

## 抄 録

## 製鋼及び製鋼反應

トーマス法に於ける轉移點及び轉移前の一定の時期の決定 (Karl Georg Speith, Helmut Bücken: Stahl u. Eisen 72 (1952) 16 934~935)

トーマス鋼を製造する場合、轉移直前に鐵石、ミルスケール、石灰石等の冷却劑を添加しなければならないが添加が早過ぎれば窒素の増加を阻止し得ず、遅過ぎれば完全に反應し得ないから添加時期を適確に捉へることが重要である。この時期を時間を測定することにより決定するのは、送風量が變動する爲に十分でない。熔銑成分が殆んど同じ場合は送風量の測定、廢ガス分析、酸素のバランス等によつて確認されているように、熔銑t當りの所要送風量は殆ど變化しない。そこで送風量の測定によつて、冷却劑添加の時期を正確に決定することが出来る。我々は普通操業の場合について、裝入熔銑量及び單位時間當りの送風量に應じて添加時期を簡単に決定出来る計算圖表を作成した。又この圖表を十分な精度で、實際作業に利用し得ることが證明された。所要送風量は熔銑成分によつて異なるから、熔銑成分の變動が甚しければ、相應した數多くの計算圖表を用意しなければならない。

この方法は酸素富化吹鍊にも利用することが出来る。然し酸素の添加割合が變動するような場合には、酸素供給管から導かれた酸素量を送風から來た酸素量に加へねばならない。この計算には自動的に指示し得る装置も考へられる。又酸素-炭酸ガス或は酸素-水蒸氣の混合ガスで吹鍊する場合には、この方法は轉移點の決定に有効である。と云うのはこの吹鍊方法では、焰が消滅せず肉眼で轉移點を認めることが困難であるからである。勿論炭酸ガス或は水蒸氣の精鍊作用を豫め決定しておく必要がある。(耳野 亭)

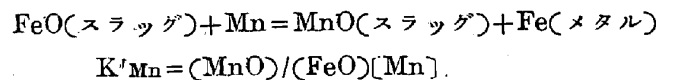
溶鐵と FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> スラッグの間の Mn 及び O の分配 (H.B. Bell, A.B. Murad, and P. T. Carter; J. Metals, 4 (1952) No. 7, 718)

溶鐵-溶滓間の Mn 反應の平衡恒數は Körber 及び Oelsen, 更に Chipman, Gero 及び Winkler に依つて FeO-MnO 系及び SiO<sub>2</sub> 飽和の FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> 系スラッグについてかなり正確な値が求められている。然しながら SiO<sub>2</sub> 未飽和のスラッグについては系統的な

研究はない。本論文はこの SiO<sub>2</sub> 未飽和の FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> 系スラッグについて Mn 反應の平衡恒數の測定並びに熱力學的考察を行つたものである。

實驗には二種の爐を用いた。第一は Taylor 及び Chipman の使用した回轉式の爐である。本研究の如きスラッグでは爐の回轉と共にスラッグが坩堝の周圍に持ち上げられ、ライニングがかなり浸蝕されるので、これについては豫めメタルを溶かしておき、生成された FeO を少しく坩堝の周圍に浸み込ませておくとスラッグに依る浸蝕が餘程少なくなる。實驗溫度は大體 1550°C であり、平衡達成時間は約 30 分である。試料は凝固してから、スラッグとメタルを分離して採つた。第二は抵抗爐を用い、溶化マグネシヤ坩堝中で反應を行わせ、1550°C に約 1 時間保ち平衡に達した後スラッグの試料は眞鍮棒の先端につけて採り、メタルの試料は Taylor の考案した試料採取器で採つた。

Mn 反應は次の式で表わされる。



$K'_{\text{Mn}}$  はスラッグ中の SiO<sub>2</sub> の含有量と共に大きくなつていく。これは FeO, MnO のいづれか一方の、又は兩方の活量係数が SiO<sub>2</sub> の増加と共に變化しているためである。 $K'_{\text{Mn}}$  を SiO<sub>2</sub>=0 に外挿した値は Chipman, Gero 及び Winkler が FeO-MnO 系スラッグについて求めている 3.8 (1550°C) に一致している。この値を平衡恒數として採れば次の式が求められる。

$$3.8 = (\alpha_{\text{MnO}}) / (\alpha_{\text{FeO}})(\text{Mn}) \quad 3.8 / K'_{\text{Mn}} = \gamma_{\text{MnO}} / \gamma_{\text{FeO}}$$

