

## 抄 録

### 3) 銑鐵及鐵合金の製造

高爐滓の流動性及び諸成分の影響(Fritss Hartmann, Stahl u. Eisen 58 (1938) 1029-1033.) 著者は先に製鋼用鑛滓部主として平爐滓に各種成分を添加した場合に就て流動性の變化を研究した。本論文は高爐滓に就て行たもので高爐滓に種々の成分を添加して流動性の變化を研究した。流動性の測定には Maugles の装置を用ひた。装置は細い鋼線の下に磁性管を固定し磁性管の下に磁性の錘を附着せしめ、この先が磁性坩堝の中に溶解してある鑛滓の中に浸してある。坩堝はシリマニットの臺の上に乗せられ、下から滑車によつて 20 r.p.m. の速度で廻轉せられる。磁性の錘は鑛滓の粘度によつて幾分か偶力を受けてねぢれるが上部の鋼線の弾力により或る角度で釣合を保て静止する。この角度を取付けた鏡に依て測定する。坩堝は電氣爐で加熱せられる。電氣爐の上下は水冷却せる蓋で覆てあるから爐内は任意の氣流に保ち得る。鑛滓の温度は光高温計によつて測定せられた。温度の高い場合又流動性の大きい鑛滓では坩堝が熔融せられるから温度も低く坩堝の損失も少い範圍に就て實驗を行た。流動性の單位には Poise を用ひてある。又鑛滓に就て 5, 50, 150 Poise を示す温度を測定した。150 Poise は略タールの粘度であり、5 Poise は熔けた蜂蜜の程度である。一般に高爐滓は 1~5 Poise であつて流動性は大であるから鑛滓の取鋼の中で奔流する。鑛滓の熔融に當つて上記三點を示す温度範圍の大きいものは粘性範圍の大なる事を示す。實際上操業目的に依て鑛滓の流動性も異てある。

次に示す實驗結果に就て基礎になる鑛滓成分は 41.3% CaO, 6.9% MgO, 9.3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0.7% TiO<sub>2</sub>, 30.2% SiO<sub>2</sub>, 4.6% FeO, 3.1% MnO, 0.7% P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, 1.7% S, である。是に種々の成分も添加して流動性に及ぼす影響を測定した。

CaO の影響、上記鑛滓に CaO を添加すると共に熔融範圍は狭くなり CaO 44% にて最小値を採る。此の點より CaO が増すと鋼滓が分解し易くなつて、作業上不都合であり、又一方 CaO が減少しても不適當である。實際上決定せられた鑛滓の成分は全く實驗によつて得られた物理的性質の特別な點に一致してある。CaO が是より増せば熔融範圍は再び増加してある。此の點は先に報告した平爐鑛滓に於て CaO が増すと共に熔融範圍が次第に低下するのと反對の結果を示してある。

SiO<sub>2</sub> の影響、珪酸の増加と共に 150 Poise の線は低温度に下り 51% Si にて 1,150°C に降下する。是に反して 5 Poise の線は次第に上昇して 1,400°C に上る。即珪酸の増加と共に硝子状になり熔融範圍は次第に擴大する。同様に 1 Poise の點は更に高温となるから珪酸の多い鑛滓を完全に流動性を與へる事は困難であり出鋼口で凝固す惧がある。

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の影響、9~30% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の範圍では Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の添加と共に同じ流動性を示す線は次第に上昇して最小値を示さない。是は實際上 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を加へた鑛滓の不適當なる事を示すものである。熔融範圍は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加に無關係である。

MgO の影響、MgO の添加に伴ひ MgO 7~13% の範圍内に熔

融範圍及其の温度の最小値を明かに示してある。MgO の増加に伴ひ鑛滓は再び難熔性となり 15% MgO にて最も著しく更に MgO を増加して 20% となれば再び最小値を示す。

FeO の影響、鑛滓内の鐵は殆ど FeO として含まれてあるが先の研究に於ても明かな通り多量に FeO を添加すると程度の高い酸化物を生じて流動性が變化する。本實驗に於ては高爐内部の如き還元氣流にすると鐵が還元せられて實驗結果を害ふから中性の氣流に保つ様に試みた。結果として FeO の増加に伴ひ、鑛滓は著しく流動性を増し熔融温度を低下する。

MnO の影響、MnO を多量に含む鑛滓は實用上高爐滓として用ひられない。又多量に MnO を加へると FeO の場合と同様になりやや流動性を増加するが 25% MnO にて最小値を示し、其以上 MnO が増加すると再び熔け難くなる。以上に主要成分の影響を示したが次に更に微量に存在する成分に就て同様の實驗を行た。

TiO<sub>2</sub> の影響、TiO<sub>2</sub> は一方に於て流動性を増す添加物として作用するか Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と共に用ひられる場合には難熔性となる。即、10% TiO<sub>2</sub> にて融點の最小値を示し、更に TiO<sub>2</sub> の増加に伴て融點が上昇し 25% TiO<sub>2</sub> に於て 0.7% TiO<sub>2</sub> の最初の成分と同程度になる。

ZnO の影響、高爐滓の中に ZnO は殆んど存在しない。然し高爐のシャフトの冷い場所に ZnO が増加があるから ZnO に依る粘性の變化を知る事も亦必要である。ZnO 10% 迄著しい粘性の變化を示さない。

ZrO<sub>2</sub> の影響、ZrO<sub>2</sub> が 5% 迄増加すると多少流動性が大となるが其以上増加すると再び流動性が減ずる。

Na<sub>2</sub>O, K<sub>2</sub>O の影響、Na<sub>2</sub>O は流動性を増加する添加物として知られてあるが多量に加へる場合は其の影響が少い。K<sub>2</sub>O は添加による流動性の變化が認められない。

B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の影響、是に反して B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は少し加へても流動性は著しく増加して温度の降下と共に熔融範圍も狭くなる。然し硼素の安價な原料のない事は残念な事である。

CaF<sub>2</sub> の影響、CaF<sub>2</sub> は鑛石の種類の変化によつて鑛滓の粘度の變化した場合は流動性を與へるために加へられる。CaF<sub>2</sub> を添加すると 10% 迄は急に流動性を増すが 10% 以上では餘り變化しない。

次に SiO<sub>2</sub> と CaF<sub>2</sub> とを同時に加へた場合に就て實驗を行た。即 CaF<sub>2</sub> を 0.5~1.0% として SiO<sub>2</sub> を 30% より 33% に増加すると前の結果に示すと同様に鑛滓の熔融範圍は擴大する。次に SiO<sub>2</sub> を一定にして CaF<sub>2</sub> を 1% より 5% 迄増加すると熔融温度の低下と同時に熔融範圍も狭くなつて鑛滓の活動性を増大する。又 CaF<sub>2</sub> を 5% として SiO<sub>2</sub> を 32% より 35% に上昇せしめると再び熔融範圍が擴大する。是は第 1 の成分が變化しても第 2 の成分による變化の傾向は同一である事を示してある。(以上) (矢 島)

高爐内に於ける Ti 及び Si の還元の法則 (E. Faust, Archiv f. d. Eisenhüttenw. Feb. 1939, S. 1/4) トーマス銑及び平爐銑を高爐で吹く時は SiO<sub>2</sub> の極く少量が Si に還元せられるに過ぎず、SiO<sub>2</sub> の何%が還元せられるかと云ふことは問題にならない

と考へられて居る。鑄物銑を吹く時には  $SiO_2$  の還元には或る一定の法則ありて高爐技術者は永年の経験から之を知て居る。又  $Mn$  還元は装入  $Mn$  の何%が氣化するかと云ふ事と共に重大なことである。高爐内に於て鐵に比較してどれだけ他の元素が還元せられるか、云ひ換へれば、之等の元素が何%づゝ鑄滓と鐵中に分配せられるかと云ふ事を温度や鑄滓に關係を付けて一般的にはまだ確認せられてゐない。上述に關し  $SiO_2$ ,  $TiO_2$  が  $Si$  及び  $Ti$  に還元する時の交互作用の過程を追求することが大切であつたので、豫備試験をして次の事を認めた。即ち高爐に於て  $Ti$  を相當多く還元することが出来る。但し此の際には明らかに  $Si$  の強度の還元を伴ふ。それ故に  $SiO_2$  と  $TiO_2$  の割合を適當にして装入すれば、製造目的の銑鐵中に過量の  $Si$  を含有せしめることなく  $Ti$  含有銑を吹くことが出来るに相違ない。次に示すは  $Ti$  含有銑を製造する試験にして、數日以上繼續し、時間的に或る時は特に高熱作業を又或る時は特に低温作業を行た。

