

# 抄 録

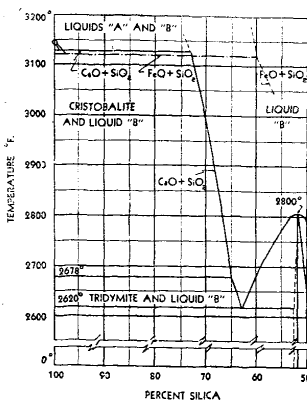
## 2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

高温爐に於ける迫天井用煉瓦 (Spotts McDowell, J. June. 39. Blast Furnace and Steel Plant June 1939, P. 592)

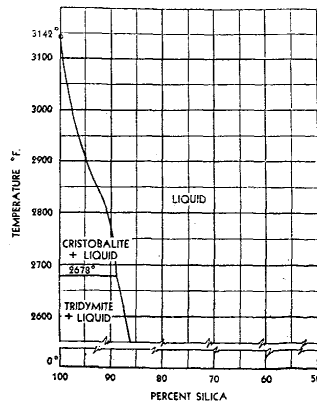
一般の高温作業に於けるスパンの大なる冶金爐の迫天井には珪石煉瓦が使用せられて居り、作業温度の最高は約 3,000°F と制限されて居るが之以上の高温に耐へ得る爐材としては鹽基性及中性爐材を研究す可きである。之等の耐火材は其熔融點は珪石煉瓦に比し遙かに高く、且つ鹽基性スラッグに對する耐蝕性も大なるのであるが其物理的性質即ち熱膨脹大なる事、龜裂剝落性大なる事及操業温度に於ける各種歪に耐へざる事等の爲、今迄之れを迫天井用に使用する事が出来なかつたのである。所が最近に至り之等耐火材に大いに改良が加へられて迫天井用煉瓦としての使用必しも不可能ではないと考へらるゝに至た。

珪石煉瓦。長年月の間大なるスパンを有する高温の迫天井に珪石煉瓦のみが使用せられ來た理由は 1, 價格低廉なる事, 2, 高温に於ける機械的強さ即ち荷重軟化點の 高い事, 3, 比較的輕量のため Arch Stress 小なる事, 4, 高温に於て龜裂剝落性小なる事。等が擧げられる。珪石煉瓦は赤熱状態に於て温度の急變を受ければ龜裂剝落の傾向は大であるが 750°F-3,075°F の間に於てはこの傾向著しく小となる。且 1,200~3,000°F 間に於ける可逆熱膨脹は多少はあるが殆んど問題にならぬ程度である。珪石煉瓦は化學的に酸性であるから之を鹽基性爐電氣製鋼爐及石灰、酸化鐵の如き鹽基性粉塵に接觸する如き所に使用するは誤りなりとの見解が屢々發表されるがこの見解に對して Geophysical Laboratory of the Carnegie Institution, Washington の研究に依れば石灰及酸化鐵は其量が少量なれば化學的惡影響を與へず、アルカリは其存在が少量にても甚しき浸蝕作用を及ぼすと言て居る。

第 1 圖



第 2 圖



この事實は第 1 及 2 圖に示されて居る、即ち珪石にかなりの CaO 及 FeO を入れても熔融温度の低下は僅かであるが比較的少量の Na<sub>2</sub>O を入れると熔融温度の低下は大となる。第 1 圖は CaO, 26.5% 或 FeO, 40% 迄は其熔融温度には變化が無いが之以上となれば熔融温度は急激に低下するを示し、3,100°F に於て珪石に CaO, 5% を混じたる時は熔融比率 19% となり、同じく FeO, 5% を混

じたる場合は 12.5% となるが、2,900°F で Na<sub>2</sub>O, 5% を混ずればその熔融比率 100% となり完全に熔融するを第 2 圖が示して居る。實際問題に就いて見れば、珪石煉瓦はガスが煉瓦の表面に運び來る CaO 及 FeO に對しては耐蝕性を有するが激突する焰と共にある CaO 及 FeO に對しては耐蝕性少なく、又強鹽基性熔融スラッグに對しても亦耐蝕性は良好で無い。

平爐天井の珪石煉瓦は使用中に成層される。之が原因としては次の事が考へらる、即 1, 鑛物轉移, 2, ガス中より石灰、酸化鐵の吸收, 3, 熔融相の煉瓦の冷部に向ての移動等である。クリストバライトは 2,680°F—熔融點の間、トリデマイトは 1,600~2,680°F の間で夫々安定であるから、天井煉瓦の受熱面はその游離珪酸がクリストバライトに、中間層はトリデマイトに夫々轉移し、外に面したる層は原質の儘の結晶構造を保つて居る。570°F 以上に於けるクリストバライトとトリデマイトの膨脹係数は殆んど同様なるも、570°F 以下に於ては膨脹率に著しき差異があるからクリストバライト及トリデマイトの層の境界面より剝離する危險を有す。Harvey 氏は保温装置なき天井煉瓦は上述の弱點を構成する層面が二つであるが保温されたる場合は一つであると言て居る。更に成層の理由として石灰及酸化鐵の吸收に就いて考へれば之等を吸收したる煉瓦表面の鐵分含有量大なる熔融層は既に存在する石灰分含有量大なる熔融體と擴散に依りて混合しての混合熔融體は次第に外方に移動し、温度次第に下り遂にその粘性大となり移動は止るのである。

珪酸礬土煉瓦。之は粘土質耐火煉瓦と高礬土質耐火煉瓦とに大別し得るが前者が最も一般的に天井用として使用さる。然し特に温度の高き爐に於てはスパンは餘り大でない方が宜しい。之等煉瓦は 1,200°F 以下の天井に於て温度の急變ある如き爐或は又屢々加熱冷却を繰返す爐等に對しては缺く可からざるものであるが亦 2,700°F 以上にて温度の急變なき爐に於ては大スパンの天井煉瓦としての用途を僅かに見る。大氣温度より 1,800~2,000°F 迄の間に於ては高温爐用粘土質耐火煉瓦は壓縮に對しては僅かの變化を來すのみなるが 2,000°F を越ゆると徐々に耐壓性は減少し遂には變形するに至る。

25 lb/in<sup>2</sup> の荷重に於ける軟化開始温度は煉瓦の種類に依り異なるが米國材料試驗協會に於て規定せられたる C-16-36 試驗法に依れば最高温度用煉瓦に對しては 2,330°F、高温用煉瓦に對しては 2,245°F である。この高温軟化變形は天井の安定を害するものである。熱膨脹は 2,400°F に於て 1 in 對し 1/16"~3/32" にして之に對しては締付けボルト、天井の上昇、軟化部分自體の壓縮等に依り自ら償はれる。

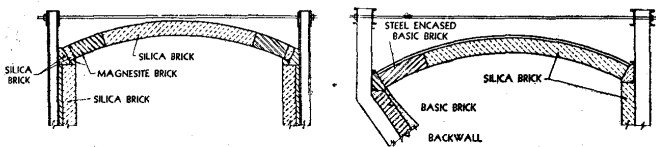
鹽基性及中性耐火材 マグネサイト、クロム、及フォルステライト耐火材は總て其熔融點は珪石耐火材よりも高い。價格も高く比重及熱膨脹も亦大である。古來マグネサイト及クロム煉瓦は共に天井に於ける各種の歪力に耐へずとされ、天井用には使用されて居なかつたが、最近は天井用として、化學的に結合されたマグネサイト煉瓦、低鐵分マグネサイト煉瓦、フォルステライト煉瓦、及クロムマグネサイト煉瓦等が發達して來た。

マグネサイト煉瓦は粘土質耐火煉瓦、及珪石煉瓦に比し耐火度高

く且鹽基性スラッグに對しても抵抗力が強い。これには焼成に依るもの及不焼成に依るものの2種ありて、前者は更にマグネシヤ 82~85%、酸化鐵 5~7% のものと、マグネシヤ 90% 以上、酸化鐵 2~3% のものに分れる、組織は何れもペリクレーズ (MgO) の結晶にして屢々マグネシオフェライト (MgO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) の混入を見、ペリクレーズ結晶の間には少量のマグネシウムシリケートの結晶を見る。後者は死焼せるマグネサイトに少量のクロム鐵鏝を混じて之に化學的結合劑を加へ特に溫度を調節し乍ら乾燥し結合せしむるものにして之は高温使用中次第に焼成されるのである。之等化學的結合に依るマグネサイト煉瓦は外力に耐へ、密度大にして、高温に於て容積の變化は無い。

第 3 圖

第 4 圖



この煉瓦は銅又はニッケル精煉用爐に吊天井として用ひられ、冲天井としては第3圖の如くして用ひらる。第4圖は鹽基性平爐に珪石煉瓦と共にメタルケースとして用ひらるゝを示す。平爐天井全體にマグネサイト煉瓦を使用する時は、その熱傳導率が高いから保温裝置を施す事が必要であるが、これに依て煉瓦の平均溫度は上昇するから天井歪力に耐へる爲には煉瓦の軟化溫度が高い事が必要となる。又この煉瓦の重量大なる爲天井に於ける各種歪力は大となる事及大氣溫度に冷却したる場合鐵分含有大量なる層が硬化硝子化して剝落する事等に注意しなければならぬ。

クロム煉瓦は耐火度高き事、各種の熔劑及スラッグ特に鹽基性スラッグに對して強い事等の利點を有するが 2,825°F 以上で酸化鐵と接觸すると著しく之を吸収し、膨脹し、剝落する缺點があり、天井用煉瓦として大スパンにして高温なる爐にはその使用は適さぬ。平爐に於てもガスが運び來る多くの酸化鐵を吸収するのでその使用は不可である。

クロム、マグネサイト煉瓦。多量の蛇紋岩、滑石又は綠泥石を含有せるクロム鐵石はマグネシヤを若干添加する事に依りその耐火度を増すと云はれて居る。之はマグネシヤを添加する事に依り高温に於て熔融點低きマグネシウム硅酸系が耐火度高きフォルステライトに轉ずる爲である。この事實に基き製せられたのがクロムマグネサイト煉瓦であり、一般に 25% のマグネシヤが添加されたものである。クロム粒子中にマグネシヤの一部が固熔體として存在する事も好結果を齎す一原因とされて居る。クロムマグネシヤ煉瓦は龜裂剝落性及高温荷重に依る崩潰性はクロム煉瓦より小である。歐洲に於てはクロムマグネサイト煉瓦を鹽基性平爐の天井及前後壁に使用して好結果を得て居ると言ふ事であるが然し天井煉瓦として珪石煉瓦にとつて代るには未だ若干の研究餘地を残して居る。クロムマグネサイト煉瓦は平爐天井に用ふるゝと酸化鐵の大量を吸収し、その受熱面は脆き海綿狀の層となる、この層に於てクロム粒子は成長し、その結果壓縮力を生じ崩潰を來たし 1-1/2" 迄崩潰が進行して、耐火度低き層に到達する。Hugill 及 Green 氏の顯微鏡研究に依れば耐火度低下の部分はフォルステライト (2MgOSiO<sub>2</sub>) 及ペリクレーズ (MgO) が大部分マグネシオフェライト (MgOFe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 及耐火度低きメタルシリケート例へばエンスタタイト (Mg,Fe)OSiO<sub>2</sub> に變化して居るとの事である。

フォルステライト煉瓦は米國に於て 1933 年に始めて製造せられたものにして以來品質上著しき改良がなされて居る。この煉瓦は珪石煉瓦を熔融する高温に於てすら極僅しか收縮を爲さず、工業的に製造された煉瓦で 3,100°F 以上に於て 50 lb/in<sup>2</sup> の荷重試験によく耐へる。珪石煉瓦では同様の試験で 2,910~2,940°F に於て既に耐へないのである。平爐操業溫度に於けるフォルステライト煉瓦の容積變化は極僅かか問題とはならない、その線收縮は 0~0.5% である。熱傳導率は 1,300°F 以上に於ては珪石煉瓦より低く、熱膨脹率はマグネサイト煉瓦よりも極僅か少なく龜裂剝落性も亦マグネサイト煉瓦より小である。これは 2,400°F にて操業する銅精煉用爐の冲天井に使用して好結果を得て居り亦 25~28 ft のスパンを有する多くの製銅用反射爐に於て出銅口附近にして其溫度約 2,500°F を有する天井にも部分的に使用されて居る。(秋元)

#### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

高純度の鐵の製造 (John G. Thompson and Harold E. Cleaves J. Research NBS 23, (1939) 163, RP 1226)

純酸化鐵を還元して海綿鐵にし之を熔融更に水素中及真空中で再熔融して 1 lb 鋼塊の形で高純度の鐵を製造した。之等の鋼塊に就いて 55 の見込元素の存在を分光學的及化學的方法で檢した。各鋼塊の中に確認された不純物の數は 6 及至 9 である。又各鋼塊中の不純物の總量は大抵の場合 0.010% 以下であつた。不純物の重なるものは非金屬で主に酸素と硫黃、痕跡の炭素、磷、窒素、水素である。鋼塊の中の 7 個は金屬不純物として銅を、他は少量の珪素、時々耐火材からの Al, Be の痕跡を含む。尚ほ鋼塊の分析方法に就いて述べてあるが炭素、硫黃、磷、銅は化學的方法に依り、酸素、窒素、水素は Vacher and Jordan (J. Research NBS 7, 375 (1931) RP 346) の方法に従て真空熔融法に依り爾餘の元素は分光化學的に定量してゐる。(T. I.)

