冷共に硬度が等しくなつた 5Mo 及 5W の試料は 150 時間時效せしめても尙水冷試料の硬度は空冷のそれより大であつた。Fe-Mo 合金及 Fe-W 合金の 575~600°C の間の析出硬化の初期に於ては 10°C の温度差も著しく影響する。從て硬化の比較には慎重なる實驗上の注意を要する。(以上)

(M. N.)

## 8) 非鐵金屬及合金

**非鐵合金の熔解** (Path N. K. B. Metal Ind. (Eng.) October 25, 1940, p. 331) 非鐵合金の熔解には大體 2 通りに別けて考へられる。即ち (1) 鑄型に注入して型を作る爲だけの熔解 (2) 熔解して他元素を添加して合金とする操作である。現今の様に種々雑多な合金の表はれて居る時、使用スクラップの成分は從て種々雑多である爲良質の合金を作るにはスクラップの素性を知る必要がある。素性の明かでないスクラップを用ひる時は決して良質の材料とはならぬ。從て良質の合金を得る必要のある時は新材を配合し一度所要の成分合金をインゴットに流し之を再熔解して使用することが必要となる。此の鑄流し材と同様な成分の揚りとか湯口とかを一諸に熔解すれば良い物が出る。其の他のスクラップ即ちドライ粉等の如きものは別に熔解して素材とする。

熔解に際して注意せねばならぬことが二つある。それは熔解中の爐内ガスの金屬に吸収されること及熔湯を所要の鑄型に注入出来る程度の流動性を與へることである。熔湯は過熱してもいけないし長く爐内に放置してもいけない。ガス又は重油熔解爐であると焔の出具合とかガス排出の具合とかが問題であることに留意せねばならぬ。燃料をより燃焼さすと爐内は高温度に早くなり從て熔解時間が短縮されることになるし、ガスの影響も少なくなる。此の様な熔解が最も望ましい。湯を過熱する必要がない理由は次の通りである。即ちナマコを持って居りそれに湯口、揚り等を附加して熔解するのであるから成分を均一にするとか、又は完全に混合するとかの必要上の過熱は不要なわけで唯鑄型に湯よく行き渡り押しが利く丈の流動性があればよいわけである。此の外に過熱する爲に長時間加熱せねばならぬ。從てガスを吸収する機会も多く且吸収も多くなつて來るので本質的に見てもいけない。熔解爐としては幾分酸化性に燃焼ガスをなすがよい。インゴットを作るには次の様にする。即ち合金原料は熔融點を異にする故に各金屬の熔解度を充分考へねばならぬし、ドライ粉等を使用する場合は大きい爐で熔解し時々試料を採取して其の分析値を確めて置く必要がある。此の様にすると例へば不純物が一部にあつても全體としては其の含有量が低下して來ることになるし從

て此の影響は無視出来る。新材より合金を溶解する場合は最初に熔融點の高い材料を爐に装入し順次に熔融點の低い材料を添加するを一般的な原則とする。屢々熔融温度の高い材料を入れ次に熔融し易い材料を装入すると之が先ず熔融して他の地金と合金して低い熔融點のものとなる。従て熔融速度が早くなる結果となる。

尙注意すべきことは最初熔融せる地金の酸化物を除去して置かないと添加金属の酸化を來し酸化物が内部に含まるゝことになるし、成分の正確を期し難い。而して熔融前と云へども地金とガスの接觸を斷つ様にしないとガスを吸収する。純銅は熔融中にガスを吸収して固る際に放出する。従てガスを含む銅の鑄物は仲々出来ない。銅を主とし Sn・Pb 及 Zn 等の合金は最初 Cu を熔融し例へば Zn を添加する場合は最初僅かに Zn を加へる。此の Zn は脱酸に使用される後に殘部の Zn を合金元素として加へると合金中には比較的酸化物が少ない。此の最初の添加する Zn 量は經驗に依て定められる。

P が添加元素として用ひられる場合は P・Cu 又は P・Sn として一部の量を最初銅に加へ脱酸的に用ひ次に合金地金を添加し最後に殘部の P 合金を添加し良く攪拌すればよい。Al・青銅の場合は銅と鐵を最初熔融し次に僅の Al を添加する。殘部の Al は最初の Al が完全に熔融した後に直に投入する。最初の Al は脱酸劑として作用する。

(M. N.)