高温作業に於ては  $Si$  のみならず  $Ti$  の還元も亦著しく進行し、これが或る法則に従て居ることは明らかであるから平衡状態が求められるに違ひない。此の平衡が存在するとせば次式が成立するであらう。

$$[Si]/(\Sigma SiO_2) = (K_1) \cdot [Ti]/(\Sigma TiO_2) \dots \dots \dots (1)$$

( $K_1$ ) は作業上求むべき係数である。[ $Si$ ], [ $Ti$ ] は銑鐵中の  $Si$ ,  $Ti$  にして分析値 ( $\Sigma SiO_2$ ), ( $\Sigma TiO_2$ ) は鑄滓中の  $SiO_2$ ,  $TiO_2$  の分析値である。C 4~5.4%, P 0.2%, Mn 0.6%, S < 0.08% の銑鐵で、鑄滓は CaO 39~46%,  $Al_2O_3$  40~48%,  $SiO_2$  6~9% の石灰アルミナ鑄滓に於て  $Ti$  や  $Si$  の異なる銑鐵を製造することが了解せられた。此の條件に於ける湯溜内の平衡恒数を求めるのが此の試験の目的である。

試験中の風壓は 0.18~0.3 氣壓、衝風温度は 700~800°C で作業中爐内に故障が起らなかつた。鑄滓中の  $MgO$  は 0.7~1.1% の間であつた。鑄滓中の  $Cu$  は  $CuO$  として計算した。(冷却時には硫化物、アルミニウム鹽、珪酸鹽となつて居たけれども)

(1) 式中に鑄滓中の  $SiO_2$ ,  $TiO_2$  の分析値%を代入すべきであつたが鑄滓中の全  $Si$ , 全  $Ti$  に換算する方が判定が適切であらう。そうすると次の如くなる。

$$[Si]/(\Sigma Si) = K \cdot [Ti]/(\Sigma Ti) \dots \dots \dots (2)$$

こゝに ( $\Sigma Si$ ), ( $\Sigma Ti$ ) は夫々鑄滓中の全  $Si$  及び全  $Ti$  を示す。

試験の結果をこの式に代入して算出すると  $K$  の値は平均 4.35 となつた。而してこの  $K$  の値は温度に対する感受性は鈍い。即ち銑鐵の成分について算出して見るに、 $Si$  0.1% 以下の銑鐵のとき  $K=3.9$ ,  $Si$  0.1~0.2% の銑鐵のとき  $K=3.7$ ,  $Si$  0.2~0.3% のとき  $K=5.18$ ,  $Si$  0.3~0.5% の銑鐵のとき  $K=3.8$ ,  $Si$  0.5~0.9% の銑鐵のとき  $K=5.3$ ,  $Si$  0.9% 以上のとき  $K=4.6$  である。(これらの値は 7~13 試料の平均値を示すものである)

更に同條件に於て  $Mn$  の還元關係を調べて見た。其の結果は次の如し。

$$[Si]/(\Sigma Si)^{1.5} = R_1 \cdot [Mn]^2/(\Sigma Mn^2)$$

$$[Ti]/(\Sigma Ti)^{1.5} = R_2 \cdot [Mn]^2/(\Sigma Mn^2)$$

而して  $R_1 \doteq 3$ ,  $R_2 \doteq 20$  である。

(F. K.)

#### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

1938 年に行はれた平爐作業の發達 (Fon Dersmith, C. R., B. F. S. P. 1939. Jan.) 米國の平爐作業は 1937 年は底知れぬ不

況であり 1938 年は年末に至てやゝ上向きの曙光を認めるに至た状態である。従て 1938 年は前年より着手されて居たもの以外は大規模の平爐建設の行はれなかつたのは怪しむに足らない。昨年の傾向としては新工場を建てると云ふよりも現在の設備で能率を上げることであつた。屑鐵の値段が廉いので合併法の如きものは盛んになつて居ない。

平爐天井に鹽基性煉瓦を使用することは種々の不利があるに拘らず依然實驗が續けられて居る。或爐では熔蝕の激しい後側の“抱き”から約 3ft を鹽基性煉瓦にして居る所もある。空冷した珪石煉瓦を用ひて天井の壽命を長くしやうと云ふ面白いやり方が發達して居る。最初空氣の自然循環で行た結果から扇風機を使用せんとする他の建設に對し充分なる保證を與へることが出来た。も一つ面白いことは今日の傾向とは反對に噴出口が湯面に近く迫り出し且つ燃料を節約するために角度を増加する様に改造した爐のあることである。最近の報告によれば燃料節約が行はれたと云ふことであるが然が維持費については何等の資料に接しない。重油の値段が廉くなつたのでこれを使用する工場が殖えた。又熔接取鋼を使用する傾向が盛んである。保温爐床を用ひることが發達を續けて居る。この爐床構造様式は新らしくつくられる場合一般に採用されて居りこの場合は爐床の一部として漆喰状クロム或はクロム及マグネサイトの使用し増加して居る。前者の利點は熱損失を低下し爐の容量を大ならしめるにあり後者は繼目がなく一層固く緻密で地金の侵入によく耐える。又爐に海水からとつたマグネサイトを用ひる試験も行はれて居る。

爐床築造の奇抜な方法として粘土煉瓦と Kromemag で爐床全體を形造りこの上にマグネサイト煉瓦を極く密に積み膨脹代は全爐床が出来てから壁の下につくる。この煉瓦積の上に厚さ 2" の極く細かなマグネサイトとタールの混合物を搗き固める。而して操業を始める前に加熱してスラグを浸み込ます。この爐の理想は 2" のマグネサイト層を時々とり代へ爐床の形を常に良好に保たうと云ふのである。又改造した爐には蓄熱室格子煉瓦の数を減らす傾向が僅かながら認められる。これは爐體自身の燃焼状態が改善されたことによるもので数を多くし且つ特別の積み方を採用せんとした數年前の理想と反對の傾向である。尙爐の大きさは 150~165t のものが手頃とされて居る。

ドラフトの調節が一般に採用されるにつれて保温天井の使用は減少する様であるが然し他の部の保温は引續きその使命を果して居る。

昨年はスラグ調節に注意するものが増加し各工場は各自の要求即ち品質、生産、物理的規格、成分範圍等に對し最も適當な方法を速かに使用した。

全國に互り熱間、冷間壓延ストリップミルが増設されるにつれてこれに鋼塊を供給する工場は違た要求を受ける様になつた。即ち鋼質と鋼塊肌が非常に重視されるに至た。又この爲に扁平鋼塊の使用が著るしく増加し造塊法にも色々の問題が生じて居る。

新らしい鋼の發達は依然として續いて居る。即ち高張力鋼、耐腐蝕鋼、含鉛鋼の如き機械切削の迅速に行はれ得る鋼、鋼の強度と耐久性と鑄鐵の潤滑性とを併せ具へた軸承用の黒鉛化した鋼等がこれである。

(G. M.)

#### 6) 鐵及び鋼の加工

工具鋼の鍛鍊と壓延 (Henry C. Bigge, Metal Progress Dec.

1938. Vol. 34, No. 6, p. 695.) 高速度鋼, 38% Co 磁性鋼, 或は Cr 11.50~18% 含有する高炭素クロム鋼の様な脆くて, 鍛錬圧延の困難な鋼は多くの場合倒錐形の角型に鑄造せられる. 寸法は概略  $4\frac{1}{2}''$  ~  $13''$  角の断面を有し重量は 80~2,300 lbs 位である. 他の高炭素鋼又は特殊工具鋼は  $16'' \times 19'' \sim 23'' \times 28''$  の断面の角型又は  $16'' \times 30''$  の断面の波形鑄塊で重量は 2,300 lbs ~ 13,000 lbs 程度である. 之等は水圧機で鍛錬せらるゝか, 分塊ロールで圧延せられ鋼片となる. 此の粗延にて約 50% の断面縮少をする. 高速度鋼の鋼塊の組織は著しい柱状結晶を有し, 然も之が殆んど鋼塊の中心に迄達する事があるから, 取扱方法を誤れば割れを生ずる危険がある. 高速度鋼の鍛錬に際しては豫め  $1,150^{\circ}\text{F} \sim 1,200^{\circ}\text{F}$  の豫熱爐に装入し鋼塊の大きさに應じ 12~24 時間加熱後  $1,600 \sim 1,650^{\circ}\text{F}$  の爐に移し, 12~24 時間加熱する. 次に  $2,150^{\circ}\text{F}$  の爐に移し, 加熱し加熱時間は下表に示す.