#### 5) 鐵及び鋼の鑄造

金屬のガスに依る不健全性に及ぼす溶解條件の影響 (Bailey G. L., Fdy Trade J., June 29 & July 6, 1939)

金屬が凝固時に生ずる氣孔は、從來防止の困難であつた宿命的な缺陷である。金屬のガス吸収の研究がこの根本對策を考へる上に必要であるが、著名な Sieverts の研究に依れば熔融金屬は固態金屬に比して著しく溶解度が大であるから、金屬を加熱すれば融點で急激な吸収が起る。就中水素は溶解度の高いものとして知られてゐるが、酸素又は酸化物は鐵、Ni、銅には溶解度があるが、錫、亜鉛、Al には極めて溶解し難い。窒素は窒化物形成金屬の外は餘り溶解度が大きくない。この外亞硫酸ガスや酸化炭素等も相當の溶解度を有する場合があります、特に銅に對しては亞硫酸ガスと水蒸氣との影響は注意すべきもので、硫化銅と酸化銅とは單純な溶解現象の如く温

##### 1. Al-Cu(7%)

ガス	時間	溫度	氣泡%	
			B.S.I. 試驗棒	3"丸圓筒
窒素	1	750~770°C	0.1	0.7
水素	1	740~770	2.3	3.1

##### 2. Cu-Sn(5%)

ガス	時間	溫度	氣孔%(1 1/2"丸)	
			金型	砂型
窒素	1	1,200	1.2	3.8
水素	1/2	1,190	2.5	9.7

度の上昇と共に溶解度を増加する。

Al-Cu 及び青銅の溶湯に窒素及び水素を通じて調べた前掲表の結果を見ると、水素は凝固時のガス放出が氣孔の原因を生じ、窒素は不活性であると見られる。又金型鑄物が氣孔の少ない點は注意される。

單體ガスの響影は簡單であるが化合物のガスの場合には相當複雑である。銅に及ぼす酸素及び水素又は水素及び硫黄の相互溶解度の事は周知である。何れの場合も酸素の固態溶解度は極めて低いから凝固の際反應して水蒸氣と亞硫酸ガスを生ずる。斯くの如く酸素の溶解度は相當重要性を有し、之が氣孔生成の原因となる量は一般に僅少で、例へば銅合金では 0.0001% で、容積の 5% に相當する氣孔を生ずる。Smithells は非鐵合金の巢は大部分溶解水素と酸素との反應であり、水素は擴散が早いから、水素のみに依る氣孔の發生は無いと言ふが、酸化物を含むアルミニウムを熔解し、水素を導入しても水蒸氣の發生を伴ふことなく氣孔を生ずる事實は説明されない。

Hanson-Slater の研究に依ると Al の處女鑄塊を普通に熔解し 3 L11 の砂型鑄物を作ると密度 3.79 g/cc で健全であるが、之を 6 ヶ月外氣中に放置し、又は水中に 2 ヶ月放置したものをを用ふると 2.77 及び 2.79 g/cc でピンホールが多い成品となる。この原因は Al の腐蝕に依る水酸化物の主成に在る。

熔解爐内雰囲気ガスの分析は頻々報告されてゐるが、重要な水分の定量値がないものが多い。Anderson-Capps は 4 種の爐で Al 合金を熔解し、湯の上部のガスを分析した。その結果は次表の如くである。

爐の種類	O <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CmHn
1. 定置式ガス燃焼ルツボ爐	0.0~4.5	6.7~10.8	1.9~6.3	0.7~6.2	0.3~5.4
2. 定置式重油燃焼ルツボ爐	2.0~12.6	6.4~14.5	0	0.0~0.4	0.0~0.5
3. 直熱式重油燃焼反射爐	2.9~20.8	0.1~12.1	0.0~0.7	0.0~0.1	0.1~0.4
4. 間接弧光搖動電氣爐	0.0~7.6	0.0~8.4	16.0~42.8	0.0~28.6	0.0~3.0

Allen-Hewitt が銅の精鍊爐のガス分析した結果は次の如くで、相當熔解の時期に依り變動がある。

爐	燃料	O <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CmHn	SO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O
Bailey	クリプト	0.0~4.1	0.1~0.0	0.0~0.0	—	0.52~	—	0.8
	ル抵抗	0.4	19.3	41.5	1.4	0.9	—	—
反射爐	石炭、送風	0.0~2.4	0.3~13.5	0.0~7.0	0.0~2.2	—	0.0~1.7	0.0~12.6
	石炭、自然通風	0.2~20.9	1.1~16.3	0.0~15.3	0.0~0.2	—	0.0~3.0	0.0~20.7
ルツボ爐	重油、(ルツボ外側)	0.0~4.4	8.7~11.6	0.0~0	0.0~0	—	0.3~2.1	7.5~13.5
	重油、(湯表面)	0.2~3.9	7.7~11.3	0.4~4.4	0	0	0.4~3.0	8.0~12.3

注意すべき點は水分量と遊離水素の存在である。この結果水素の根源は大部分水分に基づくと考えられる。Hanson-Slater は Al のピンホールは水分が金屬に依て分解して生じた水素が重要な役目をすると考えられてゐる。アルミニウム又はその合金の熔湯を水蒸氣で處理した結果は次表の如くである。

他の悪影響あるガスは CO, CO<sub>2</sub>, SO<sub>2</sub> 等で、CO<sub>2</sub> は湯には酸性性であるが、CO の影響は今尙不明の點が多い。SO<sub>2</sub> は湯の種類、例へばニッケルの如きには悪影響が大きい。

ガスに起因する巢の發生除去には次の各項に注意を要する。

材料	處理法	密度	外觀
3 L11	處理せず	3.771	中位
"	水蒸氣中 1 時間保持	2.728	極めて悪し
"	水蒸氣を 1 時間湯に通ず	2.221	"
"	同上 3 分間	2.690	"
處女アルミニウム	處理せず	2.673	健全
"	水蒸氣を 3 分間湯に通ず	2.469	極めて悪し
2 L5	處理せず	2.934	中位
"	水蒸氣を 3 分間湯に通ず	2.788	極めて悪し

(1) 地金は腐蝕したり、ガス發生の原因を有する異物を有しないものを用ひ、熔劑も同様に注意する。

(2) 熔解は僅かに酸化性の雰囲気で行ふこと。

(3) 雰囲気中の水分を可成的極微に留める方策を講ずる。例へば燃料のコークスは充分乾燥する。但し重油、ガス等ではこの水分を除くことは殆んど困難である。

(4) 湯は直接火焰に接觸させないこと。ルツボは多孔質であるから、成るべく釉薬付きも用ふる。湯表面は不活性の滓例へばガラスの如きで覆ふが宜い。木炭粉は酸化損失は防止するが、不必要に CO ガスを發生して湯に吸収され易く、又雰囲気中の酸素を減少するから、水素の吸収を容易ならしめる。

(5) 急速熔解すること。(6) 過熱を避けること。(7) 脱ガス方法を行ふこと。

( R )

型砂に空氣分離機の使用 (Smith A. T. G., The Metal Industry, London, Vol. Liv. No. 21, May 26, 1939)

本論文は主に獨逸の鑄造工業に於て行はれた實例につき述べて居る。獨逸の研究者、Uhlitzsch 氏は、型砂の粒大を次の五つに分類した。(A) >0.3 mm (B) 0.2~0.3 mm (C) 0.1~0.2 mm (D) 0.06~0.1 mm (E) <0.06 mm

實際に於ては、(A) と (C) とが多いものであるが、此の程度のもものが成績はよい様である。(E) のものは種々困難な問題を惹起するものである。(D) も幾分その氣味がある。普通の型砂の 5~15% は大抵此の (D) と (E) とより成るものである。

扱て、古砂と新砂との配合の場合。もし、古砂の不必要な微粉を除くことが出来たならば、新砂を配合する量も少なくてすみ好都合である。

獨逸の數多の鑄造工場では、型砂の性質改善と粒大に就ての標準規定のために、Polysius 式空氣分離機を据付けて居る。此の機械によれば、他の機械では行ひ得ない程の精密な分別作業を行ふことが出来る。此の型のものは、調節が容易で、殊に、微粉が大體 35% 位までなら、非常に成績がよい。(S. O.)

## 6) 鐵及び鋼の加工

滲炭用鋼 (McMullan O. W., Transaction of the A. S. M. June 1938)

滲炭鋼は硬度高く耐摩耗性大にして同時に心部に靱性を要するものに使用され心部の靱性は炭素を低く 0.25% 以下にすれば容易に大に出来る。低炭素の鋼は切削性を良好ならしめる爲の焼鈍に費用を要せず特殊の形に極めて容易に冷間加工出来従て高炭素のものより滲炭鋼は遙かに安價になる。高合金鋼は初めの製造費及び加工費が高いのみならず焼入した場合滲炭層に過剰のオーステナイト及び塊

狀の炭化物を生じ滲炭速度も遅い滲炭鋼は炭素質剤と接觸加熱された場合は勿論炭素を吸収するがこの場合可成均一に吸収され充分焼が入る様高炭素になる事を必要とする。炭素は $\alpha$ 鐵には制限された範囲で少量しか溶解せぬから滲炭鋼は滲炭温度で $\gamma$ 鐵になる事を要する。數種の合金元素は何れも $\gamma$ 鐵の範囲を弧形状にするから鋼を加熱した場合 $\gamma$ 鐵になるを妨げフェライト又は $\alpha$ - $\delta$ 鋼を形成する。鈍鐵には1%以下のAl及び1~2%のV又は2%のSiを必要とする。これ以下では炭素の吸収速度を小ならしめ温度を高める。普通鋼に含有される他の元素があると上述の含有量を變化せしめる。Siは高炭素の場合黒鉛化を促進せしめる爲高珪素鋼は滲炭には不適當である $\gamma$ 鐵の生成を促進せしめる元素は必しも炭素の吸収度を増すと限らず例へばNi等は多少滲炭度を減少せしめるしCrやVは寧ろ一定時間に於ける滲炭深度を増加するのであるこれ等の合金元素は經濟的見地からしても最大量5~6%に限られSAE 2515鋼にはNi5% Kruppには約Ni4% Cr15%含有される。添加した合金元素に加へて酸化鐵やPの如き不純物は炭素の吸収度及び均一性に影響を及す。滲炭後に必要な事は滲炭部が焼入によつて充分硬化する事である。滲炭鋼材は變形を最小限にし耐摩耗性を最大限にする必要がある場所に用ひられる。従て油焼入によつて充分硬化しない炭素鋼は用ひられず合金鋼が利用される。合金鋼でも多少變形するもので出来れば滲炭箱から直接焼入されるか又は再加熱するのがよい。滲炭部に軟點をつくる様な異常鋼は如何なる目的にも不適當である。滲炭部の引張曲げ振り強度が大であり又破壊抵抗が大である爲には心部は炭素が高く強度が大なる事を要す殊に断面積の小なるものや薄肉のものに於ては然りで應力のかゝる部分や断面積の大きなもので焼入により一様な硬度を得ん爲には合金元素を是非必要とする。一方心部の炭素量は餘り高過ぎぬ様にする事が必要でさもないと心部の硬度が大きくなり過ぎて脆くなり滲炭鋼を用ひた根本的理由がなくなつてしまふ。靱性に著しき影響を及す他の要素は鋼の結晶粒丈で微粒鋼特に低温で處理した状態に於けるものは粗粒鋼より遙かに靱性大である滲炭鋼はたとへ他の性質を犠牲にしても切削性は良好にしなければならぬ。低合金鋼は焼鈍して切削性を良好ならしめ得る。平爐鋼やベッセマー鋼は切削性が優秀なる爲にscrewstockによく用ひられる。高合金鋼の滲炭したものは強度が極めて高くてよいが、切削困難な爲にspiral bevel gear teethやworm thread等には不適當である。高合金鋼の炭素量は焼鈍すれば充分切削出来る様になる様低くする必要がある。不純物の存在や他の缺陷は炭素の吸収度硬化能、強度靱性切削性等に大なる影響がある。硫化物や珪酸鹽は滲炭の際の炭素の吸収度均一性には大した影響はない。溶解した酸化鐵やPは滲炭層の性質に影響を及す。縞の大きく入つた悪質の鋼や磷ゴースト線を含む鋼は滲炭層の厚さが極めて不均一になる。斯かる鋼は滲炭の際に炭素の吸収が不均一で冷却の際の炭素の擴散も均一にゆかず焼入により軟點をつくる様になる。同じ縞の中でゴースト線がPの高い部分にあるか又は酸化鐵の多い部分にあるかは考慮せねばならぬ事である。この問題を研究する爲に0.1%のPを含んだベッセマー鋼を數種類採り滲炭したが炭素の飽和した滲炭層は16時間滲炭した隅の部分以外には出来なかつた。然るに他の種の鋼では満足し得る滲炭層を得た。アルミナや其他極く微細に分布した不溶解の不純物は炭素の吸収や擴散に間接的に影響を及す。斯く微細に分布した粒は滲炭温度で結晶粒の成長を阻止して微細な状態に保持し従て滲炭深度は普通淺くなる。軟點の部分は異常組織で酸化鐵が一様に分布されて

居る場合は全部がこの異常組織となる。この異常組織はフェライトに取圍まれた厚い切れた炭化物の境界が出て居り結晶粒の内部に多かれ少かれパーライト炭化物の集合がみられる。市販の悪質の鋼でも軟點以外の部分はよく滲炭される。合金鋼は注意して製造され硬化能が大である爲この異常組織は大して問題でない。荷重がかゝり纖維を横斷して破壊が起る場合は縞は靱性を増加するが結晶粒の流れに平行に割れが起る場合には非常に靱性を減少せしめる。過剰の縞状組織を有する鋼は若し熱間加工で結晶粒の流れを調節出来る場合は大なる應力のかゝる部分には用ひられない。大きな介在物は如何なる目的に對する滲炭鋼に於ても許されず工具鋼を傷つけ磨耗せしめる。介在物の大きなものは熔鋼の中に卷込まれた鋼滓や耐火物の破片で長い珪酸鹽の如きものである。然し一方介在物がある爲に切削容易のものが出来る事もある。硫化物は比較的軟く脆く容易に切削出来る従て時にはSを添加する事がある。平爐鋼のscrewstock SAE 1115や $\times 1315$ のMn鋼は滲炭に供せられる既述の如く硫化物は滲炭や焼入には別に害はないが強度、靱性疲労抵抗には多分影響があると思はれる。特に硫化物が結晶粒の流れに平行な場合に於て然りである。廣いフェライトの縞は切削性に對しては影響が逆で極く低炭素鋼の如き性質を有し縞以外の部分は高炭素となる。滲炭鋼の心部の炭素量が滲炭後變化せぬ事は硬化性變形強度靱性切削性其他の性質に對して重要な事である。静的強度は硬度に比例して増加し靱性或は衝撃抵抗は硬度の増加と共に減少しあまり強度が高いと滲炭の目的にそはなくなる。従て多くの場合滲炭鋼の炭素量は0.2~0.25%以上にならぬ様にする必要がある。焼入後心部に均一なソルバイト組織になる様な高炭素のものは焼入後不均一なフェライトとパーライトの混合組織を得る様な低炭素のものより遙かに靱性大である。炭素の最低量は大體製鋼過程切削性等から0.08~0.12%に限定される。仕上品の物理的性質は滲炭層と心部の性質の關係に従て決定されるものであるから製品の寸法大さ滲炭層の深さ内部應力等を考慮して最高の機械的性質を得られる様な炭素量を選択する必要がある。若し品物が小さいが滲炭層が比較的心部に比例して厚い時は曲げ振りの場合中軸よりの距離小で大なる應力がかゝらないからこの場合は出来るだけ炭素を下げて靱性を増す方がよい。若し滲炭層が薄いか品物が大なる時ケースの厚さの全體に對する割合が比較的少で心部の外側の方に大なる應力がかゝりこの場合は多少延性を犠牲にしても炭素を高めて大なる硬度と強度を與へねばならぬ。これ等の關係を第1圖に示した。圖には曲げ應力を應力Oの中軸からの距離に對して示した。断面1" 1/2" 1/4"で滲炭層の厚さ0.050"の3種の丸棒について示されてゐる。心部の強度を150,000  $psi$  滲炭層の強度を225,000  $psi$ と假定すれば最大應力は形状小なるに従ひ曲線A<sub>1</sub>B<sub>1</sub>C<sub>1</sub>A<sub>2</sub>B<sub>2</sub>C<sub>2</sub>A<sub>3</sub>B<sub>3</sub>C<sub>3</sub>によつて表される。この曲線の右側の應力に實際の場合は何れも失敗となる荷重は各形状に對しケースの外側のファイバーに200,000  $psi$ の應力がかゝるとする。内部の應力はOD<sub>1</sub>OD<sub>2</sub>OD<sub>3</sub>線に沿ふて存在する1"の大きさのものに對して大なる強度を有する心部の性質はB<sub>1</sub>がOD<sub>1</sub>線より左にある事によつて明かである。滲炭層の深さを増加すると強度が増加するが大型のものでは實際的には余り滲炭層が深過ぎる事が起る。1/2"大のものでは硬化性の變化、滲炭層の深さがOD<sub>2</sub>線の直上B<sub>2</sub>にある事からして心部の組成は尙重要な事である。小型のものでは心部の性質は強度には余り影響しないそれはB<sub>3</sub>に大なる應力がかゝらぬからである。OD<sub>1</sub>OD<sub>2</sub>OD<sub>3</sub>の理論的應力曲線の傾斜は大型のものでは心部の變化及び小型のものでは滲