**ベリリウム及其の合金** (Lohse, Henry W. Dr. The Metal Industry May 31, 1940) 原鑛を Sodium silico fluoride と共に燒きて Be を水で抽出する。鐵は溶液中に空氣を吹き込んで沈澱せしめる。溶液に石灰を加へて Be を水酸化物となし非化カルシウムで沈澱せしめる。此の沈澱を 20~23% の Be を含む Beryllium Oxyfluoride となし之を 1,400°C で電解する。生成した Be は 0.3% Fe, 0.7% Al 及 0.04% C を含む。Be 鑛より約其の含有量の 60% の Be を製出することが出来る。以上は Siemens の方法であるが The Brush Beryllium 會社では次の方法で行て居る。Be 鑛を 1,500~1,600°C に燒いて強硫酸中に投入分解せしめる。硫化物を抽出して之に硫酸アンモニウムを加へ且此の溶液を蒸發せしめて硫酸ベリリウムを飽和せしめる。そして beryllium sulphate の結晶を採取する。此の外副産物として Li の硫酸化合物等が得られる。Beryllium sulphate は最高温度 1,450°C のロータリキルン中で酸化物となし之を金属に還元する。次に Beryllium Products Corporation では次の様に行て居る。即ち酸化 Be を作り Cl ガス又は Cl+四鹽化炭素氣中で炭素と共に加熱する。鹽化 Be は揮發し冷所にて沈澱して來る。之に食鹽を混合し電解する。此の様にして得られた Be 地金は片状である。純酸化 Be は其の融點 2,570°C で  $Al_2O_3$  のそれより 500°C 高い。依て耐火材料として極めて好適であるし電氣の高温度に於ける絶縁性も優れ熱的にも極めて安定である。極めて純なる酸化 Be は螢光燈に用ひられる。Be を含む合金は極めて多數あるが何れも數% の Be を含むもので殘部は主として Cu である。Be 2~2.25%, Ni 0.25~0.5%, Fe 0.1% 以下残り Cu の合金は疲勞に對して優れて居るためスプリングとか其の此の種の疲勞部分に廣く用ひられて居る。電氣傳導度の良好なることは將來注目せられることと思はれる。尙磨耗や腐蝕に對しても抵抗力も強いのである。

(M. N.)

**米國々防資材としてのアルミニウム** (Fink Collin G. Metals and Alloys Vol. 12, No. 6, Dec. 1940) 1919 年以來、Al の世界產出量は 10 年毎に 2 倍となつてゐる。之は一方、大規模な航空事業の急速な發達と電力線への廣大な適用と兩者相俟てゐる。獨逸

にては鉛鍍装の代りに Al 鍍装を用ひた電纜が用ひられ、又米國にても Al 電線は 900,000 哩に上る。

獨逸は 1933 年、航空工業の致命的要素たる Al の重要性を認識し、急速且激烈な生産設備擴張に着手し今日年産 200,000 噸を越してゐる。米國は 150,000 噸にすぎぬ。獨逸の 1939 年の Al 消費量は 1932 年の 10 倍であり、如何にナチの戰爭道具の用に供されるか又、原鑛をハンガリー、ユーゴスラヴィア等より如何に輸入したかは驚嘆に値する。粘土よりの生産は今日佛蘭西の廣大なボーキサイト資源を得た秋、もはや問題ではない。

米國に於ては既に Alcoa 會社は數次の大規模な生産擴張を實施し 1941 年に於ては斷然獨逸を凌駕すべく、航空資材の増産に盡力してゐる。Alcoa 會社は豫算 6 千萬弗、特にヴァンクーヴァーに年産 15,000 噸の新工場建設、ボンネヴィル・ダムより給電、アラバマより給鑛する。アルカンサス州は年産 361,000 噸を出鑛せるもギアナ地方より年 520,000 噸輸入する。カナダはギアナ地方より鑛石を輸入し年産 Al 75,000 噸内 96% は輸出する。グリーンランドには亦、水晶石の莫大な埋藏量があり、電解熔劑として目下採掘されてゐる。

Al と他金属とを接着せるもの、即ち新製品 Alplate、アルミニウム被膜を有せる鋼等機械的性質、耐蝕性すばらしく、かゝる製品の出現はごく最近であるが極めて注目されてゐる。(H. T.)