鋼塊の寸法	豫熱時間	高温加熱時間	再加熱時間	全時間	鋼寸法
$7\frac{1}{2}''$	24	12	2	38	$4''$
$9''$	28	16	4	48	$4\frac{1}{2}''$
$12''$	38	20	6	64	$6''$
$13''$	42	22	8	72	$8''$

\* 鍛錬中温度低下した時, 高温爐にて鍛錬温度迄再加熱する時間を示す.

鍛錬温度  $2,150^{\circ}\text{F}$  にて, 初めは極めて軽く鍛錬し温度が低下し乍ら, 再び加熱爐に装入し  $2,150^{\circ}\text{F}$  に加熱する. 第 2 回の鍛錬にて相當鍛錬し, 断面を縮少し  $1,800^{\circ}\text{F}$  に低下したら再び加熱爐にて  $2,150^{\circ}\text{F}$  に加熱する. 斯様にして數回繰返し所要の鋼片とする. 機械による鍛錬は隅角に生ずる疵を防ぎ得るが圧延は此の疵を現出し易い點で不利である. 又一方圧延にては一回の壓縮量には制限があるので孔型の數が非常に多く要るのでスタンドの數が多く要る事になる.

高速度鋼は急冷すると内部歪を遺したり割疵を生じたりするので鍛延後は保温劑の中で  $250^{\circ}\text{F}$  位まで徐冷するか, 箱に入れ之を焼鈍爐に装入して焼鈍する. 此の爐では  $1,600 \sim 1,650^{\circ}\text{F}$  に保熱後  $1,000^{\circ}\text{F}$  まで徐冷し, 其後は爐外に箱を出し, 爐外で  $50^{\circ}\text{F}$  まで冷却してから取り出す. 斯様に焼鈍した鋼片は次に研磨で疵取しても疵を生ずる恐がない. 亦更に鍛延圧延するため  $1,000^{\circ}\text{F}$  以下の加熱爐へ装入する際には殊に豫熱する必要はない. 良質の工具鋼の具備すべき条件の中最も重要な事は疵の無い事である. 之が爲には途中の鋼片に於て充分検査を行ひ疵を除去する必要がある. 疵検査には酸洗するか, 鐵粒噴きで表面の酸化膜を取る. 猶工具鋼の表面の脱炭は出来る丈避けねばならないから, 鍛錬温度に餘り長時間曝す事は禁物である. 加熱時間の標準としては高速度鋼に對し「1 h 1''」の法則に従ふ事が適當である. 鍛延又は圧延後の製品は焼鈍前に一應砂噴又は鐵粒噴にかけて表面の酸化膜を除き疵を除去する. 疵のあるまゝで, 焼鈍する時は疵より脱炭進行して深く入り込む爲である.

次に箱又は管に入れ, 其の間隙を炭粉で充填して酸化を防ぐ. 焼鈍温度及時間等は量及成分等にて異なるが一例として 18-4-1 の高速度鋼を 10,000 lb 装入する場合は材料を徑  $12''$  の管に入れ  $1,650^{\circ}\text{F}$  まで温度上昇に約 8 時間を要する.  $1,650^{\circ}\text{F}$  8 時間保熱後毎時  $20^{\circ}\text{F}$  の速度で  $1,200^{\circ}\text{F}$  迄降下し, 次いで  $600^{\circ}\text{F}$  迄冷し, 管を爐外に取り出し放冷するも差支ない. 炭素工具鋼及特殊工具鋼は箱又は管に入れ 3:1 の割合の灰とコークス粉又は木炭粉等の混合物で充填する. 鑄

物の割屑も良好な充填物である.

(Y. I.)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

炭素鋼のスケイリング及び脱炭 (Bandel G.: Stahl und Eisen 58 (1938) 1317-1326) 著者は 1937 年迄の炭素鋼のスケイリング及び脱炭に關する文献を概観し研究成果や其の鋼處理に關する問題を述べた.

加熱時間及び温度のスケイリングに及ぼす影響の物理化學的法則は既に 25 年程も前にテンパー色の研究の際に認められたが之は二三の法則的例外や其の他の妨害的影響を考慮に入れて高温の場合にも移すことが出来る. スケイル層の化學的構造は鐵-酸素状態圖及び酸化鐵と周圍のガスの平衡の精確な知識によつて完全に明かにされた. スケイルの増加を決定する擴散現象の知識は, 最近其の際起る基本現象が明かにされてより科學的内容を肥した. 酸化層の結晶學的定位と鋼素面のそれとの關係に就て從來觀察せられたことは X 線寫眞検査及び電子廻折検査により確められ且敷衍された. スケイルの粘着能力及び氣泡生成の如き妨害的隨伴現象の原因たる重大な問題に對して幾つかの研究があるが之等は二三の關係を明かに爲し得たに過ぎず一般的に申し分のない矯正手段を發見し得ない. 粒間へのスケイル浸蝕の現象及び特に燃焼現象の現れる温度範圍は詳細に研究されて居る. スケイリングの際の外部應力は屢々鋼の表面にひびを生ぜしめる. 温度と依存關係に立つ脱炭及び滲炭の際の諸現象及び之等の發生とスケイルとして剝離せる層の厚み若くは粒界に於ける中間物質との關係が明かにされた.

又鋼の炭素含有量とスケイリングとの關係は炭素量が多くなる程スケイルが少くなることを認めた.

次にスケイリング, 脱炭及び滲炭等の厚みに及ぼす各種純粋ガスの影響に就て研究し CO は空氣中と大體同様で水蒸氣及び酸素は其の約 2 倍であることを認めた. 濕氣はスケイルの量を著しく増す. いくつかのガスの混合して居る場合には僅かな混合物でも重大な意義を持つことを指摘した. 例へば窒素或は水素中に少量の酸素, 水蒸氣或は CO があると著しき影響を及ぼす.

鋼と他方滲炭性及び脱炭性ガス並に酸化性及び還元性ガスの混合物との間の平衡は多くの場合極めて詳細に其の混合比, 温度及び鋼の炭素含有量と關聯して研究された. 斯る組成の相異なる爐ガスの作用に關する此等の知識を實用化して光澤出し加熱ガスの選擇と其の製造に應用することは多數に上る研究結果から導かれて最近非常な進歩を遂げた.

(S. T.)

弁發條線に於ける縦方向の搔痕の影響 (Trans. A. S. M Vol. XXVI No. 4 Dec. 1938) 從來他の原因と共に弁發條線の縦方向の搔痕が發條の耐久度に對して問題になつてゐる.

本研究では標準試料として酸性平爐製の高級鋼線弁發條を用ひ, 之に新考案の装置により形と深さを加減して搔痕を附し, 特殊の捻回疲勞試験機に掛けて疲勞限界を調査した. 試料は搔痕を附する前に豫め砂紙 0 0 0 で磨いたが, 之以上の細かな砂紙を用ひる事は H. F. Moore に従へば疲勞限界には無意味との事である. 搔痕を附するに使つた工具は高速度鋼, ステライト及ダイヤモンドで其の刃先の角度は高速度鋼では  $15, 30,$  及  $45^{\circ}$  にしたが, ステライト及ダイヤモンドは  $30^{\circ}$  の角度のみを用ひた. 然し乍ら此の角度は工具が摩耗する爲搔痕の形とは別個なものとなり, 其の深さに於ても初め豫期した深さよりは實際のものは浅い.

實驗結果は次の通りである.