炭層の深さが、全體の強度に及ぶ重要な要素である事を明にせしめるものである。

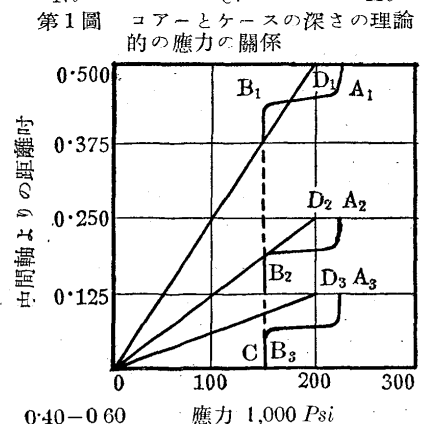
内部応力は小型のものではケースの部分弱めるから心部の強度もまさぬ従て心部の性質が最も重要といふ事になる。滲炭層の極く薄いものは心部の硬度が高い事を必要とする、さもないと滲炭部から心部へ向て割れが入る、この割れは主として滲炭層の直下の心部に起る疲労に原因するものである。滲炭層が極く薄くないと大なる荷重が集積して滲炭部の表面層で Brinelling action を起す原因となる。炭素量と硬化性は熱処理中に起る變形に關係する重要な要素の一つである。低炭素の心部は焼入によつて大して影響を受けず變形を少なくし、滲炭部に比して心部の容積が大の時は特に然りである。心部の炭素が低い時は輪形齒車の如く形の複雑なものでもダイスやプレスで容易に加工出来る。高炭素合金鋼に生じた大なる機械加工應力は滲炭中の應力の減少により變形に對してさして重要な要素でなくなる。製品の寸法形狀滲炭層の深さ處理法等については更に中炭素の鋼でもシアン化法其他の寸法で低温で薄く滲炭出来且つ低炭素鋼より仕上品の變形を少く出来るといふ事を考慮に入れぬばならぬ。切削性は炭素量に影響される。極低炭素鋼は切削性が、良好でなければ柔軟で仕上品が不良となる。高炭素高合金鋼は硬度高く焼鈍困難で工具の消耗費が増加する然し一般に切削性の良否のみが標準又は焼鈍による性質に及ぶ炭素量決定の唯一の條件ではない。焼鈍と切削費との關係は高合金鋼の炭素量の最大限度決定に重要な要素の一つである。結晶粒も切削性熱處理適應性焼入による

變形及び物理的性質に影響を及ぶ粗粒鋼は切削容易で深く迄焼が入る、焼が深く入る程焼入による變形度大である。若し靱性の大なるものを望むなら直接焼入又は心部の  $A_c_3$  點以下で一度低温再加熱するのは不適當である。二重處理は靱性を大にします特に滲炭部が粗いセメント組織を有する場合一度低温再加熱するのは脆い滲炭層が出来て荷重が一寸かゝると剥脱することがある。斯かる滲炭層は研磨によつても割れ易い。

微粒鋼は滲炭温度では粗粒とならぬ爲直接に焼入ても又は心部の結晶粒に影響しない温度で一度熱處理しても大なる靱性を與へる滲炭部も又粗粒鋼程容易に焼が入らず炭素鋼では異常組織を生じ易いものでは軟點が出来る。微粒鋼は切削が容易でないが結晶粒を粗大化する温度で焼準すると大抵切削性に於ける粗粒と微粒鋼の差異は除去出来る普通炭素鋼の微粒鋼と粗粒鋼の組織をしらべたが、セメントのまはりにフェライトが分離して居り微粒鋼の方は炭化物が不連続に並んで居り滲炭部の外層は炭化物が球状化せんとする傾向がみへる。この傾向は深く迄滲炭されたクロム鋼に於て特に著しい心部の結晶粒は普通は滲炭部の結晶粒とよく一致する多くの鋼は各々の有する結晶粒の粗大化温度が重要な要素の一つである。熔融槽中で、滲炭したものは滲炭部極く薄く炭素と同時に窒素も吸收され焼入した際極めて硬くなり且つ脆くなるこの處理法には二種類の鋼が用ひられる。低炭素鋼は極く小型のもので滲炭層が薄く硬く耐磨耗性があり大なる荷重のかゝらぬ様なものに用ひられる熔融槽はナットやボルト又は極く小型の齒車等の軟鋼の滲炭にも利用さ

第 1 表 SAE 滲炭鋼の化學成分

SAE No	C	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
1010	0.05-0.15	0.30-0.60	0.045 以下	0.055 以下			
1015	0.10-0.20	0.30-0.60	"	"			
×-1015	0.10-0.20	0.70-1.00	"	"			
1020	0.15-0.25	0.30-0.60	"	"			
×-1020	0.15-0.25	0.70-1.00	"	"			
1025	0.20-0.30	0.30-0.60	"	"			
1112	0.08-0.16	0.60-0.90	0.09-0.13	0.10-0.20			
1115	0.10-0.20	0.70-1.00	0.045 以下	0.075-0.15			
1120	0.15-0.25	0.60-0.90	"	"			
×-1314	0.10-0.20	1.00-1.30	"	"			
×-1315	0.10-0.20	1.30-1.60	"	"			
2015	0.10-0.20	0.30-0.60	0.040 以下	0.050 以下	0.40-0.60		
2115	0.10-0.20	"	"	"	1.25-1.75		
2315	0.10-0.20	"	"	"	3.25-3.75		
2320	0.15-0.25	"	"	"	3.25-3.75		
2515	0.10-0.20	"	"	"	4.75-5.25		
3115	0.10-0.20	"	"	"	1.00-1.50	0.45-0.75	
3120	0.15-0.25	"	"	"	1.60-1.50	0.45-0.75	
3215	0.10-0.20	"	"	"	1.50-2.00	0.90-1.25	
3220	0.15-0.25	"	"	"	1.50-2.00	"	
3312	0.17 以下	"	"	"	3.25-3.75	1.25-1.75	
3415	0.10-0.20	"	"	"	2.75-3.25	0.60-0.95	
4615	0.10-0.20	0.40-0.70	"	"	1.65-2.00		0.2-0.3
4620	0.15-0.25	0.40-0.70	"	"	1.65-2.00		"
4815	0.10-0.20	0.40-0.60	"	"	3.25-3.75		"
4820	0.15-0.25	0.40-0.60	"	"	3.25-3.75		"
5120	0.15-0.25	0.30-0.60	"	"		0.60-0.90	
6115	0.10-0.20	0.30-0.60	"	"		0.80-1.10	0.15-0.18
6120	0.15-0.25	0.30-0.60	"	"		0.80-1.10	"



平爐鋼は Si 0.15-0.30 電氣爐及酸性平爐鋼 Si 0.15

れる他の一種は中炭素鋼で心部迄硬化され滲炭部は非常に耐磨耗性大で極めて大なる荷重に耐へ得る。主なる用途は自動車の傳動齒車である。滲炭鋼の化學成分を炭素鋼及び合金鋼について第1表に示した。

ある種のものには必しも SAE の規格に一致して居らぬ。薄い滲炭に用ひられる中炭素鋼は炭素量の範圍が更に廣いからこゝには示さなかつた。小型のものは炭素鋼でも合金鋼と同様によく硬化され従て耐磨耗性も良好である事は既述した。然し心部は合金鋼よりは軟く且つ弱い合金鋼の第1の特徴は炭素鋼と同じ硬度で靱性が大なる點であり第2の特徴は臨界冷却速度小で硬化性大である第1の特徴により大型のものでも充分滲炭部を硬化出來同時に心部が硬く強く靱性大となる第2の特徴即ち臨界冷却速度小なる事は滲炭鋼では極めて重要な事で油の如き冷却速度の遅いものでも充分硬化出來る事になる油焼入の際の熱の分布状態は水焼入の如く著しくなく焼入による變形は餘り起らぬ焼入による變形は内部應力によるもので大なる應力の集積が切込齒車の齒等の部分に生じ鋼が弱くなり脆くなる。斯かる應力は油焼入の場合でも勿論存在するが可成り低い合金元素のこの外の利益としては變態温度が低い事である。この爲焼入温度が低くなり、酸化脱炭等が減少してくる。又ある合金元素は硬い炭化物をつくり高炭素の場合得られる大なる耐磨耗性を生ぜしめる又焼戻温度が高くても高い硬度を失はずこの點實際に應用性がある又特殊の場合には耐蝕性も増加する合金元素の量及び種類は勿論滲炭温度に影響を及す。筆者の試験では SAE 6115-3115 が最も滲炭速度大で次が炭素鋼、中  $Ni$ ,  $Ni-Mo$  高  $Ni-Cr$ ,  $Ni-MoNi$  鋼の順であつた。然し實際的にはこの差異は極く小である。實驗結果によると單一低温處理では強度小であり合金元素量多い時は二重處理すると強度及び靱性が高くなるが表面状態には影響しない。變形に對する性質も合金元素量によつて變化する。例へば滲炭した輪形齒車のあるものは焼入後收縮したが他の成分のものは膨脹する。この焼入後の變形度は形状寸法、滲炭深度、結晶粒、熱處理に影響される。高合金鋼で臨界冷却速度の小なるものは適當に熱處理すれば變形を小にする。高合金鋼で臨界冷却速度が小の方が冷却速度の小なる液へ焼入する方がよい。

$Mn$  鋼は粗粒鋼になり易く脆いが、この缺點は取鋼作業で微粒鋼に出来る  $Mn$  は變態點を降下せしめ焼入温度を低くし得る。これ等の鋼は中炭素を除く他の合金滲炭鋼と同様水焼入するが、 $Mn$  量が特に低いか断面が特に大きいものでなければ油焼入して歪が少くすることが出来る他の元素では得られぬ  $Mn$  の特徴は高硫黄の切削良好なる鋼に用ひた場合で高温加工の際の赤熱脆性を防止する爲に是非必要である。然しこの種の目的に必しも  $Mn$  の高い事のみが必要條件でなく  $Mn$  が低い方が高温加工性良好で切削性は炭素量が低い場合の方がよい。 $Ni$  は靱性と強度を増加する變態温度を低下し従て焼入温度低くスケールの出來方少く變形も小になる  $Ni$  は冷却の際にオーステナイトの残留量を増し、SAE 2515 の如く高  $Ni$  のものは焼入温度が高くても滲炭層の外層に多量のオーステナイトを残留せしめる。オーステナイトは粘性大で大なる荷重に對して強い。高  $Ni$  鋼ではオーステナイト量がますから高い硬度を得る事は困難である。この場合焼入温度を下げればこの困難が除去出来る若し高い焼入温度が必要ならばオーステナイトの量は滲炭部の最大炭素量を下げれば減少出来る。 $Ni$  鋼の滲炭部は低い焼戻温度で軟化する。滲炭部に最高硬度を與へるには焼戻温度は 275°F 或は  $Ni$  5% 以下の時はこれ以下なる事を要す。臨界温度及び物理的性質

に及ぶ影響は  $Ni$  の量と共に増加し例へば SAE 2015 鋼は炭素鋼と餘り變らぬ。 $Cr$  は滲炭鋼の心部の焼入強度及び硬度を増し極めて耐磨耗性大なるケースをつくる。普通これ等の鋼は粗粒で脆く焼入温度の影響が極めて鋭敏である。 $Mn$  鋼と同様これ等の缺點は結晶粒を微細化する元素を入れれば防ぎ得る。 $Cr$  鋼は滲炭鋼には餘り用ひられないが現在では製造費安く結晶粒大の調節も可能になつた爲滲炭用に  $Cr$  鋼を用ひる事もあながち不當と考へられなくなつた。滲炭用  $Cr$  鋼の内最もよく用ひられるものは中炭素のもので自動車の傳動齒車の如く滲炭部の薄いものである。 $Ni$  と  $Cr$  を同時に滲炭鋼に加へると兩方の特徴が現れて極めてよい結果が生れる。心部の硬化性及び強度を大ならしめ  $Ni, Cr$  の多いものは断面の大きな大なる應力のかゝる部分に適する。合金元素が多くなると切削性は困難になる。 $Ni-Mo$  鋼も良好なる性質を示し  $Mo$  は炭化物を形成し易く耐磨耗性を與へる高炭素の滲炭部及び直接焼入たものはオーステナイトを可成り含み然も硬度大のものが容易に得られ變形も小である。 $Mo$  は焼入た滲炭部の軟化する温度を上昇せしめる。この爲高温で使用するものに適する。 $Cr-V$  は兩者共存する場合有用なる性質を與へ  $V$  は結晶粒を微細化し  $Cr$  鋼の脆性を防ぎ  $V$  による小なる硬化性を  $Cr$  によつて補ふ。 $V$  は臨界温度を上昇し酸化、脱炭、變形を増加せしめる。一方これ等の鋼はシアン化物の中で再加熱しスケールを除き脱炭を防ぐに適し同時に他の種の鋼はシアン化物の中から焼入ると軟い表面層が出来るがこの  $Cr-V$  鋼は決して出来ない。低炭素の  $Cr-Mo$  鋼は以前は滲炭用には用ひられず  $Cr-Mo$  鋼でつくつた滲炭層は脆くて使用出來ぬと云はれて居たがこれは結晶粒が粗大であつた爲で現在の製鋼技術ではこの缺點は防ぎ得るのである。この外の合金元素も適當に結合させてよいものがあるが尙研究の餘地がある。(K)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

$Ni-Fe-Al$  永久磁石合金 (Water Betteridge, Iron & Steel Ind. May, 10, 1939.)