**米國々防資材としてのマグネシウム** (Grant, L. B. Metals & Alloys Vol. 12, No. 6, Dec. 1940) 國防動員計畫の進行に伴ひ Mg が時局の脚光を浴びて登場したのはごく新しい。25 年前よりマグネシウム工業は發達し、主として平和産業部門に活躍したが、今や航空資材として致命的要素となつた。茲に歐洲の一國で年産 3,800 萬噸あるに反し、米國では 1,200 萬噸にすぎぬ點惱みがある。

米國工業は自由企業であり、全體主義國家の如く政府の一號令で生産を指令することは出来ない。然し各業者は既に急速な生産擴張に著手日夜國防資材の確保に努め、僅々數ヶ月の中に倍額となり更に又近々倍になる豫定である。米國鑛山局發表の過去 10 年間の統計は次の如くである。

	Mg 全使用量 (lbs)	構造用材 (lbs)	非構造用材 (lbs)
1930	559,631	114,463	38,730
1931	580,463	163,970	26,830
1932	791,699	189,122	24,475
1933	1,434,893	325,706	40,528
1934	4,294,838	546,018	83,165
1935	4,241,218	574,039	99,917
1936	3,903,312	975,640	66,336
1937	4,539,980	1,418,391	100,667
1938	4,819,617	1,278,370	184,223
1939	10,650,121	2,356,260	232,244

ドウ化学會社は合衆國最古の精鍊業者であるが 1940 年 2 月、生産量年産 12,000,000 lbs の全工場完成操業中である。その他フリーポート、テキサス等を合せると 25,000,000 lbs に上る。且價格も多量生産により著しく下り 0.27 弗/lbs となつた。

製法に關しては、ドウ化学會社で獨自の考案によるマグネシウム鹽化物の電解法は外國に誇るべきものである。又 Mg 合金に關しても數多の特許はドウ化学會社その他で持て居り、合衆國の工業を保護してゐる。航空構造用材、鑄物類の用途は益々増加し、且曳光彈、燒夷彈等兵器用として西部、東部、中西部等の 30 以上の諸工場が

マグネシウム加工に従事してゐる。國防態勢強化に順應して各兵器工場共、一齊に設備擴張進行中である。(H. T.)

**疲れ限度に及ぼす圧延方向の影響** (Unckel: Metallwirtsch., Jg. 19, Nr. 43, 1940) 冷間圧延を行へる  $\alpha$ -真鍮の疲れ限度に及ぼす圧延方向の影響を試験せる結果を報告せるものなり。72% Cu を含有する試料を 84% 加工し圧延方向に對し、90°, 45°, 22.5°, 0° をなす4種の丸状及板状の試験片を製作し、回轉曲げ試験及一方向線曲げ試験を焼鈍状態のものと比較して行た。試験片は 9mm  $\phi$ 、長さ 140mm の丸棒及断面 15×5mm<sup>2</sup>、長さ 98mm の板状とせり。面心立方格子を有する  $\alpha$ -真鍮は圧延に依り [111] の方向が抗張力最大となり疲れ限度も最大となる筈であるが、試験結果は静的試験に見られる如き明かな方向性による相異は認められず、焼鈍材及圧延材共にその疲れ限度は約 12kg/mm<sup>2</sup> である。一方向線曲げ試験に依る圧延材の標準安全歪力は約 30kg/mm<sup>2</sup> で疲れ限度の 2.5 倍を示した。(田中實)

**靱性ある金屬チタニウムの製造** (Kroll, W: Trans. Electrochem. Soc. 78(1940), Preprint No. 11, 12 p. Research) 金屬 Ti は化學反應が活潑であるから純粹な状態は得難い。酸素及窒素と化合する。之等は真空中で加熱する事によつても完全に除去する事は出来ない。之等の元素は金屬 Ti を常溫で脆くする、但し高温での可鍛性は影響がない。金屬 Ti を作る一つの方法は、鋼鐵製ポンペの中で Na によつて四氯化 Ti を還元する事であるが、この際高温になるので、この方法は小規模の生産に適する。98% 純度の金屬 Ti は TiO<sub>2</sub> を蒸溜カルシウムで、アルゴン氣體中で 1,800~2,200° F 加熱する事に依て得られる。鹽化カルシウム及鹽化バリウムの添加はこの還元を助長する。

これは常溫で脆く、高温では可鍛性がある。純粹な Ti 粉を作る最も満足した方法は 1,800~2,200° F、アルゴン氣體中で、四氯化 Ti を金屬 Mg で還元する事である。