實驗 番號	搔痕の附け方	豫期した 深さ (in)	實際の 深さ (in)	疲勞 限界 (lb/in <sup>2</sup> )	疲勞限界 の減少度 (%)
1	磨いた儘	—	—	110,000	—
2	高速鋼 (双先の角度 15°)	0.0005	0.00034	110,000	9.0
3	( // )	0.001	0.00056	105,000	4.5
4	( // )	0.002	0.0013	105,000	4.5
5	( // )	0.005	0.0033	100,000	9.0
6	(双先の角度 30°)	0.0005	0.00063	110,000	0.0
7	( // )	0.001	0.00071	100,000	3.0
8	( // )	0.002	0.0015	90,000	18.1
9	( // )	0.005	0.0042	90,000	18.1
10	(双先の角度 45°)	0.0005	0.0005	110,000	0.0
11	高速鋼 (双先の角度 44°)	0.001	0.00056	100,000	9.0
12	( // )	0.002	0.0015	90,000	18.1
13	( // )	0.005	0.0019	105,000	4.5
14	ステライト (双先の角度 30°)	0.0005	0.00056	105,000	4.5
15	( // )	0.001	0.00063	100,000	9.0
16	( // )	0.002	0.0014	95,000	13.6
17	( // )	0.005	0.0025	95,000	13.6
18	ダイヤモンド (双先の角度 30°)	0.00025	0.00012	105,000	4.5
19	( // )	0.0005	0.00022	95,000	13.6
20	( // )	0.001	0.00039	95,000	13.6

之等の結果より見るに、疲勞限界の減少度が必ずしも搔痕の深さに比例せざる事が判る。之は搔痕の底の彎曲度が高速鋼に於ては搔痕の深さが大となる程工具が摩耗する爲大となり、ステライトに於ては脆い爲双先がこぼれて大となり、ダイヤモンドに於ては0.0005"以上では工具がやられてまづいのである。

要するに搔痕は深ければ深い程、又鋭ければ鋭い程疲勞限界の減少度は大であるが、後者の方が前者よりは其の影響が大なる様に思はれる。尙如上の實驗より推すに、搔痕の疲勞限界減少度に及ぼす影響は高々 18.1% であるが、之は一般市場品の不良の程度より遙かに小さいので、搔痕の影響は線製造の際に出来る seam 等に比して遙かに小なりと云ふべきである。(I. K.)

**高温に於ける耐熱鋼の脆化** (Scherer R. u, Kiessler, H. Archiv f. d. Eisenhüttenw. Feb. 1935, S. 381/5) 1937 年に高壓導管の螺子に生じた無變形破壊の如き、耐熱鋼の使用温度に於ける脆化はドイツに於ては重大なる問題である。この脆化に対する化學的成分の影響を明らかにすべく、文献にあらはれた 80 種の鋼に關して評價した。Cr-Ni 鋼, Mn 鋼, Cu 鋼は著しき脆化を示し, Ni 鋼, Cr-Si 鋼も又比較的強く脆化する傾向を持つて居る。炭素鋼及び Cr, Mo, Cr-W, Mn-Mo, Ni-Mo, Cr-Si-Mo, Cr-Ni-Mo を含有する鋼は衝擊抗力の低下尠く、實用上殆んど脆化しないのは Cr-Mo 鋼である。但しこの中にも例外がある。高温脆化に対する化學成分の影響は一般に其の焼戻脆性に相當す。この高温脆性を防止する手段として構造部分の荷重を少く選定すること、主として Ni のない非脆化鋼特に Cr-Mo 鋼の使用が提唱されて居る。著者は無

負荷で 500°C に 1,000 時間熱した試片に就いて常温で其の衝擊抗力の變化を試験した。實際作業に於て無變形破壊を起す傾向のある Cr-Ni 鋼 1 は衝擊抗力の低下を示した。Ni を含有せざる鋼 2-鋼 5 は著者の識る範圍では今日まで實用上無變形破壊を起して居ないのであるが此の鋼は 500°C, 1,000 時間の加熱後も衝擊抗力を減ずることなく寧ろ上昇した。鋼 6-鋼 10 は Si を多く含有するもので著しき衝擊抗力の低下を見た。次に衝擊抗力に對する加熱温度の影響を調べた。Cr-Ni-Mo 鋼 (C 0.12%, Cr 0.8%, Ni 1.62%, Mo 1.04%) は 400-500°C に加熱すると衝擊抗力は原の値よりも下り、550°C に熱すると再び衝擊抗力強くなる。但しこの時は抗張力が 87 kg/mm<sup>2</sup> より 61 kg/mm<sup>2</sup> に下つた。Cr-Mo 鋼 (C 0.3%, Cr 1.46%, Mo 1.35%) は 550°C までの範圍では衝擊値に變化があらはれなかつたが 550°C に於ては抗張力の低下を示した。疲勞試験に於ては疲勞限約 28 kg/mm<sup>2</sup> の 3 種の試料を用ひ 500°C に於ける夫々の耐久力 (Zeitstandfestigkeit) を求めた。Cr-Ni-Mo 鋼 (C 0.12%, Cr 0.83%, Ni 1.48%, Mo 0.88%) が破壊までの時間最も短く、これは

鋼種	C	Cr	Mo	Ni	V	W	Si
1	0.12	0.80	1.04	1.62	—	—	—
2	0.30	1.46	1.35	—	—	—	—
3	0.27	1.15	0.36	—	—	—	—
4	0.12	0.87	0.81	—	—	—	—
5	0.48	1.38	0.70	—	0.25	—	—
6	0.09	1.38	1.12	—	—	—	0.72
7	0.17	1.36	1.38	—	—	—	1.25
8	0.19	1.31	1.40	—	0.61	—	0.77
9	0.10	1.24	0.94	—	0.36	—	0.73
10	0.12	1.26	0.86	—	0.65	0.62	0.41

實用上に於ても破壊した。Cr-Mo-W-V 鋼 (C 0.17%, Cr 1.60%, Mo 0.38%, W 0.25%, V 0.75%) は耐久時間最も長く、Cr-Mo 鋼 (C 0.3%, Cr 1.46%, Mo 1.35%) は 28 kg/mm<sup>2</sup> の負荷下に於て 6,500 時間後に於ても破壊しなかつた。而して Cr-Ni-Mo 鋼の破面組織は前述ボルトの無變形破壊の破面組織と明らかに一致して居る。

更に Cr-Ni-Mo 鋼のネジボルトに就て試験を行た。此の試料は長い間實際に使用せられた導管の高負荷の個所に於て別々に破壊したものである。此の破壊片は抗張力に於て殆んど變らないものであつて、元の衝擊抗力が平均 20 mkg/cm<sup>2</sup> であつたものが 3-6 mkg/cm<sup>2</sup> となつて居た。負荷の最高の所のものが特に著しい衝擊抗力の低下を認めると云ふことは無かつた。C. H. M. Jenkins 等の試験によれば HCl で實際使用するボルトを腐蝕すると結晶粒子境界が非常に明瞭にあらはれた。しかし腐蝕しない状態及びピクリン酸曹達腐蝕村上氏式腐蝕では靱性材と脆化材の明瞭な區別は從來認め得られなかつた。そして粒子境界に於ける何れの組織變化が起つて居るか云ふことは未だ決定的に示されてゐない。G. Riedrich の粒子境界の脆化に關する研究は焼戻に對して 610°C で 10 時間加熱すべきことを述べて居る。そこで脆化せるを 500-600°C で 1 時間熱して見た。この温度は實際の使用温度 460°C と焼戻温度 630°C の中間に在り、試験成績を見るに加熱温度の高くなるに従て緩漫に衝擊抗力を増し 560°C 以上では急激に増加し、660°C では殆んど元の強さを回復した。ブリネル硬度より算出せる抗張力は脆化材では 87 kg/mm<sup>2</sup> で 500-520°C で熱すると多少抗張力強くなり、更に高温で熱すると又不良となつた。實驗の結果は使用温度と焼戻温度の中間温度の加熱によつて惹起せられた熱脆性は之を除去することが出来るが、之を再び使用温度に熱すれば又新に脆化せられる。

文献や試験に基づいて高温に於る耐熱鋼の脆化に関し次のことが云へる。(1) 無變形破壊の原因は材料の一般的な脆化の一つであつて局部的な應力の尖鋭化を伴ふものである。(2) 熱脆性は粒子境界の強化による。(3) 熱脆性は焼戻脆性と同一で普通の歪疲労と同じではない。(4) 実際問題として  $N_2$  の入らない鋼を使用すれば熱脆性は避け得られる。而して其の成分は粒子境界が組織的變化を起さない様に選定すべきである。(F. K.)