20 年前迄は永久磁石として利用し得る最も良い物は  $Cr-W$  鋼であつたが、1917 年本多氏と高木氏により  $Co$  鋼が優れた性質を持つてゐる事が發表された。此の鋼は主に高價な爲數年間餘り發達しなかつたが最近可なり一般に使用されるに至つた。(Co 含量 9,15,35% を基本とす) 1932 年三島氏が  $Co$  鋼より優れた而も比較的安い  $Ni-Al-Fe$  合金の特許を得た。この合金の特性な初期の鋼より大なる保磁力(約 500 oersted)を有することである。種々の  $Ni-Fe-Al$  合金が呈出されたが兎も角英國で一般に使用されてゐるのは唯  $Co$  を加へたものだけである。

實驗的理論的見地からこの合金の特性に關する種々の報告が出てゐるが現にこの論文も Joseph Lucas 研究所の 1933~1936 の間に行はれた仕事を含む研究論文である。

元の三島氏の特許は廣範圍なもので  $Fe, Ni, Al$  其他主に粒子を微細にする目的に加へる他の數種の金屬を含むものである。典型的 3 元合金は  $Fe-63\%$ ,  $Ni-28\%$ ,  $Al-12\%$  の組成を有するもので残留磁氣 10,000 gauss 而も保磁力は 700 oersted に迄上るといはれてゐる。磁性體の正確な測定によれば普通最大残留磁氣 7,000 gauss 内外であることを示してゐる。然れどもこの合金は今迄の磁性體より可なりの改良を示してゐる。

總ての研究者の論文は一致してこの合金の機械的性質の貧弱さ、硬くて脆いこと (Rockwell 硬度 C 45~50), 研磨以外は加工出來

ないことを述べてゐる。鍛造は不可能で鍛錬すれば金属は別々に個々の粒に分かれる事になる。金属断面は粗い粒状構造を示してゐる。粗さは大部分鑄込む時の温度に依る。又主に金型で鑄造したものの澤山の試験は冷却の割合が磁性に非常な影響があるといふ點で他の研究者の結果と一致してゐる。又 Ni 含量 23~29%, Al 含量 8~17% の最も適當した組成範囲で研究する様になつてゐる。

合金の性質の研究は 3 つの題目に分かたれる。

(1) 臨界焼入温度の (即ち焼入する前に磁石を熱する必要温度) 決定。

(2) 焼入の際の最適冷却率の決定。(3) 焼戻効果の研究と最大磁性の決定。

合金の準備—此の合金の熔融は起電用發電器と火花間隙により作用される Ajax-Northrup 型の 20-w 高周波爐で行ふ。シリマナイト坩堝が用ひられそこで酸化を防ぐ何等の特別な準備無く空中で熔融される。成分金属はアームコ鐵, 工業上純粹な Al, モンド Ni 球が用ひられる。合金は 1,500~1,600°C に於て約 44×337×18 mm の直六面體の砂型で鑄造される。この大きさは試験片の基本として採用されてゐる。

此等を化學的に分析し加へた組成と比較すると一般に Fe の代りに Al が 0.3~0.5% 増加し, Ni は始めと殆んど變らない。更に SiO<sub>2</sub> の量が 0.06~0.23% 見出さる。

磁氣の測定。—磁性は磁氣試験装置で決められる。この幅で試験される磁石は、鐵の圓板からなる電機子が廻轉する小發電機に磁場を供給する、而も逆方向の磁場が磁石を取巻くコイルにより加へられる。磁化の方向は常に試料の多い方に起る。3,000~4,000 oersted の磁場が普通用ひられ、之以上のものは測定値に何等の改良を認めない。

かくして残留磁氣, 保磁力, BH<sub>max</sub> 即ち磁束密度と減磁方向の磁場との積の最大を決める。Erershel 氏に依れば BH<sub>max</sub> は磁石の有効エネルギーの測定になり、優れた磁石系列を選ぶ際の重要な値になると。此の際の蓋然誤差は保磁力測定に 1%, 残留磁氣と BH<sub>max</sub> の値に 2% づつある。又機械は 4πI 即ちそれ自身の強磁性による磁石の磁束を測るのであつて全磁束 B を測るものではないが測定値は全磁束に相當する様に替へられる。之は初期の鋼磁石では 4πI と B の差が B に比し比較的小であつたが、近來の大きい保磁力を、有する合金ではこの差が重要視されるに至つた。

臨界焼入温度—合金の臨界焼入温度は各試験片を 75°C の水中で 50°C の間隔で冷却するとき得られる。焼入した試験片の磁性を測ると焼入温度の中どれが臨界温度の上或は下であるかといふ事がわかる。

即ち臨界温度より高温から焼入したものは磁性は可なり一定で残留磁氣は特に一定である。然し低温より焼入したものは不規則で更に貧弱である。固相系の型で温度を畫けば第 1 圖の如くなる。顯微鏡試験によれば界を越えると甚しい變化が構造に起る、即ち臨界温度以上から焼入したものは總の場合に一樣な固溶體となるが低温から焼入したものは重合組織が見られる。後に述べる如く重合組織は 1,200°C 程度の臨界温度を有つ合金では容易に 2 相に分解するが、曲線の水平位置なる約 1,000°C 附近に臨界温度を有する合金は明らかにはなれない。

最適冷却率。—最適冷却率を各合金に於て決定するには一系の試験片を臨界温度以上から 5°C づつ違ふ焼入浴で焼入することにより行はれる。第 2 圖は之が基本合金の磁性に對する影響を示したも

のである。水温の上昇は即ち冷却率の減小は残留磁氣を減ずるが保磁力を増し従て Br×Hc に密接な關係がある BH<sub>max</sub> の値をその合金の最適水温で得られる極大に迄増す。

上述の方法で決定した最適冷却率を固體の形に於ける組織に對して圖示する。個人誤差は可なり大きいが第 2 圖で示されてゐる如く BH<sub>max</sub> の實測極大値は明瞭には定まらないが可なり正確に總ての觀測値を含んだ滑かな曲面を作ることが可能である。この曲面の定 Ni 含量の面に平行な垂直断面は第 3 圖で表はれる。之等により合金の最適冷却率を決定する主な因子は Al 含量である。即ち澤山 Al を含む合金はもつと徐々に冷却さるべきである。Ni 含有率は僅かの影響で Ni 含量の多いものは稍速い冷却率を必要とする。

焼戻効果と最大磁性の決定。—最適冷却率の決定に使用した試験片を最適温 650°C で焼戻する。焼戻した後爐より取り出し常温で冷却す。

この方法では磁性の變化は焼戻繼續時間により定まる。焼戻は BH<sub>max</sub> の値がその極大を越える迄續けられる。最適冷却率で焼入した試験片の典型的焼戻曲線を示せば第 4 圖の如し。残留磁氣は 10% 程増加してやがて一定になる。然し保磁力は少し彎曲した後徐々に焼戻時間の増加と共に減少する。それ故 BH<sub>max</sub> の値は極大に昇り再び降り始める。極大は普通 3~4 時間で達す。焼戻する事はどの場合でも合金の最適冷却率を變へない、即ち焼戻した後最も良い磁石系は常に焼入した後最も良い磁性を持つてゐたものである。然し最適冷却率より速い率で焼入したものでは磁性を大いに改良する、即ち保磁力は再び降下する前に良くなるのである。

以上の結果残留磁氣は合金の Al 含量には大して依るのではなく主に Ni 含量により支配される。即ち Ni 含量が減少すれば残留磁氣は増すのである。之に反して保磁力は非常に Al 含量に影響し 13% の時極大に達する。又 Ni 含量も同様に保磁力に影響を與へるが残留磁氣の場合とは逆に含量を増せば保磁力を増すのである。故に BH<sub>max</sub> を變化させるがその極大は Fe-60.4%, Ni-26.7%, Al-12.9% の組成を有する合金で得られる。此の金属の磁性は 1100°C から 28°C/sec. の率で 1,000°C で焼入した後 650°C で 4 時間焼戻すると、

残留磁氣……6,900 lines per sq. cm. 保磁力……518 oersted

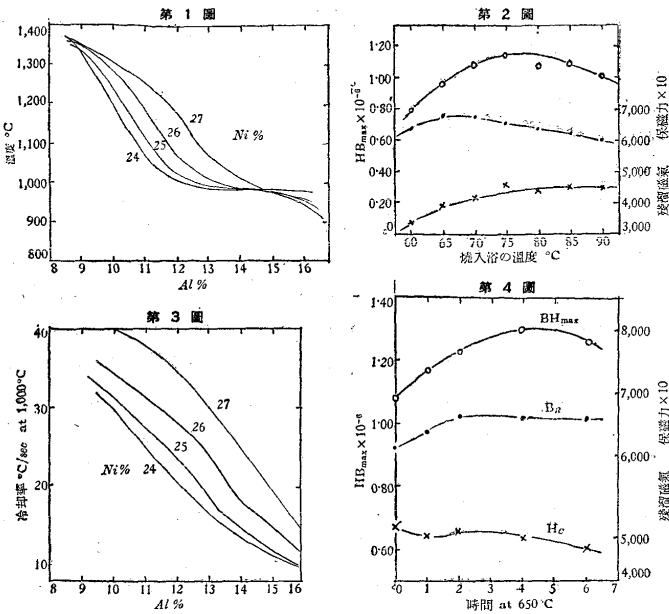
BH<sub>max</sub>………1.35×10<sup>6</sup>.

保磁力の大きい原因—理論上から此等の合金の性質を考へるならば先づ第一の問題は例外的に大きい保磁力を如何に説明するかである。満足な完全な理論は無いが多くの場合強磁性體の結晶格子が他の第 2 相の析出により歪む事に關連してゐる事は確實である。Werestschiagin, Kurdjumov 兩氏は重格子の存在を見出し次の如く述べてゐる。保磁力は過飽和固溶體から飛び出た粒子の存在に原因するのでは無く、γ 相を分離する前に固溶體中で起る反應により支配されると、Burgers & Snock 兩氏は總ての場合に Fe-Al 型の重格子が存在し高温に熱し保磁力を破壊するときのみ γ 相の存在を見出す事が出来たと報告してゐる。兩氏は又最大保磁力の状態では γ 相の分離は唯初期にしか起らない事を結論してゐる。

Bradley & Taylor 兩氏は永久磁石として用ひる合金は平衡の時 Köster の圖の α, γ の面積の代りに 2 つの α 相 (兩氏は 3 相といふが) から出来てゐる面積にある様な 3 元合金の變た組成圖を暗に示してゐる。

この 2 相は格子の大きさが 3% づつ違つてゐるが兩方共強磁性體である。兩氏に依れば最高保磁力のもとでは第 2 α 相が丁度析出





第1圖 Fe-Ni-Al 合金の臨界焼入温度  
 第2圖 焼入浴の磁性への影響  
 Fe 62.8, Ni 24.5, Al 12.7, SiO<sub>2</sub> 0.08%  
 第3圖 Fe-Ni-Al 合金の最適冷却率  
 第4圖 焼戻曲線 (1,100°C で 75°C の水に焼戻したもの)  
 組成: Fe 61.4, Ni 26.4, Al 12.5, SiO<sub>2</sub> 0.11%

始める、然し金属の結合の爲中心原子は元の格子の様に同距離に停まらされる。その結果非常な歪を残すことになる。唯不均一歪のみが原子間距離を不規則にし廻折に影響するので此の歪は X 線廻折圖形では見出されない。Jellinghaus 氏の Co-Pt 合金の非常に高い保磁力は規則正しい原子状態によるといふ見地から見ると、合金に於ける重格子の発見は大變興味のあるものである。結晶内應力は重格子構造と共に有力な原因ではあり得るが、此等の合金の高保磁力の原因に付いての問題は未だに完全に解決されない事は明らかである。

(S. O.)

熔鋼の水素処理に依る白點の生成及び其の防止に要する冷却時間 (Cramer R. E. and Bast E. C., Trans. of A. S. for Metals, June, 1939. p. 433~445)

実験の目的は断面 3.8×7.6 cm の條鋼に於て白點を防止する爲に要する徐冷の条件を決定するにあつた。試料鋼は C 0.66~0.77%, Mn 0.63~0.87% の平爐鋼で 6 本の熔解より湯を採り、1 鋼塊より 3 本の條鋼を壓延し 1 本の條鋼から 14 本の試料を採た。試料は 90 ケ作て実験した。

試料の半数は白點の存在を確實ならしめる爲に水素処理をした。水素処理の方法は高さ 228.6 cm の上注ぎ型 5 t 鑄型に注湯する際鑄型の底部までとく管をさし込み、1.05~2.11 kg/cm<sup>2</sup> の壓で水素を吹き込み注湯が終つたら管を抜き出す。注湯の時間は 2~4 分で用ひられた水素量は注湯の時間と共に増加するが大約 1~2 m<sup>3</sup> である。白點を見定めるには各試料を縦方向に 15.24 cm の長さの 3 切片に切り 50% 熱鹽酸で 1 時間マクロエツチする。

1 本の條鋼からの 14 本の試料の中、條鋼の兩端からの 2 本は、1 本床上冷却、他の 1 本は支持臺上冷却をする。残りの 12 本は 4 本づつ 3 組に分ち 482°C までは全部一様に床上冷却し、其の温度から絶縁物として rock wool を充填せる冷却箱を用ひて 12 本共異なる冷却を行はせる。其の適例を下圖に示す。(圖省略)

上の圖は 2 m<sup>3</sup> の水素で処理せる鋼塊からの試料の冷却曲線で、

曲線の横にある数字は其の冷却曲線の試料の白點の数を示す。但し L は縦白點, T は横白點, 更に實驗結果の一部を下に示す。

(1) 水素処理せざるもの

試料番號			白點の數		冷却時間 482°C~93°C 間分
鋼番	塊號	條鋼よりの切斷番號	L-flake	T-flake	
6	0	0	10	—	62
6	1	1	2	—	118
6	2	2	0	0	276
6	3	3	0	0	326
6	4	4	0	0	570
1	0	0	25	1	53
1	1	1	21	4	73
1	2	2	4	0	108
1	3	3	0	0	200
1	4	4	0	0	347