この際、鋼製相場は鐵が金屬 Ti で侵されるので、金屬 Mo で内塗りする。Mg と Ti は合金を作らない。

この際出来たマグネシウム鹽は混合物から鹽酸によつて除去される。塊状の金屬 Ti を得るには粉末を壓縮し、タングステン陰極と Ti 間に電弧を飛ばす事によつて熔かす。この際 Ti は陽極となり、爐の中には 50mm 壓力のアルゴンガスを通じてやる。この際得られた金屬 Ti は 99.8% 純度のものであり、ブリネル硬度 180~200 (常溫)、750° F で 75 に下る。これで作つた 1mm 以下の金屬 Ti 片は常溫で 180° 彎曲しても龜裂を生じない。1,475° F 以上では結晶粒が大きくなるので脆くなる。上記の Ti はロールする事も出来、ダイスを通して針金にする事も出来る。又 Ti と Th, Cb, Ta の合金も出来る。(高瀬)

**銅の粉末冶金法 (I, II)** (Goetzel, Claus G: Metals and Alloys. July, August. 1940) 本論文に於ては銅の粉末冶金法による製品の引け、密度、有孔性、硬度、抗張強度、疲勞強度等に對する銅粒子の大きさ、壓縮壓力、熱處理の溫度及其の雰囲気、時間等の影響を述べて居る。

先づ次の如き4種の試験片を作た、(1) 唯一回の壓縮と熱處理を施せるもの、(2) 焼結後再壓縮せるもの、(壓力は前と同じ、更に再焼結或は焼鈍をして試験せるものもあり) (3) 熱間壓縮を施せるもの、(4) 線状にせるもの、No. 1, No. 2, は硬銅ダイスで壓縮したその壓力は 5~190  $t/in^2$  である。No. 3, の熱間壓縮は還元氣流中で 500° C 進行ふ事が出来た。壓力は 5~50  $t/in^2$  で熱はダイスを圍む電

氣爐により供給し、ダイスは W·Cr·V 高速度鋼で 500° C までその硬度を保有するものである。No. 4 の線材は焼結せるもののみより製し半分は中間熱處理なしで冷間圧延し、半分は數回熱處理を行ひつゝ冷間圧延をした。銅粉末は電解法によるものと還元法によるものを用ひた。皆壓縮前水素氣流中で 3.0° × 2hr 保持し還元した。電解法による粉末粒子の大きさを4種に分けた。CO により銅酸化物より還元して製せる粉末粒子は中位の大きさである。

銅粉末粒子の種類大きさ及形が最終製品の性質や組織に及ぼす影響を要約して次に述べる。電解粉末は壓縮の時に一般に還元粉末よりも變形抵抗が大きい。又一般に前者の製品は後者のものより衝撃強度とか、疲勞強度等の物理的性質が良い。還元粉末粒子は形も大きさもよく揃て居るが壓縮すると流れ易く容易に變形する。製品の結晶組織は主に最初の粒子の大きさによつて異なる。細い粒子の粉末を用ひると細い組織のものとなり、粗い粉末では粗くなる。粗い粉末を用ひたものは、圧延して線材にした時良い性質のものが得られる。機械的電氣的性質が優秀である。密度も大きく、傳導性も良く、加熱中の收縮も少く衝撃抵抗も良い。然し一方細い粒子で作たものは、抗張力、伸び、壓縮強度、硬度、疲勞強度の點に於て優れて居る。唯曲げ試験に對しては粉末粒子の大きさは一定の影響が見られない。粗粒子のものを水素中で處理せるものは、細粒子のもので同様の處理を施せるものよりも、その屈曲角度が大きい。真空中で處理せるものでは之と反對の現象が見られる。真空焼結によるものは、水素中で焼結せるものに比し、壓延性、抗張力、衝撃抵抗、殊に曲げ性質が良い。一方組織は後者の方が密で鑄造銅の組織に近い。又前者に於ては澤山の小球状の孔が結晶粒界に出て居る。之は最初の粉末粒子が細い程多い。之を再び壓縮焼結すると後者の組織に近くなる。