**滲炭の基礎理論に就て** (Grossmann, M. A., Transaction of the American Society for Metals Vol. XXVI 1938.) 滲炭は固體滲炭とガス滲炭に分けられ固體滲炭の場合は直接に鋼と固體炭素とが接觸する事によつて滲炭されるが滲炭剤は可成微粉でも液體の様には完全に接觸は出來ず滲炭後滲炭層にむらが出来るわけであるが實際の経験上はかゝる事は起きず可成一様な滲炭層になる。この事實は固體滲炭が他の機構によつて行はれる事を意味するものである。固體炭素は  $CO$  ガスをつくりこの  $CO$  ガスが又鋼を滲炭する役目をするといふ假説があるがこの假説は滲炭する材料の中に  $N_2$  ガスを通した處滲炭を妨げたといふ Enos 氏の實驗によつて證明されてる。結局滲炭は如何なる場合も大半ガスによつて行はれるといふ事になる。固體滲炭の場合滲炭剤は普通木炭で促進剤としては炭酸鹽、酸化物、シアン化物等を使用する。滲炭に際して先づ問題になるのは、滲炭の時間中に如何なる事が起るか、滲炭後鋼中に於ける炭素の分布状態、滲炭温度、促進剤なき場合の現象、促進剤の作用、同じ炭素量の鋼と滲炭鋼の比較等である、先づ表面で鋼と滲炭剤が反應し然る後  $C$  が次第に鋼の内部へ擴散する。この際他の元素も同時に内部へ入る。特に酸素に於て然りである。滲炭中は鋼は高温でオーステナイトの形でこれが大部分の  $CO$  と少量の  $CO_2$  とに接觸する。斯かるガスは固體滲炭剤の  $C$  と滲炭箱中の空氣とで  $2C + O_2 = 2CO$  により  $CO$  を生じこの  $CO$  が鋼にふれて  $3Fe + 2CO = Fe_3C + CO_2$  となつて出来るこの  $Fe_3C$  が鋼の表面又はオース

テナイトの中に溶け込む。即ち滲炭箱中で  $Fe, CO, CO_2$  の三つが反應に與りこゝに平衡條件が考へられる事になる。既に多數の學者により平衡が研究され高橋氏と Bramley & Lord 氏の二つの状態圖で充分である。高橋氏の方を第 1 圖に示す。

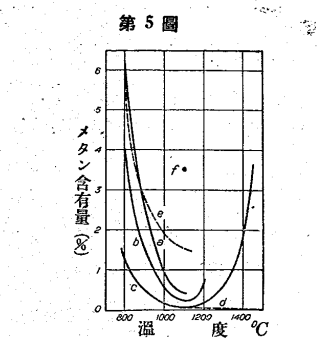
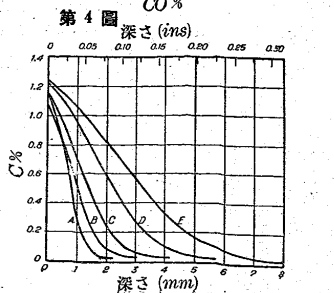
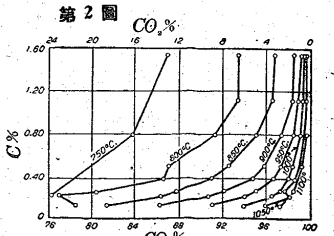
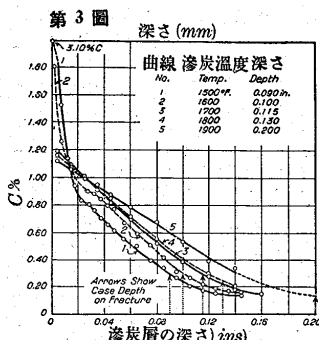
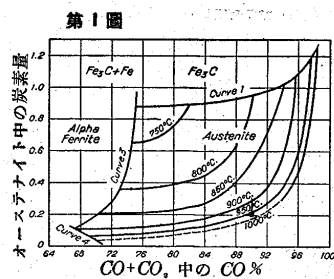
圖に示す如く  $CO-CO_2$  と平衡にあるオーステナイト中の炭素量を縦軸にとり數種の温度について平衡曲線を出した。この圖により 95%  $CO$  雰囲気中では 900°C で長時間加熱すれば充分といふ事がわかる。尙 900°C の線が 95%  $CO$  の縦線と交叉しこゝが  $C 0.75\%$  に相當してこれが試片小なれば急速に  $0.75\%$  の  $C$  のものになる事を示してゐる。同温度で  $CO$  の%が大になると曲線が右に向ひ曲線 1 と交叉  $Fe_3C$  の範囲に入つてゐる。即ち 900°C で  $CO$  量大なれば試片の表面は完全に  $Fe_3C$  に滲炭される事を意味す。

第 2 圖に Bramley & Lord 氏の状態圖を示す温度曲線は第 1 圖と大體同様であるが後者の方は同じガス成分で、炭素量に對し温度が低い。この點に關しては McQuaid の第 3 圖を参照せられたい。

圖の左端の曲線が同温度に於ける表面の炭素量を示す、1,500°F では表面近くは  $C 3.10\%$  で 1,600°F では  $C 1.8\%$  1,600°F 以上では約  $C 1.2\%$  となつて居る。然し低温で表面炭素量大でも滲炭の深さは大とは云へぬ。低温では表面は  $C$  量大でも内部への擴散度小となる。Enos 氏の試験によると鋼片を木炭のみの中で 1,680°F で 6 時間滲炭して共析鋼より少し  $C$  が少く表面で約  $0.65\%$  でこれは高橋氏の状態圖に於て 915°C で 95%  $CO$  のガスの  $CO-CO_2$  の平衡から考へられる事である。促進剤があると普通極めて速かに 915°C 位で  $1.20\%$  附近の  $C$  に迄滲炭し得るものである。高橋氏の状態圖によつてみると 915°C で  $C 1.20\%$  では  $CO$  は 96~97% の間に入り結局促進剤は  $CO$  量を 1~2% 上げると同様の効果がある事になる。一見この効果小の様ではあるが平衡關係からみてこの程度の温度で  $CO$  量の變化は非常に影響が大きいのである。促進剤としての炭酸鹽の  $CO_2$  は反應に與ると考へられる。促進剤の反應機構については未だ不明である。滲炭温度と滲炭層の深さについては第 3 圖の如きであるが若し時間を考慮に入れれば  $C$  の分布状態は第 4 圖の如くなる。

短時間に深く迄滲炭せしめるには矢張出来るだけ温度を上昇せしめる必要がある。然し一方餘り高温になると結晶粒が粗大化され複雑な形のものゝ變形する恐がある上爐をいためる事がある。滲炭層には  $C$  の外に多少の  $O_2$  が入るがこの量は擴散せる  $C$  に比べて極微量であるが  $O_2$  の擴散機構及び擴散の程度は可成  $C$  に似て居り Schenk は平衡生成物として oxy-austenite なる言葉をつけてゐる。然し材料に初めに多量の  $O_2$  があれば滲炭によつて却つて可成減少せしめる。

鋼に對する酸素の吸收擴散機構は純鐵の場合と異り純鐵の場合  $O_2$  と金屬鐵及び  $C$  のみと關係があるが、鋼の場合は  $Mn, Si, Al$  等の他の元素の存在があり  $O_2$  の擴散に影響を及す。この作用は鋼の滲炭中及び其後の熱處理による結晶粒の成長、大きの變化に大に關係がある。 $O_2$  の外にも擴散するものがあるわけであるが未だ不明でシアン化物や、アンモニヤ化合物があると  $N_2$  は  $O_2$  や  $C$  に類似して居る。ガス滲炭に於ては殆んど滲炭は炭化水素によつて行はれるが  $H_2$  についても同様な事が考へられ滲炭中  $O, N, H$  の影響については一層の研究を要す。ガス滲炭に用ひるガスの範圍は廣く炭化水素と  $CO$  の混合物でこの  $CO$  が屢々問題になる。炭化水素は  $CH_4$  で代表される。Sykes 氏は平衡を研究する上に滲炭も脱