(2) 水素処理をせるもの

試料番號			白點の數		冷却時間 482°C~93°C 間分
鋼番	塊號	條鋼よりの切斷番號	L-flake	T-flake	
2	0	0	167	33	59
2	1	1	100	14	127
2	2	2	63	4	236
2	3	3	9	0	398
2	4	4	0	0	551
3	0	0	18	94	73
3	1	1	10	40	119
3	2	2	4	2	208
3	3	3	0	0	371
3	4	4	0	0	605

以上の如き實驗の結果として論者は次の如き結論を下してゐる。

- (1) 現在までの種々の文獻及び本實驗の結果より判斷して水素は鋼の白點の成因に重要な役割をしてゐる。
- (2) 鋼中の水素の存在及び其の白點生成の機構に就いては前論文 (R. E. Cramer, Trans. of A. S. for M, Sept, 1937 p. 923~933) に述べたが本實驗の結果も前説に反しなかつた。
- (3) 白點を防止する爲、482°C~93°C 間を徐冷するに要する時間は、本實驗に使用せる條鋼の寸法、化學成分に於ては、200 分~551 分である。此の時間の差は鋼の性質が白點を生じ易いか否かに依る。此の徐冷に要する時間は他の寸法及び他の化學成分の條鋼には必ずしも適用出来ない。
- (4) 上述の條鋼の大部分は 150°C 以下で白點を生じた。併し 1 回だけは其以上の温度で生じた。白點を生成する温度は白點生成に對する鋼の傾向に依て變化するらしい。

(谷口)

固態鐵中の酸素の溶解並びに擴散 (Arthur B. Wilder Heat Treat and Forging 25 (1939), 273)

低炭素鐵中の酸素定量装置の改良に就いて述べ殆んど純粹の鐵中の酸素の固溶性を 1,300°C 迄の色々な温度で測て見た。地鐵中の酸素の溶解度は温度が上るにつれて増し 0.07% の酸素に於て極大となる。γ-鐵中への溶解度は 975°C で 0.08%, 1,075°C で 0.025%, 1,300°C で 0.35% であつた。之等の數値から見ると 1,020°C の邊で何か反應が起てゐる様である。500°C で ingot iron 中の擴散性酸素の量を Ledebur 法で定量した結果、1,100°C に於て得た値と變らぬ位大きな値を示した。然し乍ら 500°C で酸素を除くに、要する時間は後者より長く、空試験の補正は要しない。

300°C でも亦酸素は發生した。擴散性酸素の極大量は 800°C 乃至 1,100°C で 1 時間で得られた。800°C 及 1,100°C では、鐵が存



在する場合 Silica が酸素を放つので之等の温度では空試験の補正が必要であつた。純鐵中への酸素の擴散、工業用鐵から擴散に依り酸素を除去する事等につき論じた。

(T. I.)

**Fe-Ni 系平衡状態圖** (Owen E. A. and Sully A. H., Philosophical magazine and Journal of Science, Vol. 27, No.184, May 1939, p. 614-636.)

Fe-Ni 系合金平衡に就ては、これまで色々の實驗が試みられたが、未だ割合低温部の變態點が分明して居ない。これは充分に平衡状態に達したる合金を作ることが困難なるによる。

著者の行へる實驗では、此の變態點決定に、X線法を用ひた。試料合金は鑪かけを行つて粉末として實驗に供した、此の際、各粒子は、鑪かけの爲に生ずる歪を有して居る。この爲め變態點に於ける試料の結晶格子の變化が促進され、平衡状態に達する時間が短縮される傾向がある。粉末とするのも、速く平衡状態に達せしめん爲である。

此の合金が低温で平衡状態に達し難いのは主に、Fe と Ni の相互に溶け込む速さが非常に小さいことに寄因するのである。

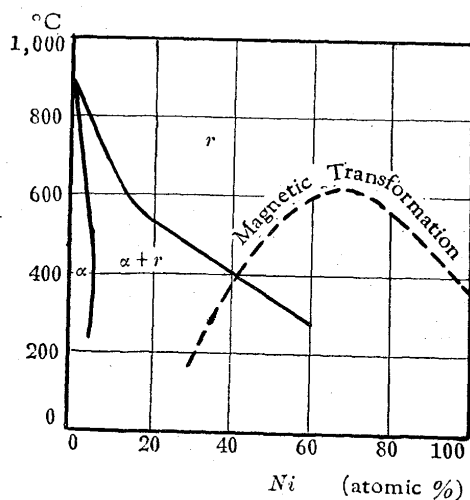
試料合金は 60 atm% Ni 迄のものに就て行た。注意深く熱處理しその影響を検した。之には真空中で 800°C 迄の高温度に熱したものに就て X 線寫眞を撮た。カメラは、精密寫眞用焦點カメラと纖維カメラの 2 種を用ひた。特に高温に於て撮影出来るやう作製せるものである。

試料の熱處理には、焼鈍用、焼入用に分けて數ケの電氣爐を用ひ、電流は直流にした、短時間中特に定温を保つことが要求される場合には電源に大容量の電池を用ひた。

試料鑄塊は粉末にする前に、一度、一定の熱處理を行ふ。粉末としてから更に熱處理を施す、總て熱處理は、酸化を防ぐ爲に真空中で行ふものとする。

圖は、此の實驗の結果を示すものである。此の平衡状態圖は次の點に於て、今迄の狀態圖と異なる。

(1) Fe 中に Ni の溶け込む量は、40°C に於て極大を示しそれより低温になるに従ひ溶解量減少する。



(2) 500°C 以下の  $\alpha$  境界線の傾斜は、これまでの平衡状態圖のものよりも緩かである。

扱て、300~500°C 間で Fe 中に Ni の溶け込む量の變化は、僅か 2% (at m%) 前後である。

が、同じ温度範囲で、Ni 中への Fe の溶解量は、30%(atm%) 位にもなる。此の邊の温度では、 $\alpha$  相の結晶格子の温度による變化は少ないが、 $\gamma$  相の結晶格子は温度により非常に變化する。この如き低温部に於ては、Fe, Ni の相互溶解は非常に遅い故に、冷却に際しては特に長時間を要する。

$\alpha \rightarrow \gamma$  變態は  $\gamma \rightarrow \alpha$  變態よりも起り易い事は前から言はれて居た

が、これまでの平衡状態圖で、説明するのは困難である。著者の實驗結果より次の説明を試みた。 $\alpha$  相の限界は 0~6 atm% Ni である。この範圍の合金では、300~500°C 位の温度では、Ni の Fe への溶解度は殆んど一定である。500°C 以上になると段々 Ni が析出され、之が  $\gamma$  相の中にすぐ溶け込んで了ふ。反對に冷却の場合になると様子は變る、狀態圖で分る如く、平衡状態に達せしめる爲には、冷却速度を極く小さくせねばならない。此の爲に、 $\alpha \rightarrow \gamma$  變態は  $\gamma \rightarrow \alpha$  變態よりも起り易いのである。

又 Marsh 氏は、「Fe-Ni 合金は 500°C 以下にては、その原子溶解度は、零か或は無視し得べ程度に小なので、平衡状態は殆んど得られるものではない」と言つて居る。然し著者の實驗では、粉末試料を用ひた結果、500°C 以下の温度で焼鈍したときでも、Fe, Ni の相互溶解が認められた。

此の原子移動は幾分格子の歪みによるもので、從て内部應力といふものが問題になる。鑪かけを行つて作れる粉末は格子が歪み易い。とにかく、格子の歪みが機械的に出來たにしろ、或は焼入れにより出來たにしろ、次に行ふ熱處理の結晶格子に及ぼす効果は歪みのない場合よりも大になつて來る。それで Marsh 氏の言は、格子の歪みの存在する場合は別になつて來る。

扱て、前記狀態圖には、磁氣變態曲線も掲げて置いた。 $\gamma$  境界線と、42, atm% Ni の所で交叉し、( $\alpha + \gamma$ ) 相の中に入居る。本實驗に供せし試料につきては、磁性的の試驗は行はなかつた。

(S. O.)

**金屬鈹の片側よりその厚さを測定する方法** (Warren A. G., The Journal of Institution of Electrical Engineering, Vol. 84, No. 505 January, 1939.)

金屬鈹の片側のみで、その厚さを測定する方法は、過去に於て、その材料の電氣傳導度とか、或は、炭素鋼の如き場合は、その導磁率を用ひて試みられた。電氣的試驗法は、材料が純粹で、化學組成、物理的狀態の一定なる場合では完全に信頼すべき値が出るが、磁氣的試驗法の方は多分の不確實性を避け得ない。多くの場合、電氣傳導度とか、導磁率を用ふる試験法では充分確實な物理的性質を知ることが出來ない、このことは炭素鋼の場合に著しい、加工とか熱處理に依り、電氣傳導度と導磁率とは變化する(その變化の度合は 3:1 の比で行はれる)

著者が本論文で述べて居る方法は、電氣傳導度法ではあるが、これまでの様に、材料の比電傳導度の知識を根底とせるものではない、即ち、實際の測定には、電氣傳導度を用ふるのであるが、その値は除外される。本質的に言へば、純粹の幾何學的方法によるもので、材料物質の物理的性質等に依るものではない。

此の方法は殊に腐蝕の問題に廣く應用されてよい、船體の外鈹ボイラーの壁鈹、ガス管等の腐蝕による鈹の厚さの變化を検し、その腐蝕の進行状態を見ることが出来る。局部的の腐蝕孔なども容易に調べることが出来る。

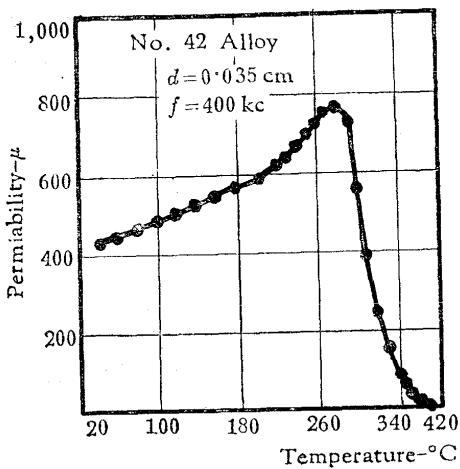
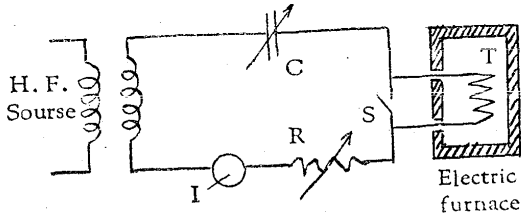
(S. O.)

**高周波電氣抵抗を用ひて Curie Point を測定すること** (J. M. Brayant and J. S. Webb. The Review of Scientific Instruments. Vol. 10, No. 2, Feb. 1939)

被試驗體が電氣の導體の形で得られる場合、即ち、線か或は長い帶鈹の如き場合に此の方法を用ひて有利な場合が多い、特殊の爐を要することもなく、或る條件の下で、Curie Point の近邊の導磁率の變化をよく觀察することが出来る。又極く細い短い金屬線等に對して磁性的の極く僅かの變化を測定することなどは、他の方法で

は、困難であるが此の方法によれば可能となる。缺點は、磁束密度を、他の方法程良く測定することが不可能なことである。

此の方法は、磁性電導體の高周波電氣抵抗はその導磁率の函数であることに、原理を置くものである。



尚ほ、配線法など上圖に示す。

測定方法は試料の温度の變化と共に抵抗 R を加減して、電流 I を一定に保つやうにすればよい、その時の R を求めるのである。

次の圖は、此の方法を用ひて測定したものの一例である。

此の測定に於て著者は、石綿の薄板に磁性物質の被試験體を充分間隔を置いて數回、巻きつけ、400 Kilocycles/sec. にて行ひしところ、非常によい結果を得たと報告して居る。(S. O.)

**ダイヤモンド硬度數と荷重の関係** (Fisher A., Machinery, Vol. 53, Feb. '33, 1939)

ダイヤモンド硬度測定に於て荷重の大きさに依て、同一材料でも硬度數が異なり、而も荷重を増加すれば硬度數を増すものと、反對に減少するものがあることを指摘してゐる。例へば高 Ni·Cr 耐蝕鋼を測定した結果によると第 1 表の如く荷重 1 kg の場合の硬度數に比して、荷重 100 kg のものは約 30% 減少してゐる。

第 1 表

荷重 kg	1	5	10	20	40	60	80	100
ダイヤモンド硬度	234	188	176	166	158	154	151	150

此の現象を假りに加工軟化と言へば、加工軟化する材料は可成り多い。粒狀組織を示す炭素鋼は相當加工軟化する。一般に 720°C で、冷間加工せる炭素鋼を約 2 時間焼鈍すれば荷重 1~100 kg の範圍で硬度數が約 10% 減少する。同じ温度で 2 時間以上加熱すれば約 30% の相違を生ずる。軟鋼は此の加工軟化を明瞭に表はす材料で、硬度數 60~70 の範圍で 10% 位の變化はよく表はれるものである。

然るに高 Ni·Cr 耐蝕鋼でも、第 2 表に示す如く加工硬化を示す

ものもある。

第 2 表

荷重 kg	1	5	10	20	40	60	80	100	120
ダイヤモンド硬度	280	299	304	310	312	310	308	308	357

又ダイヤモンド硬度試験で所謂加工軟化する粒狀組織炭素鋼を(成分 0.37% C, 0.60% Mn) 800°C で油焼入すると第 3 表の如く荷重と共に硬度數を増す。

第 3 表

荷重 kg	.1	5	10	20	40	60	80	100
ダイヤモンド硬度	532	570	585	588	592	590	590	590

前記の 3 表より全く幾何學的相似の impression を與へても荷重を指定せねばダイヤモンド硬度數は正しくないと言へる。種々の材料に就て 2 種の荷重による硬度數、例へば 5 kg のときと 100 kg のときを比較すればその硬化或は軟化性を知り得る。勿論材質が解つて居る場合には 100 kg 荷重の硬度で可成り正確な數値を知り得るものである。然し炭素鋼では含有炭素量と組織によつてその傾向が異なる。例へば粒狀セメントイトが細くなる程加工軟化の傾向は減少する。層狀パーライトは大抵の場合加工硬化し、その程度はパーライトのピッチに關係する。又標準組織の 0.37% 炭素鋼は僅かに加工硬化すること第 4 表の如くである。

第 4 表

荷重	1	5	10	20	40	60	80	100	120
ダイヤモンド硬度	150	150	153	153	153	154	154	156	155

然るに 0.8% 炭素鋼では標準組織のものでも加工硬化著しく、且つ冷却速度によつてその程度が異なる。即ち毎分 1°C の割合で冷却せるものは荷重 1 kg の時 201 であるが 120 kg では 228 となり、毎分 70°C の冷却速度を與へると 1 kg で 283 が 120 kg で 307 に増加する。同じ 0.8% 炭素鋼でも完全な粒狀組織を得たものは硬度が 180 から 166 に落ちる。極く表面にある歪の影響を去る爲に荷重の最低値を 1 kg 以上にすべきであるといふ人もあるが、然し此の影響は極めて少い。これを要するにダイヤモンドピラミッド硬度測定に當ても、ブリネル硬度と同じく荷重を添記せねばならないのである。(I. K.)