冷間壓縮のみで加熱處理なしで結合せるものは脆くて弱い。之は粒子の“橋渡し”の爲に角状間隙孔がある爲で、電解法で製せる粒子の如くその形の不整なるものに於て殊に著しい。焼結熱處理せるものゝ伸びや衝撃抵抗等は一般に低い。硬度と強度を高める爲には最初の粉末を高壓で壓縮しなければならぬ。製品の密度はその壓力と溫度により高くなる。壓力 50  $t/in^2$  溫度 400° C ですれば密度は“OHFC”銅と同じになる。400° C で高壓壓縮せるものは、その組織が不完全な多角形のもので、中間熱處理なしに圧延或は線引きも出来、焼結せるものに比し一般に硬度が高い。300° C 50  $t/in^2$  で壓縮せるものは 190  $t/in^2$  で冷間壓縮せるものと略等しい硬度を示す。

次に實際粉末冶金法を行ふに當ての注意要項の概略を記す。冷間壓縮を施し焼結したものは、間隙孔を充分少くする事が出来るが、もしこれ以上に間隙孔を減らす爲には、高温壓縮が必要である。電氣傳導度を良くする爲には製品の密度を最大にし、不純物を極力少くしなければならぬ。硬度が要求されるなら細かい粉末粒子を用ひ、高温壓縮を行ふか或は焼結後高壓壓縮を繰返す方法が良い。抗張力、壓縮強度及疲勞強度を良くするには使用する粉末粒子を細くして、冷間壓縮と真空焼結を行ふがよし。此の時の壓縮壓力は充分高くし、溫度は 720° C 熱處理時間は 12hr 以上を要す。然し 400° C 位で高温高壓壓縮をしても此の目的は達せられる。可鍛性、延性を良くするには粒子の粗い不純物の少ないものを用ひるがよい。再壓縮及真空焼結法が最も有利であるが別に高温 (400~600° C) 高壓壓縮でもよい。高温壓縮法の利益は非常に大きい。

(S.M.K.)

### 10) 工業經濟及政策

米國鐵鋼協會技術委員會 (Parker Charles M: Metals and Alloys, Vol. 12, No. 6, Dec. 1940) 米國鐵鋼協會技術委員會は、7年前組織され、産業回復條例が發布された時、用語規格の統一等資材技術の適正に盡力し、冶金技術者及冶金業者の代表により組織されてゐる。最初、委員會は鐵鋼の生産加工處理等に關する種々の技術的問題を研究してゐた。

重要な研究の一つとして、鋼の分類、系統の確立がある。各委員は協力して炭素マンガン熱處理の各範圍に亘て廣い研究をなし製品の試験をした。同様な研究は鉄鐵に就ても行た。後に 16 委員分會となり、鍛造材、板材、構造用形鋼材、帶鋼、線材等各製品の研究を完成した。その他、積荷、運搬等にも委員會を設けて考究した。政府の分類に於ても、當委員會は航空機用鍛造品、輕裝甲板、アンテナ、フェロアロイ等につき獻身的な活躍をなした。

鋼及鉄鐵の成分による種別は、使用者、製造業者兩方から大なる期待をもつて渴望され、既に完成してゐる。不銹鋼、工具鋼等を含めて全鐵鋼製品は之を二つに分け、大量製造品と少量製造品とある。前者は全製品の 94% に當り 200 等級に分けてある。

鐵道車輛用軸の研究は米國鐵道協會と聯合でなし、又、輕量構造用材の使用法の確定、重構造用材との差異等成す處多い。國際飛行委員會には數度助力し、又最近急激なる國防問題に關し陸海軍に大いに手助けしてゐる。熔接に於ても Battle Memorial Institute, 熔接研究委員會 (Engineering Foundation) により目下研究中である。

(H. T.)

### 11) 雜

製鋼作業に於ける冶金技術觀測者 (Cone E. F. Metals & Alloys, Nov. 1940) 最近大製鋼工場にて冶金技術的觀測者が盛んに使用されて來た。之は大規模な生産に直接關する若い技術者を統制したもので著者は Republic Steel Corp. 當局と折衝し機會を得て 3 工場の實狀を視察するを得た。

先づ之等觀測者は平均 21~26 歳の若者 10~20 人を以て組織する普通は工業學校又は工業專門學校出身者中より選ぶが之等は必ずし

も冶金出身たる必要なく技術的素養があれば好い。例外として中學校出身者でも好く又地方出身者でも相當の能力があれば可である。然しその作業が一層細かい技術的作業に立入るものであるから技術者を必要とする傾向が強い。