炭も行はぬ  $CH_4$  と  $H_2$  の中性混合ガスを使用した。第 5 圖は氏の實驗を總括したものである。

圖によつてメタンは極めて強い滲炭剤で僅かに 2~3% で充分である事がわかる。 $CH_4$  の最大量は高炭素鋼に低温で僅かに 6% である。第 5 圖は實際的に利用價值多く第 1, 第 2 圖によると C 1% のオーステナイトに平衡するに  $CO-CO_2$  で 95~96%  $CO$  が必要であるが同温度で  $CH_4-H_2$  では僅かに 3~5% の  $CH_4$  でよい事が第 5 圖によつてうなづかれる。(K)

高炭素鐵の鍍金層に起る崩壊現象(Baukloh, W. u. Boeke W. Archiv. f. d. Eisenhüttenw. Jan. 1939. S. 345/7) W. Baukloh u. G. Lewkonja 及び W. Baukloh の研究即ち鑄鐵の水素透過性をアルミニウムを含有する鐵の薄膜鍍金を施すことに依て防止せんとする實驗に於て、偶然に此の膜が崩壊現象を起し、或る部分が完全に崩壊する事を認めた。F. Roll や G. Tammann も同様の現象を既に認めてゐる。

此の現象は工業鐵の Al 鍍金に對し特に重視すべきものであるから、炭素量の異なる Al 鍍金試料や鍍金層と同様の成分を有する熔解生成試料の崩壊現象に就て試験が行はれた。先づ 5 種の炭素量のみ異なる試料、即ち C 0.02%, 0.6%, 1.6%, 2.6% 及び 3.6% のものを作り之を徑 3cm で高さ 3cm の試料に仕上げ、Al 60 Fe 40 の混合物で包み空気を遮断して 1,000°C で 10 時間加熱した。鍍金粉中 Al:Fe の割合を 60:40 にしたものは最も崩壊し易い事が以前の試験によつて知られて居るから此の成分を利用したのである。

同じ試料を各 3 筒を作り、1 個を鹽化カルシウムを入れた乾燥容器内に入れ、他の 1 個を比湿度 100% の容器内に入れて置いた。其の結果は次の如くなつた。C 0.02% 及び 0.6% の試料は濕性空氣中に於て何等崩壊現象を示さず C 1.6%, 2.6%, 3.6% の試料は 3 日後には完全に表面が崩壊してした。之に反し乾燥容器中の試料は高炭素のものも殆んど崩壊せず、茲に於て空氣中の濕氣は Al 鍍金屬の崩壊に決定的な影響を與へることが認められた。更に炭素含有量も亦濕性空氣中に於て崩壊に影響することが知られた。即ち C 0.6% 以下の試料は崩壊を實用上示さなかつたが、C 1.6% を含有することは鍍金層の著しき崩壊の原因となつて居た。

斯様な外觀的崩壊現象の他に何れの組成が崩壊の出発点であるかを確めることが大切であつた。0.6% C の試料は 10 週間空氣中に放置した後も何等の崩壊も顯微鏡組織に於て認められなかつた。しかるに C 1.6% の試料は之と異り、顯微鏡組織により鍍金層に於て崩壊現象が認められた。他の何れの試料にも常に認められた事であるが崩壊現象の出発は既に小棒狀結晶の析出に關係を持って、之が崩壊の原因となり出発点となるらしい。鍍金層の組織が崩壊現象に決定的な影響を有て居るのであるから、之に關して一連の試験を行た。先づ第一に崩壊に關係する棒狀結晶を取り出し其の成分を試験するために次の 7 種類の熔解物を造た。

	Fe (%)	Al (%)	C (%)
(1)	51.2	48.4	0.03
(2)	67.07	32.4	0.1
(3)	70.3	29.3	0.1
(4)	71.6	27.5	0.7
(5)	69.9	28.1	1.3
(6)	76.96	29.2	2.8
(7)	83.17	13.4	3.1

熔解せるものは 30mm 角 100mm 高さの鑄型に注ぎ、冷却後鑄塊を胡桃大に碎き、之に Al 鍍金と同様の處理を與へた。此の試験で新たに認められた事は試料は乾燥空氣中では實用上表面のみ徐々

崩壊せしが濕性空氣中では崩壊が著しいと云ふ事である。(1)~(3) 試料は濕性空氣中に 9 箇月間置いても表面は尙金屬表面を保ちたるに反し、(4) 試料は 6 週間にて既に粉狀に崩壊し、(5)~(7) は二三日で完全に崩壊した。此の崩壊試料中には棒狀結晶が析出し居り、濕性空氣中に於て處理する場合ガスの發生著しく、ガス壓は 100 mm Q. S. を越えた。そこで問題の棒狀結晶は Al 炭化物が Fe-Al 炭化物であるに相違ないと考へられた。更に之を確めるためこの結晶を取り出してレントゲン試験を行た。この試験に於ては此の棒狀結晶は  $Al_3C$  であることが解た。

次に Al 鍍金材は多くは高温ガスに曝されるものであるから、此の條件が如何に影響するかを試験するために Fe 66.38%, Al 31.9%, 1.3% C の材料をブンセン燈にて 350, 450, 750°C で 300 時間熱して見て其の安定性を試験した。此の材料は普通の濕性空氣中では速に崩壊するのであるが、高温では割合に安定であつた。350°C では強い崩壊を示したが 450° 及び 750°C では崩壊は非常に僅少であつた。(F. K.)

1938 年に於ける合金鋼 (Priestley, J. W., B. F. S. P., 1937, Jan.) 1938 年の製鋼法として目立つものは特殊の脱酸用、清淨用合金、粒子細化剤等の使用増加及び一般合金鋼特に不銹鋼の成分改良等である。脱酸、清淨合金中で一般に廣まつたのは 60~70% Mn を含む Si·Mn; Zr·Si 及び Ca·Mn, Ca·Si の如き Ca 合金である。

Silvaz 粒子細化剤は Si, V, Al, Zr を含む有効な合金で脱酸清淨剤ともなる。加炭を憚む場合は Si-Mn が適當である。Si-Mn は一般高炭素 Fe-Mn の半分以下の C しか含んで居ない。即ち低炭素のリムド、半キルド、キルド鋼の製造に有利である。深絞り用の良質リムド鋼の製造に鋼中の C と O を正確に調節する必要がある。低炭素質のものは一般に過剰の O を含むが少量の Si-Mn を注意して使用することによりこれを除去することが出来る。Cr を加へる場合は Si-Mn で酸化した熔溶を豫備處理すると地金は脱酸され Cr の歩止りは増し清淨な延性に富んだ鋼が出来る。

Zr·Si は脱酸と S 及び N の除去或は調節の二作用を行ふ。電氣爐に使用すると Zr-Si は熔融點の低い化合物をつくり他の酸化物を凝集し除去する。又 S 及 N と結合して鋼を機械工作し易く、柔かく且つ耐衝擊的ならしめる。Zr-Si は一般炭素鋼及び合金鋼に適當であるが中でも高 Mn 質のものに適する。Ca-Mn-Si は鋼の仕上げ物として用ひられ深部まで硬化し易い清淨は粗粒の鋼を生ずる。このものは鍛造及び壓延鋼の横方向の強度を改善し又鑄物の延性を増す。各種の不銹鋼、高速度工具鋼及び横方の應力を受ける特殊鋼の脱酸に用ひらる。Ca·Si, Ca·Mn·Si は共に Si 單獨の場合よりも脱酸力強くしかも脱酸生成物は鋼中に残らない。これ等の合金を取鋼中に加へる場合は 2~6wt% 位が有效である。

粒子細化剤及脱酸剤の中で Silvaz 合金が最も有望である。この合金は Si を約 45%, Al, V, Zr の各 7% を含み一般にこれ等各成分を單獨に加へた時よりも効力大きい。このものを使用する時は普通の Fe-Si その他の脱酸剤を加へる必要はない。Silvaz を加へると有害な介在物を生ずることなく微細組織を與へることが出来る。V 以外の粒子細化剤は多く粒子を調節するに有效な程加へると介在物を生ずる傾向がある。鋼中に介在物のないものは機械旋削に當り工具の壽命を長びかすことは明かである。又 Silvaz を用ひると鋼の機械的性質が改善され特に衝擊抗力が強くなる。更に又熱處理に無頓着に變形に對する力が強くなる。斯様な効果は脱酸剤と