**酸化膜の干渉色で鋼の 化速度決定** (Dunlap J. McAdam Jr., and Glenn W. Geil J. Research NBS 23, 63 (1939) RP 1221)

干渉色に依て鋼の酸化膜の厚さの温度並びに時間に依る變化を研究した。酸化速度は絶対温度の高次の冪の函数となる。若し短い範圍に於て一定温度に於ける酸化時間が膜の厚さの冪の函数となるとすれば冪指數は薄膜に於ては 100 乃至 100 以上の値を取るが膜が厚くなるに従て約 2 に減少する。酸化時間を一定にすると膜の厚さは絶対温度と共に急速に増加する。若し短い範圍に於て膜の厚さが絶対温度の或る冪の函数となるとすれば冪指數は膜の厚さが増すにつれて 1 から 20 乃至 25 に増加する。斯くの如く温度の加速的影響は膜の厚さの増加に依る減速的影響より優勢である。種々の鋼の酸化に對する抵抗性に就いて比較し、合金元素の影響に就いても論じた。(T. I.)

**8) 非鐵金屬及び合金**

Duralmin 製造の發達 (Sachs G. Dr., The Metal Industry, London, March 3 and 10, 1939.)

本論文にては著者は Duralmin 製造の際に遭遇する種々の問題に就き論じ、更に、最近此等の問題の解決に貢献せる種々の設備等につき、その概略を述べて居る。

各國に於て使用されてゐる Duralmin は各々その成分に少しづつの差があるが、機械的性質に於ては事實上、大した差はない、強度と硬度に於て普通の Duralmin より少しく高いものは伸びが下る、Mg を増加させると丁度此の現象が明らかに現はれる。Cu は 2.5~3% 迄下げても殆んど影響は見られない、此の Cu を下げた合金は筆者の考へによれば、常温時効が普通の Duralmin よりも遅く従て、よく比の効果を調節することが出来る。更に伸びも普通のものより良く、殊に其の断面が大なる時など、普通の Cu の多く含有するものは、偏析現象を起し易く、局部脆性を示すが、此のものは、之が少いのて優秀である。

米國では鍛造用として 4.5% Cu, 0.8% Mn, 0.8% Si のものが廣く用ひられる。此の合金は、常温時効は行はない、或る程度高温に置かねば時効はない。強力鍛造用合金として、0.35% 程度の Sn を含めるもの (Mg はあつてもなくてもよし) も秀れて居る。

英國では、Ni を含有するもの、即ち、Y 合金或は Hiduminium 合金が現はれて用ひられて居る。

次に Al 合金の熔解法に就きて述べる。Al 合金の酸化物介在は、大體不純金屬や、屑金を使用したり或は熔解法、鑄造法が悪かつた場合に多い、又しめつた Al 或燃料を用ひると、その蒸氣の爲め、ガス、ホールが出来易い、Duralmin 中の微細な酸化物は、Mg や Mg-Al, Mn-Al の中間合金について来るものである。故に、中間合金は適当なフラックスで蔽て熔解すべきで、尙ほ、鑄造前は充分に湯を沸らせ、それから鎮静させるがよい。スクラップは熔湯に入れる前に精製過程を経るを要する。一般に用ひられて居る豫熱法を行へば、水蒸氣は除けるが、酸化物は除けない、回轉式のガス或は油燃焼爐にフラックスを用ひてやれば、非常に有効で、どんな Al 合金屑の精製にも都合よい。抵抗型電氣爐は Al 合金の熔解には理想的のものと考えられて居るが、殊に夏期など、大氣中の水蒸氣が入り、ガス、ホールを作り易い、CO<sub>2</sub> ガスを用ふれば之を防ぐことが出来る。乾燥したコーク、ガスを用ふれば、割合に含有ガスの少ないものが得られる、又僅か、還元性のガス中でフラックスを用ひてやれば、酸化は完全に防ぐことが出来る。充分に注意して行へば、Mg の燃焼も殆んど無視してよい位になる。Al その他の金屬の實際の融解は、フラックスの面の下で行はせねばならない。

扱て、Al とその合金の鑄造法の要諦は、取鍋から型に至るまでの間、空氣に觸れて生じた Al 酸化物の外殻の中を通して、湯を切らさぬやうにして注ぐにある。そこで、取鍋の口と、型の湯の面との距離を最小にする要がある。この爲めには、傾注式 Book type の型がよく用ひられる。之でうまくやれば、酸化物を非常に少なくすることが出来る。然し、如何なる方法に依るも、收縮パイプは非常に大きい故、相當時間、湯を補給してやらねばならない。故に、或る量の金屬の固まるのが非常に遅くなる。この段階に於て、Duralmin は Al 分の多い成分と、Cu-Mn-Fe-Si の多い成分とに分れる。此の後者は、505°C 位になると凝固する。それで最後の凝固の段階に於て、鑄塊の各所に於ける收縮パイプなどでその真空作用により、吸収せられて、その部に於て、凝固する、かくして生ずる Cu 含量多き偏析部は非常に害を及ぼす、然しこの偏析 Cu は、多く、加工すると崩壊して、Al 基地に溶け込み、全く悪影響なきに至る。然し又、この偏析部に於て非常に脆くなつてしまつたものは

如何ともし難い、非常な危険を招來する。

極く僅かの過熱により豫想以上の危険を齎すことがあり、又、變形作業や熱處理中に偏析線に沿うて割れが出来たり、脆くなつたりして廢品になる Duralmin が多く、更に、普通の鑄造棒が鋸にすることが出来ないといふが如きは、多く、Cu その他の偏析現象によるのである。

此の困難に打ち克たんが爲に色々の方法が考へられたが、原理は皆同じである。即ち、鑄造中は、絶えず、唯、一定の厚さの水平の層のみが熔融状態にあるやうに凝固を調節することである。

扱て、Duralmin はその製法困難なものの一つに考へられて居る。伸び易い時の温度範囲は少なく、高温でも硬度は案外に大で、常温脆性、高温脆性がある爲めに、高温加工出来る温度範囲も非常に制限されて居る。鑄造せるものの壓下は非常に困難である。1911年 Duralmin の発見以來、歐洲大陸、の諸國及び英國では、押出法を用ひて居た。米國に於ては、分塊工場などに壓延法も行はれて居る。鑄造材の壓延が割れを生ずることなしに出来るなら、この方が押出法よりも生産費が安くつく。

鍛造には未だ多くの問題が残されて居る。然し、歐洲では、鍛造材は鑄造材よりも強度大であると信ぜられて居る。然し、大きな、鍛造材を性質一樣なものに作り出すことは就中、困難なことである。

熱處理には鹽浴を用ひるが此の際、過熱することは固く戒しめねばならぬ。鹽浴槽は底部加熱を避けて、側部加熱にしたい。槽の底部は損じ易い。底部より洩れ出した鹽浴が屢々加熱體に接して、爆發し、非常な災害を招來することがある。(S. O.)

時効性合金の比熱-温度曲線 (Swindells N. and Sykes C., Proceedings of the Royal Society, Vol. 168, No. 933, Oct. 1938, P. 237-264.)

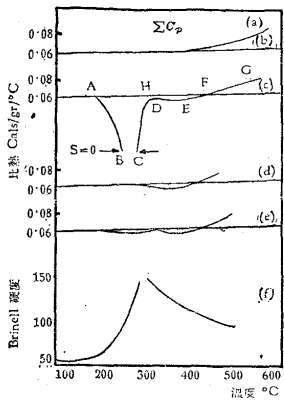
時効性合金の硬化中に行はれる原子的構造の變化は、その比熱に影響を及ぼす、本實驗に於ては、5つの代表的時効合金につき、比熱-温度曲線と、硬度-曲線とを求めた。Ag-Cu, Cu-Be 合金の場合、最高硬度は、過飽和固溶體に關聯する化學的エネルギーの大部分が放出された時、即ち、析出が起つた時に得られ、Duralmin, Al-Cu 合金等の場合には最高硬度は析出前に於て、母格子に入つてゐる溶解原子の偏析に關聯して居る事が解た。

扱て、試料は、閉圓筒形のものとし、第2の銅製閉圓筒の中に入れ、互に熱的絶縁をし、外側の筒を電氣抵抗爐で熱し、試料筒は別に補助加熱用小コイルにて熱する。調節を適當にして、兩筒の温度は略々等しくなる如くし、熱の移動を極少にする。かくして、試料にエネルギーの入る量と、その温度の上昇度により、各温度に於ける比熱が求められる。この比熱-温度曲線(以後 ST 曲線と呼ぶ)は、正常の比熱-温度曲線( $\Sigma C_p T$  曲線と呼ぶ)と、析出其の他のことが重なつた熱効果との總和となる。それで、析出とか、之に類似した現象を取除いた場合の  $\Sigma C_p T$  曲線は計算或は焼鈍試料につき精密に求めることが出来る、それ故、析出等の熱効果は、上記二曲線の差より求めることが出来る。

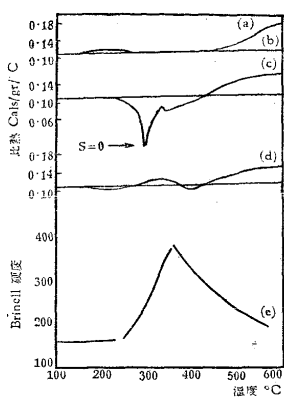
ST 曲線は總て加熱速度 2°C/min. を標準として求めた、(實際は、1.6~2.1°C/min. となつた.)、測定せる温度範囲は 100~600°C である。

試料は次の如くにして作た。Ag-Cu 合金 (7.5% Cu) は、99.9% Ag と 99.98% Cu 電氣銅を高周波電氣爐で、0.05 mm の真空にて熔解し、鑄塊は鑄造し、真空中にて 770°C, 50 hrs. 加熱して材質

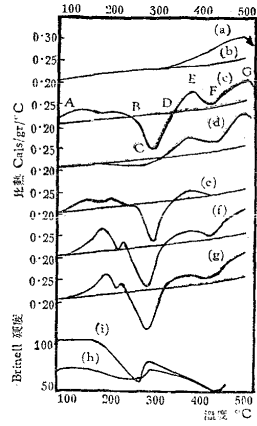
第 1 圖



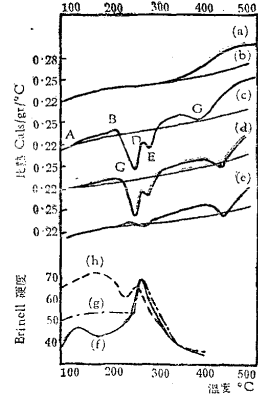
第 2 圖



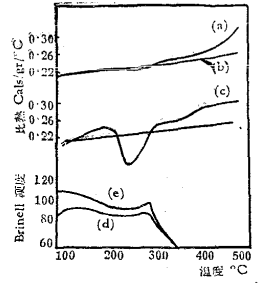
第 3 圖



第 4 圖



第 5 圖



を均一にした。Al-Cu 合金 (4.8% Cu) は電気銅と 99.8% Al を空  
 氣中にて熔解し、チル鑄型に鑄造し鑄塊は鑄造し、之を空中にて  
 525°C, 50 hrs. 熱した。Al-Mg-Si 合金 (0.75% Mg, 0.51% Si) は  
 最純 Al と 99.98% Mg, 98% Si を用ひ、空中にて熔かし、525°C  
 15 hrs 熱した。Cu-Be 合金 (2.6% Be) と Duralmin (4.1% Cu,  
 0.49% Si, 0.59% Mg, 0.49% Fe, 0.69% Mn, 殘部 Al) は、他より  
 の提供によるものなり。試料は總て、11/4" 直徑の棒 (但し Cu-B<sup>e</sup>  
 合金は 3cm 直徑) とした。尚ほ試料の一部を鋸にて擦り、X 線粉  
 末寫眞を撮たところ、何れも著しき偏析は認められなかつた。硬度  
 は Vickers 硬度計 (Diamond 錐, 50kg 荷重) を用ひた。

第 1 圖. Ag-Cu 合金 (7.5% Cu) (a) ST 曲線, (b) ΣCpT 曲線。  
 合金を單純の混合物とせる場合の計算で求めたる比熱の曲線。400  
 °C より (a), (b) 曲線は分れる。これは析出 Cu が溶解して固溶體  
 になるに要する溶解熱—化學的エネルギーによるものである。(c)  
 ST 曲線, 760°C より水中焼入, A 點 (180°C) より比熱は急に下る。  
 B 點 (250°C) では零になる。この範圍では過飽和固溶體は含有せ  
 る化學的エネルギーを放出する。それで B 點より, C 點 (280°C)  
 までは外部より加熱しなくてもいゝ, 見掛の比熱は零或は負とな  
 る。C 點より D 點 (300°C) まで比熱は急騰する。それから E 點  
 (380°C) まで殆んど一定, F 點にて ΣCpT 曲線と交叉する。(d),  
 760°C 水焼入, 300°C, 30 min. 時効, (e). 760°C 水焼入, 200°C  
 13 hrs. 時効, (f). 760°C 水焼入, 2°C/min. で熱し, 各温度より焼入  
 し硬度試験をした, 硬化は, 少量の熱が放出される 200°C 邊より  
 始まり, 熱放出の第 2 の階程 (300°C) が終たとき, つまり, 化學的  
 エネルギーの大部分を放出される時最高硬度となる。

第 2 圖. Cu-Be 合金 (2.6% Be) (a), 600°C より, 1°C/min で冷  
 却。(b) ΣCpT 曲線。(c) 750°C 水焼入, (d) 860°C 水焼入, 300  
 °C, 150 min. 時効。(e) 750°C, 水焼入。

第 3 圖. Al-Cu 合金. (4.8% Cu) (a) 370°C, 20 hrs, 310°C, 24 hrs,  
 270°C, 24 hrs, 230°C, 24 hrs, 160°C, 48 hrs, 110°C, 24 hrs 後, 30°C/  
 hr にて冷却。(b). ΣCpT 曲線 (c) 525°C 水焼入, 32 日常温時効,  
 (d) 525°C 水焼入, 38°C 迄 2°C/min にて再加熱水焼入, (e) 525°C  
 水焼入, 3 日常温時効, (f) 525°C 水焼入, 110°C 15 hrs 時効, (g)  
 525°C 水焼入 140°C, 22 hrs 時効, (h). 525°C 水焼入, 2°C/min  
 にて加熱し, 各温度にて焼入し硬度試験をせるもの。i). 525°C 水  
 焼入, 140°C, 22 hrs. 時効をせるものを (h) と同様に硬度試験をせる  
 の。