こゝで  $\gamma_{\text{MnO}}$ ,  $\gamma_{\text{FeO}}$  のいづれか 1 分れば他は計算出来るわけであるが、FeO-MnO 系及び FeO-SiO<sub>2</sub> 系についての從來の研究並びに本實驗の酸素の分配平衡の結果から FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> 系に於いても FeO は "ideal" な性質を持つと假定される。即ち  $\gamma_{\text{Mn}} = 3.8 / K'_{\text{Mn}}$  となる。この式から MnO-SiO<sub>2</sub> 系に於ける  $\gamma_{\text{MnO}}$ ,  $\alpha_{\text{MnO}}$  を求めた。更に Gibbs-Duhem の式に依つて  $\alpha_{\text{SiO}_2}$  を算出した。FeO-SiO<sub>2</sub>, MnO-SiO<sub>2</sub> 及び CaO-SiO<sub>2</sub> の三系の活量の値はこの順序で小さくなつて居り、これは Fe, Mn 及び Ca と O の結合力の強きの順序に一致している。次に 1550°C に於いて FeO-MnO-SiO<sub>2</sub> スラッグと平衡する溶鐵中の Si, Mn 及び O の濃度を次のようにして計算した。即ち Mn については

$$[\%Mn] = \gamma_{MnO}(\Sigma MnO) / 3 \cdot 8(\Sigma FeO) \\ = (\Sigma MnO) / K'_{Mn}(\Sigma FeO)$$

から、又 Si については Körber 及び Oelsen の求めた

$$[\%Si] = 4 \cdot 5(a_{SiO_2}) / (\Sigma FeO)^2$$

から算出した。この結果は然し Hilty 及び Crafts の結果と餘りよい一致は示していない。完全な結果ではないが、近似的な値としては用いられるであろう。

(森 一美)

**珪酸鐵スラッグの熱力學：固體 SiO<sub>2</sub> 飽和スラッグについて** (E. J. Michal and R. Schuhmann; J. Metals, 4 (1952) 723)

SiO<sub>2</sub> 及び酸化鐵を含むスラッグの性質は銅製鍊、酸性製鋼及び珪酸質耐火物等の問題に重要な意義を有する。このスラッグは酸化鐵としては FeO 及び Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の兩方を含ものであるとて嚴密に言へば FeO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 三元溶液と考へなければならぬ。従つて本系の組成變化は次の二種類に分けられる。

(1) SiO<sub>2</sub>/全酸化鐵の比が SiO<sub>2</sub> の量が最大である SiO<sub>2</sub> 飽和の状態からこれの最小である wüstite 飽和の状態まで變化すること。

(2) 系が酸化状態にあるか、還元状態にあるかに依つて、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/FeO の比が變化すること。

前に Schuhmann 及び Ensio に依つて γ-Fe と共存する珪酸鐵スラッグの熱力學的性質について CO-CO<sub>2</sub> 混合ガスを用いてスラッグ中の酸素の活量を求める研究が行われた。本研究は、これと同一趣旨の實驗を固體と共存する珪酸鐵スラッグについて行つたものである。

スラッグを溶かす石英坩堝は二重にし、その間には石英を粉砕したものを填める。CO-CO<sub>2</sub> 混合ガスはスラッグ中に直接吹出される。混合ガス中の CO<sub>2</sub>:CO の比を適當に調節し、スラッグ中にはいる前とスラッグから出て行く場合のガス分析結果が同一の値を示すようにして、この場合の値をガスの平衡組成とした。

1250°C, 1300°C 及び 1350°C の三つの温度について γ-Fe 飽和の状態から magnetite 飽和の状態までの成分範圍に亘り測定を行つた。この成分範圍では SiO<sub>2</sub> 又は FeO+Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の濃度變化は比較的小さい。然し Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の濃度は 0.76~22.23% と大きく變化している。例へば 1350°C に於いて Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0.76~22.23% の變化に對して、平衡ガス濃度 CO<sub>2</sub>:CO は 0.1186~125 である。Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が少ない場合には Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の濃度變化に對して平衡ガス濃度の變化はかなり大きい。pCO<sub>2</sub>:pCO と Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>%

の關係は温度には殆んど無關係である。最低の酸化状態ではスラッグは SiO<sub>2</sub> 及び γ-Fe と共存し、最高の酸化状態では SiO<sub>2</sub> 及び magnetite と共存する。