粒子細化剤とが巧みに組み合わせられこれが一緒に加へられることにより各成分が一層有効に働くためと信ぜられる。

少量の合金成分を加へた鑄鋼例へば Cr 3%, V 0.1~0.15% の Cr 鋼或は 1~2% Mn 鋼に V, Cr, Ti, Al, Ni, Co, Mo, を加へたものは抗張力を犠牲とせず重量を減じ度い場合に使用される。又 Cr-Mn 鋼は特許の熔接棒として特に高張力の熔接を必要とする場合に應用される。高合金 (35-15) Ni-Cr 鋼の radiant tube は目下自動車、鋼、非鐵等の諸工業熱處理爐に廣く使用されて居る。この地金は燃燒成生物の熱度及腐蝕に耐える。

耐腐蝕鋼に對する成分の改良も行はれて居る。使用上最も適當な耐腐蝕鋼をつくるために特殊の成分を加へたり従來の成分の量を變へたりすることが屢々ある。18/8 に對するこの種の改良は粒間腐蝕とか穿孔腐蝕とか更に恐らく高温スケール化等に對する耐力を増加すると思はれる。或場合は従來の成分を増しただけで満足すべき性質を得ることがある。例へばオーステナイト鋼としての Cr-Ni の割合が 19/9 或は 24/12 とする如きである。Mo が穿孔性腐蝕に對する耐力を増すために加へられることがあるがこの場合 Cr 量を少し減らすとオーステナイト組織が完全に保たれる。これは Cb の如きフェライトを生じ易いものゝ場合も同様である。Mo, Cb の如きフェライトを生じ易いものゝ加へ然かも Cr 量を減じないで尙且オーステナイト組織を保ち度い場合は Mn, Ni の如きオーステナイトを生ずるものゝ%を増せば良い。18/8 Cr-Ni 鋼の穿孔性腐蝕を除くため 18% Cr, 12% Ni, 3% Mo のものが出來て居る。又 18/8 Mo よりも穿孔し易いため管用に供せられる不銹鋼の一種に 16% Cr, 13% Ni, 3% Mo のものがある。18/8 Cr-Ni 鋼の Mn 量を増加する傾向がある。1~2% の Mn はこの種鋼の熱間工作性を改善し且つ熔接に一層適當ならしめる。又これにより一般的性質及耐腐蝕性も改善される。粒間腐蝕を防ぐために 18/8 Cr-Ni 鋼に C 含有量の 10 倍以内の Cb を加へる。これは Mo 含有のものにも有効である。Cb の添加は注意して行へば 80% 以上の歩止りが期待し得られる。Si は 18/8 Cr-Ni 鋼に高温に於ける耐酸化性を與へるために加へられる。適量の Mn を有する含 Cb 不銹鋼は 0.5% Si の存在によつて熔接棒としての用途が大に改善された。又約 1% の Si は肌の良い鑄物を得るために屢々オーステナイト不銹鋼に加へられる。Si 及び Mn を正規に含有して居る Cr-Ni オーステナイト不銹鋼に約 0.18% の N を加へると降伏點、抗張力、ブリネル硬度を増し然かも延性及び衝擊抗力を充分に保持する。N を加へるには高窒素 Fe-Cr を用ひる。

Cr 單一系の不銹鋼その他の單一 Cr 鋼にも亦種々の改良成分の添加が行はれて居る。この種鋼に N を加へる効果は鍛造試料に對する物理試験によつて充分に指摘されて居る。即ち 0.07% C を含む 13% Cr 鋼に對し N 量を 0.025% から 0.08% に増すと 950°C か油中焼入した場合降伏點及び最大抗力をいづれも 40,000 lb/in<sup>2</sup> 増加する。かくの如き高 N 鋼では降伏點 178,000 lb/in<sup>2</sup> 最大抗力 194,000 lb/in<sup>2</sup> B.H.N. 400 以上と云ふのは珍らしくない。焼鈍状態に於ても N の添加は矢張り降伏點、抗張力、B.H.N. を増す。然し高 Cr 鋼に N を加へることは高温に於ける耐酸化性には見るべき効果を與へない様である。N は高 Cr 鑄物には粒子細化用として早くから使はれて居る。壓延用高 Cr 鋼にこれを使用することは興味ある近代の發達である。

Cb は自硬性の Cr 鋼に有効である。Cb は自硬性を除去或は大に減ずるので従て工作を容易ならしめる。尙 Cb は衝擊抗力或は靱性

を安定化するるのでその爲 Cr 鋼は與へられた熱處理或は試験溫度の如何に拘らず強さと粘さを保つ。Cr 鋼の耐酸化性、匍匐限界、熔接性等も亦 Cb の加用によつて改善される。これは又 Mo 含有 Cr 鋼にも同様有効である。(G. M.)

## 8) 非鐵金屬及び合金

**非鐵合金鑄造法 (15) 高力眞鍮 (Laing, J. & Rolfe, R.T., The Metal Ind. London. Dec. 16, 1938, 585)** 四六眞鍮に及ぼす添加元素の影響に付 Guillet の亜鉛等量と組織の關係及添加金屬が機械的性質に及ぼす影響を述べ次に高力眞鍮規格の例を上げて居る。機械的性質に及ぼす影響に就ては多くの人の試験結果を示し最後に参考文献を示して居るが之を要約すると。

Al:- 強度と硬度を増し延性を減ず。即

Smalley	Al 添加量 %	0	1.0	1.54	2.18	3.02	
	抗張力 $t/in^2$	24.9	32.0	35.2	36.4	42.0	
	伸度 %	49.7	33.5	18.5	21.5	21.5	
Gender	Al 添加量 %	0	1.9	2.8	3.4	4.2	5.0
	抗張力 $t/in^2$	25.2	34.8	37.9	38.6	38.0	35.6
	伸度 %	50.0	20.0	20.0	12	11.0	1.0

Fe:- 約 0.3% にて Fe-Zn 又は Cu-Fe-Zn の微粒化合物を生ず。結晶を微細ならしむ。Smalley 又 Ellis に依ると 0.75% Fe Fe % 0 0.95 1.56 2.52 抗張力 24.9 26.8 26.8 26.5 の時の強度の増加は 1.4 kg/mm<sup>2</sup> にて 1.4% Fe は添加せざるに同じく伸は Fe 1% につき 3.5% 増加す。

Pb:- 0.3% までは固溶體となる。0.5~0.6% までは影響なかるべし。

Mn:- 鐵の溶解度を増し耐蝕性を良好にす。β 相中の Mn の化合物が強度増加に與るものと考へられる。Mn 量 4% まではその 1% につき抗張力約 0.98 kg/mm<sup>2</sup> を増加す。伸は Mn 1% の時最大にて約 6% 増加す。

Ni:- 2% 添加にて他元素の溶解度を増し耐蝕性を著しく良好ならしむるも 5% 位までは質的影響餘りなし。

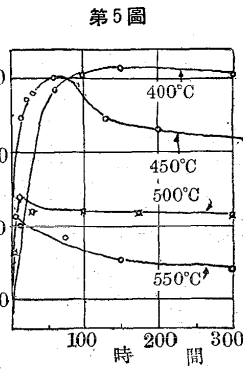
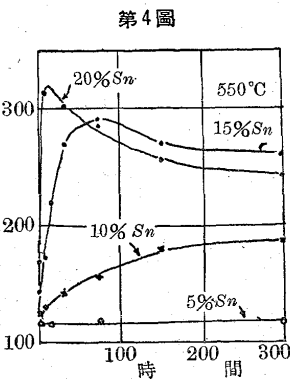
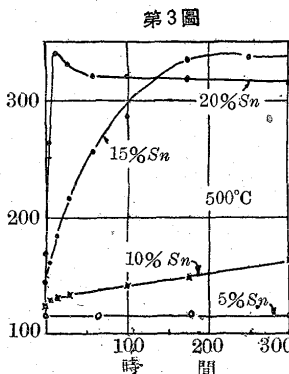
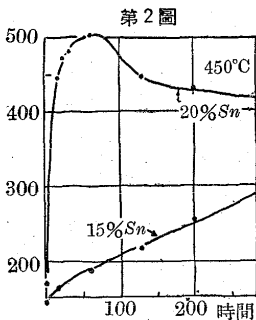
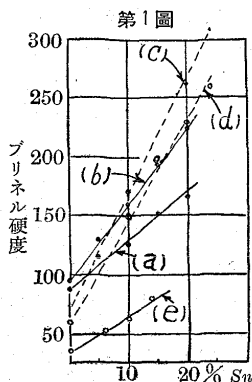
Sn:- 強度と硬度をまし延性を減ず。又耐蝕性を改善す。其の溶解度は Zn 量と共に増し四六眞鍮では 1.5% に達す。

錫 %	0	0.47	1.00	2.11	2.98
抗張力 $t/in^2$	24.9	26.2	26.7	26.1	21.25
伸度 %	45	44	32	13	1.5
ブリネル硬度	90	87	98	114	136

概して β 眞鍮は強度に於て α に優るが疲勞限低く且耐蝕性劣る。Hudson に依ると耐力比 (疲勞限/抗張力) は αβ にて 0.33, β にて 0.21 なり。(J. A.)