第 4 圖 Al-Mg-Si 合金 (0.75% Mg, 0.51% Si) (a) Al-Cu 合金の  
 (a) と同様の徐冷を行ひたるもの。(b). ΣCpT 曲線。(c), 525°C

焼入, 數日間常温時効, (d). 525°C 焼入, 106°C 16 hrs 時効, (e)  
 525°C 焼入, 24°C 100 min. 時効, (f) 525°C 焼入, 2°C/min. にて  
 加熱, (g) 525°C 焼入, 數日間常温時効, (h) 525°C 焼入, 106°C 16  
 hrs. 時効。

第 5 圖 Duralmin. (a). 480°C より 15°C/hr. にて冷却, (b) ΣCpT  
 曲線, (c) 常温にて充分時効せしめたるもの, (d) 490°C 焼入後,  
 2°C/min にて加熱し各温度より焼入して硬度試験をせるもの。(e)  
 常温にて充分硬化せしめたるものを (d) と同様にして硬度試験をせ  
 るもの, 扱て G. I. Taylor 氏等は「冷間加工により歪んだ格子に  
 蓄へられたエネルギーは 0.2-0.5 cal/gr である」と言て居る。本實  
 験の, 時効性合金に於ては, 過飽和固溶體中にある有效化學エネ  
 ルギーは約 5 cal/gr で格子歪によるエネルギーの 10 倍以上にもな  
 る。其れ故, 時効中に於けるエネルギーの移動効率に特別高い必要  
 が無い。化學エネルギーの一部を格子の歪で蓄へられるといふ機構  
 で材料は硬化する。

これまでの實驗によると, 時効中の歪發生に於ては, 少くも二つ  
 の階程がある。一は母格子中にある溶解原子の集合と, 他の一は細  
 かに分割されたる多數の粒子 (第 2 相) の生成である。Gayler 氏  
 は「此の二つの階程は同一材質内では一定温度で行はれるが, 第 1  
 の階程は, 第 2 の階程に先立つ」と言て居る。

此の實驗に於て Ag-Cu 合金の場合, 最高硬度は析出が起たと  
 きに關聯して居る。即ち, 上記の第 2 の階程が活潑に行はれた時で  
 ある, 第 1 の階程によるべき硬度の極大値は認められない。一方  
 Al-Cu 合金の ST 曲線は第 1 の階程が行はれたことを示す。低温  
 で時効して, 相當に硬くなる。第 2 の階程たる析出による硬化は比  
 較的小さい。Al-Mg-Si 合金と Duralmin では, 硬化は析出の前  
 後にて行はれる。上記何れの階程が, どの程度に迄行はれたかは,  
 尚ほ研究を要する。

さて以上より Gayler 氏の, 時効中に二つの階程があるといふ  
 見解は正しいことになる。然し本實驗に於ては, 一定温度で, 二つ  
 の階程が相繼いで起るといふ確證は得られなかつた。

Gayler 氏の説は, 一定温度に於ける時効試験に基礎を置いたも  
 のであるが, 著者の實驗は一定速度を以て加熱して行つた場合のも  
 のである。我々は此の差につき, その結果を相關聯せしめて考へる  
 要がある。例へば, Al-Mg-Si 合金は, 100°C では第 1 の階程によ  
 り, 240°C では第 2 の階程により硬化することは明らかで。又  
 100°C では一定時間中にて, 第 2 の階程は行はれるものでなく, 更  
 に常温にては, Al 合金の硬化するは全く第 1 の階程によるものと  
 考へられる, 更に高温にて長く熱すると, 沈澱が起り, つまり第 2

の階程により硬化する。Cu·Be 合金の最高硬度は析出によるものである。(S. O.)

**X線に依る Ag·Cd 合金平衡圖の研究** (Owen E. A., Rogers J., Guthrie J. C.; J. Inst. Metals, 1939, 65)

著者等は氣壓  $10^{-3}$  mm Hg, 温度  $600^{\circ}\text{C}$  迄上昇せしめ得る纖維カメラと焦點カメラの2種を用ひて Ag·Cd 合金の平衡圖を X 線的に決定した。使用した X 線は Cu 及び Ni の K 線であつた。

(1)  $\alpha$  相— $\alpha$  相の成分と格子常数は  $400^{\circ}\text{C}$  迄決定し、それ以上の所は Owen 及び Robert の實驗値を採用した。 $\alpha$ -( $\alpha$ + $\beta$ ) 境界の所で得られた値は第 I 表の如くである。

第 I 表

温度 °C	Owen & Robert		Hume-Rothery, Mabbott & Evans	
	Ag 重量%	Ag 原子%	Ag 重量%	Ag 原子%
713	62.0	63.0	—	—
700	61.6	62.6	61.6	62.6
692	61.45	62.4	—	—
662	60.35	61.3	—	—
600	59.15	60.1	59.65	60.6
500	57.15	58.1	57.85	58.8
485	56.95	57.9	—	—
400	56.3	57.2	57.0	58.0
300	56.4	57.4	57.2	58.2
250	56.5	57.5	—	—

(2) 40~64% Ag の合金—平衡圖研究中此の成分の合金が最も大なる困難を齎した。それは約  $430^{\circ}\text{C}$  に變態點があり、焼入れに依て此れより上の組織を常溫に持來す事が難しかつたのである。それで此の變態の上と下の部分に就き別個に考察する事を可なりとした。

(i) 變態温度以下の合金—約  $400^{\circ}\text{C}$  から焼入れ、且つ成分として 43~55% Ag の合金を概観するに此の部分では稠密六方格子の單一相より成り其の兩側は 2 相より成る事を見た。此の部分の試料 9 個を X 線で調べ、新相  $\zeta$  の範圍を見出した。格子常数を決定する爲焦點カメラで寫眞を撮た。Ni の K 線 (2133), (3030), (2024) の反射を見出し此の (2024) 面の反射線は強度が小であるが充分正確に測定出来るものであつた。稠密六方格子の基面の a の値は (3030) から直接決定した。他の線に就ても同様の測定を行たがいづれもよく一致した値を與へた。c/a なる軸率も求めた。以上から ( $\alpha$ + $\zeta$ )- $\zeta$  及び  $\zeta$ -( $\zeta$ + $\gamma$ ) の相境界を決定する事が出来た。第 II 表がそれである。

粉末は  $250^{\circ}\text{C}$  以下で焼鈍し時間は 30 min から 13 日に亘た。然し、かういふ低温では合金は充分に焼鈍されず従て  $250^{\circ}\text{C}$  以下の境界に關しては決定的な値は得られなかつた。然し Durrant は  $224^{\circ}\text{C}$  以下で新相の存在を認めて居る。

第 II 表

温度 °C	境界成分			
	( $\alpha$ + $\zeta$ )- $\zeta$		$\zeta$ -( $\zeta$ + $\gamma$ )	
	Ag 重量%	Ag 原子%	Ag 重量%	Ag 原子%
250	49.25	50.25	46.0	47.0
270	49.25	50.25	46.0	47.0
390	49.25	50.25	45.0	46.0
415	—	—	44.8	45.8

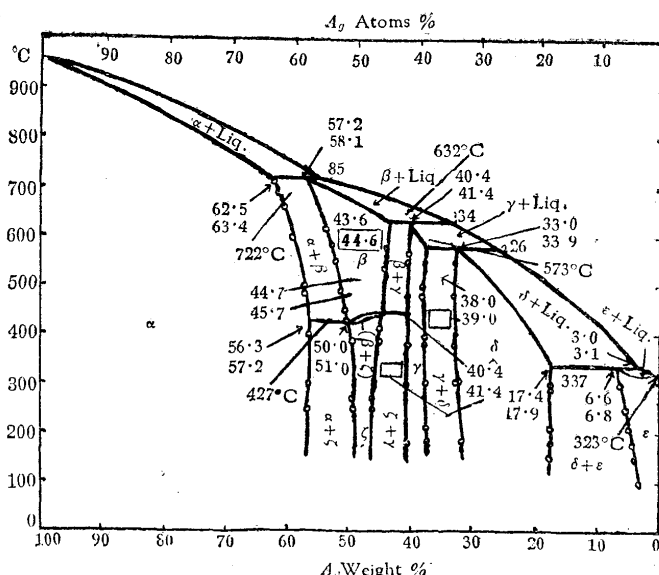
(ii) 變態温度以上の合金—變態温度以上に存在する單一相を分離する爲に極めて多くの困難に遭遇した。焼入れに關して非常に多くの試みがなされた。例へば 48.40% Ag の合金は  $480^{\circ}\text{C}$  で 24 hrs 焼鈍され、氷水中に焼入れた所此れは純粹な  $\zeta$  相であつた。同様

に  $550^{\circ}\text{C}$  で 6 hrs 焼鈍し焼入れしても同じ  $\zeta$  相を得た。焼鈍温度時間を種々に變へて試みたが駄目であつた。此の成分で種々やつて見たが不成功に終たが 50.49% の合金に試みた時幾分成功した。即ち此の試料を  $550^{\circ}\text{C}$ , 24 hrs 焼鈍し、粉末を氷水中に焼入れた所  $\beta$  相が得られ、 $\beta$  相は體心立方格子でその格子常数は  $3.322 \text{ \AA}$  なる事を見出した。他の合金も焦點カメラで調べたがその結果は第 III 表の如くである。

第 III 表

合金成分 Ag 重量%	Ag 原子%	形塊 (L) 又は粉 (P)	焼鈍處理		$\beta$ 相の格子 常數 $\text{Å}$	1 原子の 容積 $\text{Å}^3$
			時間 hrs.	温度 $^{\circ}\text{C}$		
43.60	44.62	L	24	550	3.3358 <sub>0</sub>	18.560
		P	45	537		
		P	1	595		
49.13	50.13	L	24	550	3.3364 <sub>1</sub>	18.571
		P	2.75	550		
50.11	51.15	L	24	550	3.3258 <sub>4</sub>	18.394
		P	7	550		
50.49	51.48	L	24	550	3.3236 <sub>6</sub>	18.358
		P	18	540		
51.05	52.04	L	24	550	3.3227 <sub>5</sub>	18.343
		P	1	564		
51.66	52.63	L	168	550	3.3215 <sub>5</sub>	18.323
		P	2.5	570		
52.61	53.58	L	12	550	3.3200 <sub>6</sub>	18.298 <sub>5</sub>
		P	1.5	550		
		P	2	490		
		P	0.75	450		
		P	1.5	430		
55.39	56.28	L	24	550	3.3229 <sub>6</sub>	18.346
		P	1.5	615		
		P	1	585		
		P	1	550		
		P	2	490		

49.13%~51.66% Ag の範圍内にある 5 種の合金はすべて  $\beta$  相であつた。43.6% Ag 合金は ( $\beta$ + $\gamma$ ) 相を示し、52.61~52.33% Ag は ( $\alpha$ + $\beta$ ) 相であつた。此等の結果から  $\beta$  相の境界が推察される。此の境界の決定の爲に更に實驗を行た。49.13% Ag の合金を  $560^{\circ}\text{C}$  で 30 min. 焼鈍し焼入れれば  $\beta$  及び  $\zeta$  の線を見出した。此の合金を  $552^{\circ}\text{C}$  で  $3\frac{1}{2}$  hrs. 焼鈍したものは純  $\beta$  相より成て居たがスペクトル線は明瞭ではなかつた。同じ合金を同じ熱處理して精密寫眞に撮ると弱い  $\beta$  の線が見えた。スペクトル線を更に鮮明化せんとして種々の試みをなした。



適当な焼入れに依り  $\beta$  相を常温に持來した場合  $\beta$  相は全く安定の様に見える。例へば 50.49% Ag の合金は粉末にして 24 hrs. 550°C で焼鈍焼入をすれば  $\beta$  相のみを示す。同じ試料をそのまま 24 hrs. ~ 6 日放置して見たが X 線寫眞に變化は無かつた。然しかくの如き見掛の安定さにも拘はらず  $\beta$  相に在る合金を調べた所が  $\beta$  相の痕跡もなく完全な  $\xi$  相の寫眞を得た事もあつた。故に確實な結果を得る爲に努力し操作には出来る丈の注意を拂た。以上の區々たる結果の原因として、焼入が常に有効であつたとは言へないのである。焼入液に種々のものを試みたが氷水が最も有効である事を知り此れのみを用ひた。

47.06%, 47.88%, 48.04% Ag の含量に就ても大なる困難を経験した。450°C 以上の温度から焼入れたが純粹の  $\xi$  相のみを得た。此の試料を 400°C で 24 hrs. 焼鈍し此れから粉末を作り次の如き熱處理をなしてから焼入れた。即ち (a) 575°C, 3/4 hrs. (b) 552°C, 3 hrs. (c) 550°C, 1 1/2 hrs. (d) 550°C, 6 hrs. (e) 500°C, 20 hrs. (f) 500°C 48 hrs. (g) 450°C, 7 hrs. 各々の場合、唯一つを例外として純粹の  $\xi$  相を得た。その例外と言ふのは 47.88% Ag 合金で、粉末が 1 1/2 hrs. 550°C で焼鈍されたものである。此れから得たスペクトル線は  $\xi$  相の他に弱い  $\beta$  相が見られた。

以上の成分の合金は 420°C 以下では純粹の  $\xi$  相を與へるものである。それで  $\beta \rightarrow \xi$  の變態を抑制する如き強い焼入が行はれて居ない事は明らかである。然し 47.88% の合金から、此等の合金に於てはもつと高い温度で  $\beta$  が存在する事を證するものである。

より激烈な焼入をなす爲に、粉末をパイレックス 硝子管内に入れ、焼入液中に入れる様にした。かうして見たが  $\beta$  相は見られなかつた。此等の合金は充分満足に焼入れらる様な方法は見出されなかつた。然し詳細は述べないが、此れより高温で、合金は  $\beta$  相である事は確實であり 44~49% Ag の範圍に亘て、格子常数一成分曲線を外挿しても良いと考へた。

結局  $\beta$  相境界として第 IV 表の如き値を得た。著者は次いでかくの如くにして  $\gamma, \delta, \epsilon$  等の相境界を決定して圖の如き平衡圖を提出して居る。

第 IV 表

境界成分

温度 °C	$(\alpha + \beta) - \beta$		$\beta - (\beta + \gamma)$	
	Ag 重量%	Ag 原子%	Ag 重量%	Ag 原子%
430	50.3	51.3	—	—
450	50.7	51.7	—	—
490	51.2	52.2	—	—
537	—	—	44.4	45.4
550	52.3	53.3	—	—
580	—	—	44.0	45.0
585	53.0	54.0	—	—
615	54.0	55.0	—	—

(S. O.)