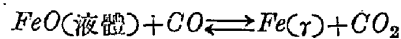
實驗結果から SiO<sub>2</sub> 飽和スラッグについて FeO 及び Fe の活量を次のようにして求めた。スラッグの成分を FeO, O 及び SiO<sub>2</sub> とすれば次の式が成立する。

$$N_{FeO} d \log a_{FeO} + N_O d \log a_O + N_{SiO_2} d \log a_{SiO_2} = 0 \dots (1)$$

a<sub>O</sub> は pCO<sub>2</sub>/pCO に比例するから d log a<sub>O</sub> = d log (pCO<sub>2</sub>/pCO) であり、又 a<sub>SiO<sub>2</sub></sub> = 1 とすれば次の式に依つて a<sub>FeO</sub> が計算出来る。

$$\int d \log a_{FeO} = - \int (N_O / N_{FeO}) d \log (pCO_2 / pCO) \dots \dots \dots (2)$$

次に Schuhmann 及び Ensio の研究、及び FeO の還元反應即ち



の平衡恒數から a<sub>Fe</sub> を與へるものとして次の式を導びいた。

$$\log a_{Fe} = \log a_{Fe} - \log (pCO_2 / pCO) + 2640/T - 2 \cdot 157 \dots \dots \dots (3)$$

最後に magnetite 飽和の場合の a<sub>Fe(γ)</sub>, pO<sub>2</sub> の値を用いて magnetite の生成の遊離エネルギーが次の式から求められた。

$$3Fe(\gamma) + 2O_2 \rightleftharpoons Fe_3O_4(\text{固體}) \\ \Delta F^0 = RT (\ln a_{Fe_3O_4} - 3 \ln a_{Fe(\gamma)} - 2 \ln pO_2) \dots \dots (4)$$

(森 一美)

**鐵鋼の性質**

**歐洲に於ける純鐵の眞空熔解實驗**

(Tom Bishop; Metal Progress, 61, No. 4, April, 1952, 75-81)

眞空熔解を行つた純鐵には種々な特性があり、現在英國、オランダの研空所等で研究されている。National Physical Laboratory ではスエーデン鐵を用い 25 lb の熔解を行つているが、この方法は、先づ 75 lb 傾注爐で酸化氣中で熔解し、次いで、25 lb 爐で眞空熔解及び水素處理を行うものである。酸化熔解は熔落まで 1 時間半さらに 1 時間酸化し、次いで 20 分間 N<sub>2</sub> 及び Ar ガスを吹きつける。出來たインゴットは切斷して四鹽化炭素で清淨にし、次に 25 lb 爐で還元熔解する。これは 2 時間半で熔落するが、この間 10mm Hg 壓 H<sub>2</sub> 氣圈に保ち、後 0.05mm Hg 壓にして 1 時間保ち、再び 1atm H<sub>2</sub> を湯の上に吹つけ、還元が完了した時に 5cm Hg 壓に保ちつゝ鑄型に鑄込み、このまゝ一晩放冷するがこの

場合  $H_2$  圧は 5cm Hg 以上でも、以下でもインゴットに缺陷が生ずるといふ。合金元素は還元熔解時に脱酸を行つてから添加する。こゝで得られた純鐵 35 種についての化學分析結果は次のごとくである。即ち C: 0.002~0.004, Si: 0.002~0.003, Mn: 0.004, S: 0.004~0.006, P: 0.001max, Ni: 0.005~0.007, Cr: 0.001, Cu: 0.004~0.007, Al: 0.001max. 又真空熔融法による 24 試料のガス分析結果は、次の範囲にある。  
 $O_2$ : 0.001~0.002,  $N_2$ : 0.001~0.002,  $H_2$ : 0.000005 (trace)

歴延焼準された純鐵の機械的性質は常溫から  $-73^\circ\text{C}$  までは伸びが良く、 $-196^\circ\text{C}$  に於ける破面は劈開に沿い脆いが、 $\sigma_B$  100,000 Psi,  $\delta$  5% で、衝撃帯脆點は  $-15^\circ\text{C}$  に生ずる。 $O_2$ : 0.002~0.003% になると、伸びは前者に近似するも  $-196^\circ\text{C}$  の  $\sigma_B$  60,000~70,000 で破面は一部粒界に沿い、衝撃帯脆點は高温側に移る。Mn 5% 迄は  $\sigma_B$ ,  $\sigma_s$  を増し、衝撃帯脆點を下げる。C は 0.01% では  $\sigma_B$ , K<sub>b</sub> 共に影響はないが、0.05% では衝撃帯脆點を上げる。2% Mn, 0.05% C は Mn だけのものより衝撃帯脆點、抗張力臨界點を降下する。