最初に如何なる作業に従事せしめるかは工場に依り異なる。或る所では先づ試験室にて各種試験の方法その他を詳細に會得し次で企畫部に入り註文要領、規格等を熟知せしめ次で技術部に移て一般作業を覚えさせる。又或る工場では熟練せる觀測者について必要な都度作業をさせて教育し又或る所では直接作業に従事して將來に資し又は製鋼作業の一般知識を得せしめる。彼等が主として作業するのは熔解工場である。一二の例を次に示す。

全工場の主任技術者の下に一つの工場の主任技術者があり之に屬して係技術者が居る。此の係技術者は觀測者中より選任されたもので各作業に責任を持って居るものである。觀測者の仕事は各熔解に於ける装入鑄込前後の溫度計測、スラッグの状態、酸性度(鹽基度)、鋼塊鑄型その他の状態を詳細に調査記録して報告するにある。

又壓延工場にては加熱爐中及爐外の鋼塊の溫度、壓延時の溫度及速度或は仕上げロールの溫度その他を調査記録するのである。

主任よりの通達と實際操業法との喰違の如きも記録報告し斯くして従業員を標準に慣れさせる様にする。

最も重要な事は彼等は其の従事する係、工場とは獨立して居て何等の制肘なく、その觀察せる事實を有りの儘に正しく記録報告させる事である。尙此の種作業に従ふ間に彼等は漸次各作業に習熟して行くのである。

又此の如き日常作業の外に種々の研究問題に携はる。即ち出鋼溫度と鋼塊に生ずる缺陷や鋼塊の組織に及ぼす影響或は之等が仕上り成品の表面及物理的性質に及ぼす影響等の調査、又スラッグの性状が非金屬屑に及ぼす影響等を調べるのである。彼等が従事する作業は工場に依て異なるが何れにしても彼等は一般的に技術的調節上重要な役目を果しつつある。

視察せる各工場に於て之等觀測者中から工場の幹部が出でつゝある。再言するが之等の人々は冶金的素養を必ずしも必要とせず、技術的教育を受けざる人々の内から非常な熟練者が出て重要な役を果して居る。

(J. A.)

## 抄 録 目 次

2) 耐火材並に燃料及驗熱.....110

- 黒鉛添加に依るシヤモット煉瓦の性状
- 珪石煉瓦に見らるゝ異常性質に就て
- 光電池による高感度輻射高温計
- キューボラ用耐火物の比較

3) 鉄及鐵合金の製造.....111

- 電氣爐製鉄
- 熔鑄爐内部に於ける鑄石及媒熔劑の物理的性質

4) 鋼及鉄鐵の製造.....112

- 炭素鋼製造用爐頂裝入式電氣爐に就て

5) 鐵及鋼の鑄造.....112

- 灰鉄の物理的性質に及ぼす鑄物砂の影響

6) 鐵及鋼の加工.....113

- ガス熔接の再結晶改善

- オーステナイト Ni-Cr 鋼の熱處理及冷間加工の磁氣的性質に及ぼす影響に就て
- 鹽浴内にて Cr-Mo 及 Cr-Mn 肌燒鋼の深度滲炭

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金.....114

- 棒鋼の剪斷に就て
- 新しい鑄鐵組織圖
- 鑄鐵に及ぼすセリウムの影響
- 航空機用 Cr-Mo 鋼管の性質に及ぼす Ti の影響
- 電氣爐鑄鐵に及ぼす S の影響
- オーステナイトの等温分解成生物の機械的性質
- 合鋼低合金鋼の析出硬化
- 鍛鍊鋼の肉眼組織及結晶成長溫度に及ぼす Ti の影響
- オーステナイト結晶粒度に及ぼす

變態域の加熱速度の影響

- 1,000°F 以上の高溫度に使用される合金の發達に就て
- 合金鐵の試験研究
- 重合金の析出硬化に就て

8) 非鐵金屬及合金.....118

- 非鐵合金の熔解
- ベリリウム及其の合金
- 米國々防資材としてのアルミニウム
- 米國々防資材としてのマグネシウム
- 疲れ限度に及ぼす壓延方向の影響
- 靱性ある金屬チタニウムの製造
- 鋼の粉末冶金法(I, II)

10) 工業經濟及政策.....121

- 米國鐵鋼協會技術委員會

11) 雜.....121

- 製鋼作業に於ける冶金技術觀測者