## 9) 化學分析

鐵鋼中のアルミニウムの定量, 第 2. 酸化物, Oxychinolat として定量 (Paul Klinger, Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939) S. 21 (Heft 1))

今迄に報告せられた Al 定量法を概説した後、アンモニア、沃化カリ—沃素酸カリ、亜硝酸アンモン、o-Oxychinolin で Al を落す方法を夫々試みて吟味した。試料は Al のみの溶液、2 種の Al 量既知の Leitprobe, 簡単な合金鋼、に就いて試み更に複雑な合金鋼に就いても試みて共存元素の影響を見た。今本文中に述べてある規

定の分析操作の詳細は省略して方法と結果並びに批判の大略を抄出すれば下の如くである。

A. Al のみを含む溶液 試料はメルク製結晶最純  $AlK(SO_4)_2 \cdot 12 H_2O$  を用ひ此の Al% は、Phosphate 法 (P. Klinger: Arch. Eisenhüttenw. 8(1934/35) S. 337) で決定。I.  $NH_4OH$  に依り沈澱せしむ。操作 a. Blum の法。操作 b. Fresenius の法。II.  $KI-KIO_3$  に依り沈澱せしむ。III.  $NH_4NO_2$  ( $KNO_3, NaNO_3$ ) に依り沈澱せしむ。IV. o-Oxychinolin 操作 a. 醋酸酸性溶液より、(1) 乾燥、Al-Oxychinolat の秤量 (2) Al-Oxychinolat を  $Al_2O_3$  に灼熱、(3) (1) より容量的に定量、操作 b. アンモニア鹽基性含酒石酸液より (1) 乾燥、Al-Oxychinolat の秤量 (2) 又は  $Al_2O_3$  に灼熱 (3) 又は (1) より容量的に定量。結果。I, II, III では皆よく一致する。以前は値が高く出過ぎるものがあつたが、之は  $Al_2O_3$  の灼熱不充分に因るもので、1,000°C 以下では吸水性の  $\gamma-Al_2O_3$  の形であるから 1,000°C 以上に熱して非吸水性の  $\alpha-Al_2O_3$  に變へねばならぬ。I の a は b より精確。IV もよく一致した結果を示すが IV の中で最も氣持の良い方法は沈澱を 130°C に乾燥、直ぐ秤量する方法である。若し灼熱する時は Oxin 鹽は飛び易い爲、灰の無い醋酸を上にかけて行ふ。

B. Stahleitprobe の分析 Al 0.18% 及 1.94% を含む 2 種の試料につき I  $NH_4OH$  で沈澱 (1) 鐵のエーテル分離 2 回 (2) Oxydhydrat を沈澱せしむるに (a). Blum の法、(b) Fresenius の法 (3) 更に殘存せる鐵を分離するに (a) 曹達熔融、(b) エーテル分離 1 回、(c) 苛性カリで處理。結果。 (2) の (a) (b) は優劣なく、(3) の (a) 最も精確 (c) 最も速し。更に (1) の代りに鐵を Kupferron で分離する方法を試みたるに完全な分離は成功せず。又試薬の高價の點より (1) に依て大部分の鐵を除いた後に使ふに非ざれば實用に不適當。又鐵を分離せずに行ふ方法 (Johnson) では酸素を絶て迅速に溶解、濾過も迅速に行ふ要あり、結果はよく一致する。II.  $KI-KIO_3, NH_4NO_2$  で沈澱。よく一致した結果を與へる。III. o-Oxychinolin で沈澱。鐵のエーテルに依る分離の結果は重量、容量の何れに依るもよく一致した値を與へる。

鐵の電解に依る分離もよく一致した結果を與へる、Al を Fe 其他の隨伴元素から定量的に分離する便利且迅速な方法であるが、試料採取量の少い事が缺點である。

C. 隨伴元素の影響。Cu, Mn, Ni, Cr, Ti, V, Mo, W のアンモニア及 o-Oxychinolin 法への影響を吟味した。試料は 0.3~0.4% Al, 0.01~0.06%  $Al_2O_3$  を含む。I.  $NH_4OH$  に依り沈澱。鐵はエーテルに依り分離、各元素の影響を認めず。±0.02% の誤差範圍内に入る。鐵を分離せざる Johnson の方法では、Cu, Mn, Ni, Ti を含む鋼には差支へない結果を示す。II. o-Oxychinolin で沈澱せしむ。 (1) 鐵をエーテル、次いでアルカリで處理分離 (2) 鐵を酒石酸存在下にアンモニア鹽基性液より硫化水素で分離 (3) 鐵を電解に依り分離。

結果。Cu 鋼 (1) (2) は問題なきも (3) は低きに失するもの二、三あり。Mn 鋼 Cu 鋼と同様。Ni 鋼, Cr 鋼 (1) (2) (3) 何れも誤差範圍内で良好の結果を示す。Ti, V 鋼 (1) は問題なく (2) は Ti 鋼には適用を薦められぬ結果を示してゐる。 (3) は兩鋼とも二、三の不精確な値を與へてゐる。Mo 鋼一、二を除いて満足な一致を示す。W 鋼 (1) (2) (3) 問題無し。

D. 多元素合金鋼の實驗。Oxyd 又は Oxychinolat として Al を定量するのに共存元素の影響を見た。試料は約 1% 及び 14~15% Al を含む 3 種類。I.  $NH_4OH$  で沈澱せしむ。II. Oxychi-

nolin で沈澱せしむ。(a)鉄を電解に依り分離。(b) Cr を chromate に酸化し鐵を Th. Heczko の法に依り錯鹽とする。(c) 酒石酸存在下にアンモニア鹽基性液より  $H_2S$  にて鐵を分離、結果. I, II<sub>a</sub>, b は問題なく II<sub>c</sub> では二、三外れるものがあつた。何れもクロム鋼が問題となる。實驗 C, D より所定の方法に精確に従へば何れも良結果を示すが、V 及 T<sub>1</sub> を含む鋼では鐵をエーテル分離して Oxin で定量するのが適當、W は如何なる場合にも沈澱前除いておく必要がある。(T. I.)

## 11) 雜

**スクラップ工業** (James S. Earle. The Metal Industry London, Vol. Liv. No. 17. April 28, 1939.)

過去 25 年間に於ける金屬の使用量の増加は著しきものである。今世紀に於て、米國に於ては、Cu 16,000,000t, Pb 12,000,000t, Zn 11,000,000t, 銑鐵約 750,000,000t Al 2,000,000t 近く生産され、更に數百萬 t の金屬が輸入された。

然し、總ての此等の金屬は今日使用されて居るのではない、過去 25 年間に費やされた金屬の量は過去全歴史に於て使用された量の半分以上にもなる。従て年々歳々スクラップの量も増加する一方である。この潜在するスクラップの夥しい量を考へると、再生金屬工業の發達するの無理はない。

米國政府では永年來この再生金屬に就ては注目して居た。過去 30 年以上、再生非鐵金屬の生産狀況についての統計が集められ、更に最近に至り、鑛山局では鐵スクラップの消費について年々調査を行つて居る。然し一般には此の仕事は當を得たものとは思はれて居なかつた。鑛山局では資金が不足であつたので更に活潑な仕事をすることが出来なかつた。昨年に至り、鑛山局の提唱は議會にて、認可された。鑛山局の金屬經濟課に再生金屬部を設立することになり資金が下附された。現在同部は Pittsburgh に位置し、活潑な仕事を續けて居る。(S. O.)

**酸性高爐滓利用の可能性** (Mussgnug G., St. u. E. 3, August, 1939) [I] 酸性高爐滓を利用してポルトランドセメントの製造:-

a) ポルトランドセメント製造の原料としての利用—酸性高爐滓はポルトランドセメントの原料に適し、都合良き場合には最高 30% まで原料配合中に混ぜることが出来る。石灰と珪酸の比が小ならばそれだけ石灰石の添加が大切となる。第 1, 2 表に之を示す。

第 1 表 原料の成分

成分%	(a)石灰石	成分%	トーマス銑高爐滓	
			(b)鹽基性滓	(c)酸性滓
灼熱減量	42.0	SiO <sub>2</sub>	33.0	44.2
SiO <sub>2</sub>	2.3	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	12.2	13.8
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.8	FeO	1.6	2.8
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1.1	MnO	2.0	0.7
CaO	53.0	CaO	42.7	33.0
MgO	0.7	MgO	6.0	3.7
SO <sub>3</sub>	S.P	S	1.6	0.5
CaCO <sub>3</sub>	9.50	CaO/SiO <sub>2</sub>	1.3	0.75

第 2 表 ポルトランドセメント原料配合

原料配合割合	a+b	a+c
	60:40	71:29
灼熱原料	25.2	29.8
SiO <sub>2</sub>	14.6	14.4
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5.4	4.6
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> としての Fe 含量	1.3	1.6
Mn <sub>2</sub> O <sub>3</sub> としての Mn	0.9	0.3
CaO	48.8	47.5
MgO	2.9	1.6

硫化物としての S は大部分燃焼してふから計算より除外した。表示の原料では石灰石添加量は 11% だけ高くなり、歩留りが灼熱減のため 5% だけ減ぜられる。

b) ポルトランドセメントクリンカーの熔劑としての利用—酸性滓の初期硬化性は鹽基性滓よりも小である。高爐滓は初期硬化が良好で其の後の硬化餘り進行せざるものもあるも、或るものは之と反對の現象を呈することもある。酸性滓の後期硬化に就ては未だ報告無

きも、28 日間の試験では硬化性が全く衰へないことが認められた。適當に粉碎せる酸性滓の配合 20% で非常に良いポルトランドセメントが造られ、酸性滓 30%, 40% 混合のものは之より稍強度劣れるも、何れも規格より強い値を示した。酸性滓は細かく粉碎して使用すれば普通よりも強いセメントを造り得る。何故ならば酸性滓は水滓を造る時粗粒となるけれども緻密な硬い粒となるものであるに反し、鹽基性滓は一般に細粒となるも氣孔性となるからである。酸性及鹽基性滓の 1t 中の重量を比較するに前者は 1300~1400gr なるに不拘後者は 600~800gr に過ぎない。

工業試験の結果に基づき、酸性滓使用の場合を鹽基性滓使用の場合に比較し次の如く製造原價計算を爲すことが出来る。

原料配合に於ける石灰石の添加増加量	10~12%
歩留低下(約)	5%
燃料増加	1%
爐の能力低下最小	5%
クリンカー添加増加量	5~10%
粉碎のための動力増加(セメント 1 吨當り)	8~15 kW
斯様にして酸性滓使用の場合にはセメント 1 t 當り生産費が 1.50~2.50 マルクだけ高くなる。	

[II] 酸性高爐滓を利用して鑛滓煉瓦の製造:-

高爐滓利用の一つの大きい分野は鑛滓煉瓦製造工業である。1,000 箇の煉瓦を造るに要する鑛滓は 3~4t で、若しドイツ貧鐵で酸性作業を爲せば出銑 2t に付これだけの煉瓦が出来てあらう。従て 1,000t 出銑に對して 50 萬箇の煉瓦が造れることとなり、斯様な設備は著しく高價なものと考へられるであらうけれども、之と同量の鑛滓をセメントにする設備と比較すれば前者は後者の一部分の資本にて足りるであらう。此の煉瓦の重量は 3.5~4.2kg で相當重いものであるから供給範囲は工場の近くに限られる。

鑛滓煉瓦製造の種々の方法の中で空氣硬化及び CO<sub>2</sub> 硬化が實用上重要な方法であり又特殊な場合には蒸氣硬化も問題となつて来る。之等に就て試験を行つた結果を次に述べよう。

試験鑛滓の豫備處理と粘結劑配合によつて 4 種に分類し、且つ各試験に於て空氣硬化、CO<sub>2</sub> 硬化及び蒸氣硬化を適用した。

試験(1) 供給されたまゝの水滓に石灰又はセメントを配合して 25 × 12 × 6.5 cm に造形し、之を空氣中、CO<sub>2</sub> 中、蒸氣中で硬化した。一般的に抗壓力を比較するに CaO/SiO<sub>2</sub> = 0.79 の酸性滓で製造せるものは CaO/SiO<sub>2</sub> = 1.42 の鹽基性滓で作つたものより相當低き抗壓力を示した。何れも粘結劑としては石灰よりもセメントの方が抗壓力を増強する力大であつた。而して鹽基性滓に 3~5% の石灰を加へたものゝ抗壓力と同強度を酸性滓に於て得様とすれば少くとも約 10% のセメント添加を必要とする。従て粘結劑の費用が 2 倍位になる。

試験(2) 供給せられたまゝの水滓と之を粉碎 (>3mm 1%, 1~3mm 2%, 0.2~1mm 59%, <0.2mm 38%) せるものを 1:1 の割合に混合せる場合に就て前同様の比較試験を行つた。併し半量の鑛滓を粉碎すると云ふ豫備處理は成品の強さに餘り改善を加へるに至らなかつた。

試験(3) 全鑛滓を粉碎して同じ試験をしたがその結果は矢張り同じで上記程度の粉碎處理の無意味なことを認めた。

試験(4) CO<sub>2</sub> で硬化するときは鑛滓中の石灰量が大切で、石灰の多い鑛滓は之の少い鑛滓よりも多量の石灰を水の存在下に析出する。従て石灰の少い鑛滓を酸性滓に配合しても酸性滓が硬化に要する石灰をこの鑛滓中より得ることが出来ないから此の試験では石灰の添加をも行つた。鑛滓に粘結劑粉滓を混合すると抗壓力は増加するも、比重が重くなるため、實用上は鹽基性滓に對しては粘結劑粉滓の添加を 30% までに制限せられる。所が酸性滓では反應が不活潑であるから此の試験に於ては注意深く 50% まで添加したのである。酸性の粘結劑粉滓を混合するだけでは凡ての場合充分の強度を得ることが不能で、之に石灰の添加を爲さねばならない。石灰を添加すれば CO<sub>2</sub> 氣流及び高壓蒸氣中に於て酸性滓は非常に良く硬化する。蒸氣氣流或は空氣中に於ても相當の強度が得られた。石灰は 6% 位にて良き故 1,000 箇に對し 240kg で良い。鹽基性滓 (CaO/SiO<sub>2</sub> = 1.35~1.42) 利用の際には石灰を添加する必要全く無く、之を加ふれば却て強度を減ずる。(F. K.)