焼入時効及び至時効を研究するため、J. D. Fast (オランダ) は前述の 25lb より小型の 6lb 爐で C,  $N_2$ ,  $O_2$  0.001% 以下の純鐵を熔解し、C, Mn,  $O_2$ ,  $N_2$  の時効硬化に及ぼす研究を行つた。C,  $N_2$  は焼入時効を起し、Mn は C の作用に何等影響を及ぼさないが、 $N_2$  の効果を抑制する。 $O_2$  は焼入時効、至時効共に大なる影響を與えない。即ち至時効の主因は  $N_2$  で、0.001% 以下で明瞭にその効果が現われ、常溫時効を生ずるが、C はむしろ高温時効 ( $100^\circ\text{C}$ ) を生ずる。なほ Mn は  $N_2$ , C によつて起る至時効に影響がない。(長谷川正義)

### Cr 鋼の機械的性質に及ぼす Cr の影響

(W. O. Binder, H. R. Spindelow, Jr: Trans. A. S.M. 1951, 43 759)

真空熔解した C<0.015%, N<0.01% の Fe-Cr 合金の焼鈍後の機械的性質に及ぼす Cr の影響を 0.3~55% に亘つて、空氣中熔解の場合と比較して調べ、フェライト Cr 不銹鋼の靱性に及ぼす C 及び N の影響を Cr の函數として決定した。普通の不銹鋼の範囲内の Cr 量に於ては、Cr を増加すれば真空熔解及び空氣中熔解の何れも、硬度及び抗張力は同様に増大するが、その絶対値は真空熔解の方が小さい。真空熔解の常溫のアイゾット衝撃値は少くとも 35% Cr までは 80~100 ft-lbs である。非常に高い衝撃値を得る爲の C 及び N の許容總量は 25% Cr では約 0.035%, 18% Cr では約 0.055% で

この範囲内では C 及び N の作用は同様である様に思われる。上述の如く C 及び N が非常に低い事は約 20% Cr 以上の Cr 鋼の衝撃値が非常に高い爲に必要であるが、これに 0.10~0.25% の N を添加すると、C 及び N の非常に少い場合程ではないとしても、結晶粒を小さくし靱性を増大する。又空氣中熔解の 18% Cr 鋼へ N を 0.10~0.12% 以上添加すれば、少くとも 0.12% C までの鋼の衝撃値は、30~50 ft-lbs になる。C 及び N が事實ない場合には、Cr 12~25% の範囲では Cr が増加するに従い靱性は大きくなり、従つて衝撃値が急に低下する溫度は低温の方に移動し、12, 18 及び 25% Cr 鋼に於て夫々  $-65$ ,  $-90$ ,  $-130^\circ\text{C}$  である。以上の如く約 20% Cr 以上になるとフェライト Cr 不銹鋼の衝撃値が低下する原因は、Cr だけではなくて C 及び N の様な他の因子に關係している。(篠田 暉)

### B 處理 Ni-Cr-Mo 鋼 (80B30) の特性

(Lt. R.N. Imhoff, J.W. Poynter; Iron Age, 169, No. 25, June 26, 1952, 102)

B 處理 Ni-Cr-Mo 鋼 (80B30) の焼戻脆性、疲勞強度、低温衝撃抵抗について 8630, 4130 鋼との比較検討を行つたものである。使用した試料の分析値は 80B30 鋼の規格に該当している。

$1600^\circ\text{F}$  及び  $1650^\circ\text{F}$  からの一端焼入法による硬化能は 4130 H (Cr-Mo 鋼) 及び 8630 (Ni-Cr-Mo 鋼) の夫れに對應する。

引張試験の結果、焼準のものは 4130 鋼よりも  $\sigma_B$ ,  $\sigma_s$  は低い。又、R<sub>c</sub> 30~32 に焼入焼戻したものは、 $\sigma_B$ : 136,000 Psi,  $\sigma_s$ : 126,000 Psi,  $\delta$ : 20%,  $\phi$ : 60% であり、この値は 4130 或は 8630 の下限に相當する。水焼入と、油焼入の相違は、前者の方が後者に比して、 $\delta$ ,  $\phi$  が同じ場合、 $\sigma_B$  が優れている。 $600^\circ\text{F}$  で焼戻すと  $\delta$ ,  $\phi$ , H は僅かな變化を示すに過ぎないが、 $\sigma_s$  は増大し、 $\sigma_B$  はむしろ低下する。