**7/3 Ni-Cu 合金の析出硬化 (Erich Fetz., The Metal Industry. Dec. 2, 1938. 533.)** 著者の試験結果を概括すれば (1) 7:3 Ni-Cu 合金の析出硬化は Sn の添加量と共に増大し Sn 20% の時ブリネル 500 以上となる。(2) 析出硬化と加工硬化との重複作用は特別の場合にのみ認められた。(3) Sn 5% 及 10% のものは 90% 冷間加工し得、15% Sn のものは相當冷間加工し得。(4) Sn 添加に依り焼入せるものゝ、歪硬化の影響を著しく大ならしむ。試料の製作には不純物少き Cu, Ni 及 Sn を使用し高周波誘導電氣爐に依り黒鉛坩堝で下記割合にて熔解した。

	Ni %	Cu %	Sn %		Ni %	Cu %	Sn %
1	70	30	0	4	59.5	25.5	15
2	66.5	28.5	5	5	56	24	20
3	63	27	10				



7/3 Ni-Cu の硬度に及ぼす Sn の影響

含 Sn-7/3 Ni-Cu の 450°C に於ける時効影響

含 Sn, Ni-Cu の 500°C に於ける時効

Ni-Cu 合金の 550°C に於ける時効々果

56/24/20, Ni-Cu-Sn 合金の析出硬化と時効温度及時間の關係

- (a) 70/30 Ni-Cu 焼入
- (b) 70/30 Ni-Cu 焼物
- (c) Ni-Sn 焼物
- (d) Ni-Sn 焼入
- (e) Cu-Sn 焼物

第 1 圖は上述合金を 1,000°C より焼入せる場合と鑄物の儘のものとの硬度を示し第 2, 3, 及 4 圖は焼入せる合金を 450, 500 及 550°C にて 300 時間加熱せる場合の硬度變化を示すもので Sn の増加と共に析出硬化の影響を増し, 最高硬度に達する温度は降下せり。

第 5 圖は Sn 20% にて 400~550°C 間の硬度變化を示し温度上昇につれて最高硬度に達する時間が減て居る。之は沈澱物の結晶成長速度が早くなるからである。

から 4,000,000t の銑鐵が生産された。1938 年の最後數ヶ月に於て, 1,400,000t の銑鐵が作られたが本年は更に著しい増産が期待される。又, ハンネッケン大將は次の如く言た。目下出來得る所では, 非鐵金屬特にマグネシウム, 及びマグネシウム合金(これは獨逸では無限の供給が得られる)が鐵鋼の代りに使用されてゐる。諸工業は鐵の代りに輕金屬の使用を命令されて居るがその結果自動車工業に於てはマグネシウム合金の使用を増大しつゝある。兵器工場に於ては先づ第 1 に鐵及鋼の供給を要求する。(Iron Age, 1939, 2, 9.)

### 10) 工業經濟及び政策

合衆國鐵道載貨上に於ける製鐵業關係貨物の地位 (日本鐵鐵參考資料, 第 6 卷第 2 號)

昭和 12 年 (1937) に於けるアメリカ合衆國鐵道の輸送貨物各 5t が製鐵への原料及びそれより積出れる製品の載貨が占める地位であつた。之れを總 t 數に於て示すと, 同年の中約 212,000,000t が製鐵業の原料及製品で即ち同年鐵道の輸送貨物 998,398,000t の 21% に相當した。以上の數字は洲商務委員會の發表資料を基礎としてアメリカ鐵鋼協會に於て見積たものである。1937 年中, 鐵道が製鐵工場へ運んだ主重原料(斯業の消費せるもの)たる鐵鋼石, 石灰, 石灰石及び屑鐵の t 數は約 162,000,000t で, これが輸送に要した貨車約 3,000,000 臺に達した。此の數字には機械, 耐火煉瓦, 其他製鐵會社が買入れた設備品は含まれてゐないからこれが加はれば更に大きい數字になる譯である。又製鐵工場から其の顧客へ積出した銑鐵, 鋼製品の載貨 t 數は約 50,000,000t で, この輸送に約 1,342,000 臺の貨車を必要とした。1937 年に於て鐵道が製鐵業の活動に直接起因する載貨 212,000,000t の輸送に依て受けた収入は 472,000,000 弗以上に達した。以上を判り易くする爲め表示すれば次の通りである。

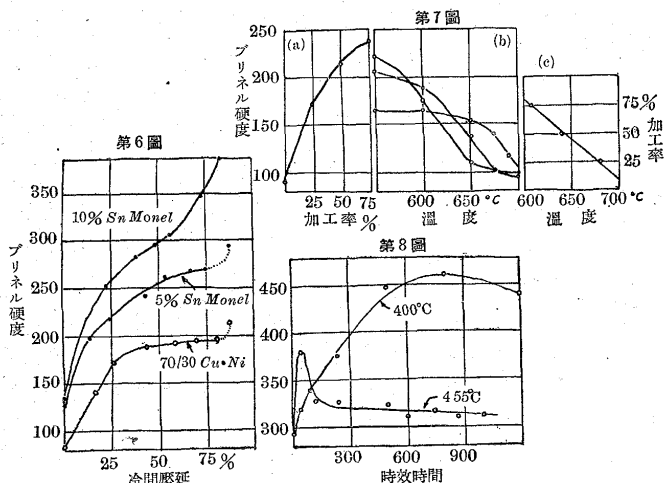
1937 に於ける合衆國鐵道の載貨中製鐵業關係載貨數量 (t は 2,000 lbs)

米國輸送貨物 t 數總計 998,398,000t

内, 製鐵業の原料及び製品 t 數合計 212,000,000t (載貨總計の 21%)

- (イ) 製鐵工場への主要原料輸送 t 數 162,000,000t (所要貨車 3,000,000 臺 (鐵鋼石, 石灰石及び屑鐵))
- (ロ) 製鐵工場より積出せる銑鐵及鋼製品 t 數 50,000,000t (所要貨車 1,342,000 臺)

製鐵業の原料及び製品輸送に依る鐵道の収入 472,000,000 弗



第 6 圖 7/3 Ni-Cu の加工硬化に及ぼす Sn の影響

第 7 圖 冷間壓延せる 7/3 Ni-Cu 板の加工硬化と軟化

第 8 圖 40% 冷間壓延せる 59.5/25.5/15 Ni-Cu-Sn 合金の析出硬化

第 6 圖は冷間加工率と歪硬化との關係を示し Sn を含むものは加工中, 中間焼鈍を行ふを要する。第 7 圖は壓延及焼鈍の影響を示すもので加工硬化せるもの軟化には 600°C × 1hr 以上を要する事を示す。

析出硬化と加工硬化との二重作用は第 8 圖に示す如く 15% Sn のものを 40% 冷間加工せるものに見られる。其の他の成分については表示して居るが加工硬化せるものも低温に長時間加熱する事に依て硬度の減少を來して居る。(J. A.)

鋼の代りに輕金屬使用命令 (獨逸) (日本製鐵參考資料第 6 卷第 2 號 昭 14, 3, 31)

最近ミュンヘンに開かれた國家社會主義政策委員會の年會に於てハンネッケン大將は生産の國家統制組織を概説したが其の際主要問題の一として鐵の供給と國內低級鐵石の開発とを力説した。1938 年に於ける獨逸の鐵鐵石採掘高は合計 15,000,000t に達し, これ