低温有溝衝撃試験は、Vノッチ・シャルピー衝撃試験片によつて種々の溫度 (常溫~ $-104^\circ\text{F}$ ) で行つた。この結果、焼準状態では、低温衝撃抵抗が最も低く、脆化點は最高の溫度にあるが、これは 8630 鋼や 4130 鋼と大差ない。 $600^\circ\text{F}$  焼戻によつて  $\sigma_B$  は増大したのであるが、これに反して衝撃抵抗は油焼入のものより常溫に於てやゝ優れている程度であり且つ低温ではむしろ何ら効果がない。 $800^\circ\text{F}$  焼戻では水冷しても爐冷しても衝撃抵抗には殆ど相違がないから  $800^\circ\text{F}$ , 1 時間焼戻處理は焼戻脆性を生じないことを示している。これは同一熱處理の 8630 鋼に近似している。

1,040°F から水冷, 空冷, 爐冷して焼戻したものは特異な脆化曲線を示す。即ち水冷では常温 (+80°F), 空冷及び爐冷では +32°F に於て一度衝撃抵抗が減少して極小点をつくり, 0°F で再び上昇し, 以下の温度では温度降下に従つて低下する。1,040°F 焼戻は非常に衝撃抵抗を改善する (特に 0°F 附近), しかも急冷する程効果的である。このことは又 80B30 鋼の焼戻脆性点 が 1,000°F 附近であることを示している。なお, 焼戻脆性と金属組織的に調べ, Zepheran Chlorid の代りに Rodalon 試薬を用いている。

普通引張試験片及び切欠試験片について 8630 及び 80B30 鋼の比較を行い, 高い  $\sigma_B$  に於て對應する 8630 鋼と 80B30 とのノッチ靱性は後者の方が大きく 3% に對して 6% であり, 低い  $\sigma_B$  の所では, 逆に後者が少く 9% に對して 8% となつている。又普通引張試験片と切欠試験片の  $\sigma_B$  の比は次の如くである。

鋼種	$\sigma_B$ , Psi	比率
80B30	200,000~220,000	1.19
〃	170,000~180,000	1.20
8630	200,000~220,000	1.16
〃	170,000~180,000	1.16

更に振り疲労強度についても引張試験と同様切欠をつけた試料を造り, 普通の試験片と比較しているが (溝の深さ 0.025", 60° 角, 底部 R 0.010"), 焼準状態では普通試験片 45,000psi に對して切欠試験片では 23,000psi の疲労限である。焼入—焼戻したものは 72,000psi に對して 32,000psi で, 焼準及び焼入—焼戻試片の切欠による強さの減少率は夫々 1.9 及び 2.4 である。

以上の結果から B 處理鋼は硬化能が同一である他の鋼に對してすべて代用し得るものではなく, 用途により制限されることが判る。(長谷川正義)

### 低合金鋼の焼戻脆性の顯微鏡試験

(P. A. Jacquet: Comptes Rendus de l' Academie des Sciences 232 (1951) 15. 1422~24)

顯微鏡組織によつて一つの鋼の靱性状態と脆性状態の違いを見出すことが出来る。然し極く微細な粒内又は粒界の組織は通常の方法では見出し難い。それを改良して次の様な方法が述べられている。先づ試片を電解研磨後ピクリン酸で腐蝕し, アセトンの 5% 醋酸セルローズ液で表面を覆う。それには不燃性フィルム又は Rhone-Poulenc R 6-viscosité B 醋酸セルローズを用いる。續いて 30°C 乾燥空気中で乾燥した後表面を剝離する。この方法によつて腐蝕の時に生成する研磨表面の附着物を除去し, 表面の光澤が再び取戻され微細な組織が觀察さ

れる。この様にして得られた Cr 鋼, Ni-Cr 鋼又は Ni-Cr-Mo 鋼などの組織を例示している。この方法は, 遷移温度により特徴付けられる脆性の種々の程度を微細組織と關係付ける簡単な方法である。(牧野 昇)

### 電子廻折法による鐵の滲炭の研究

(J. J. Taillat et S. Okètani, Revue de Metallurgie 49 (1952) 4 262~65)

特殊な方法で極めて薄い鐵の箔を作り, これを用いて滲炭過程を電子廻折法により調べている。薄箔は真空中で NaCl の上に Fe を吹き付けた後, 水流れして NaCl を溶かし去つて得る。實驗は CO ガス又は CO+H<sub>2</sub> ガス雰囲気中に於て滲炭せしめて, その相の變化を定性的に追跡した。得られた Fe の膜は NaCl の (001) 劈開面に生ずる。滲炭實驗を純 CO ガス中及び CO+H<sub>2</sub> ガス中に行つて比較した結果は可成り相違がある。CO ガス中 300~1000°C の温度に於ける反應を調べると, 250°C~300°C 加熱により  $\alpha$ Fe に少量の Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が生じ 350°C になると Fe<sub>3</sub>C が加わり,  $\alpha$ Fe は減少し, 450°C では Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> は僅かである Fe<sub>3</sub>C となり, 700°C 以上になると黒鉛が著しく多くなり, 外に酸化物が認められる。然し新しい相 Fe<sub>2</sub>C は現われて來ない。これに反して CO+H<sub>2</sub> ガス中に於ては 350°C 以上に加熱した場合酸化物は生成せず, Fe<sub>2</sub>C (Hägg 炭化物), か, それに  $\alpha$ Fe と少量の Fe<sub>3</sub>C が混合している。450°C になると Fe<sub>3</sub>C が優勢になり, 他の相は消えてゆき, 次第に温度を上げ 800°C になると黒鉛のみとなる。これによると Fe<sub>3</sub>C は少くとも 600°C まで存在可能であるが, Fe<sub>2</sub>C は 400°C 以上では安定でないことが判る。以上の實驗は多結晶體に關するものであるが, 600~700°C に H<sub>2</sub> 焼鈍することにより單結晶も作り得た。それを用いた實驗によると Fe<sub>3</sub>C (a=4.515, b=5.078, c=6.729Å) はその (111) 面が  $\alpha$ Fe の (001) 面に平行で, (121) 面が Fe の (110) 面に平行であることが認められた。

(牧野 昇)

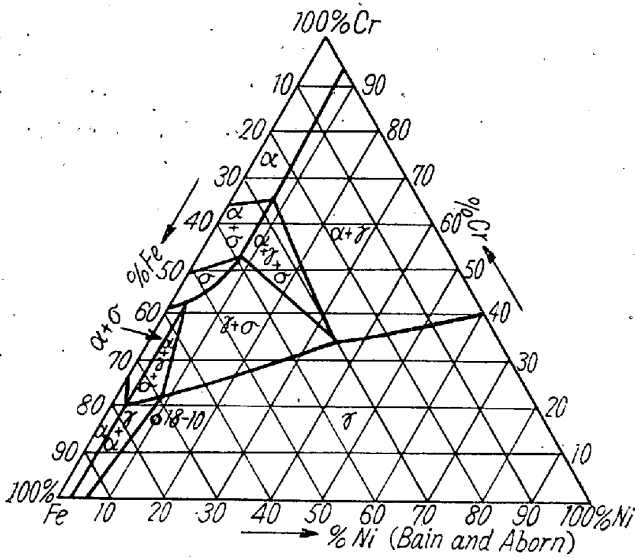
### 高純度 18-10 Cr-Ni 鋼に於けるシグマ相

(S. J. Rosenberg & C. R. Irish: Metal Progress, 61, No. 5, (1952), 92)

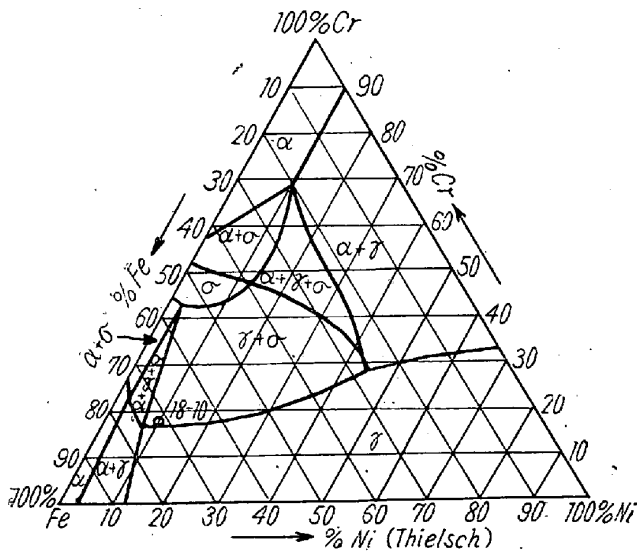
Fe-Cr-Ni 合金の  $\sigma$  相は種々耐蝕性等に就いて問題となつてはいるが, この研究では組成の異つた各種の合金, 即ち第 1 表に示す様な No. 1~No. 3 の 3 種の合金について, その  $\sigma$  相を研究した。Fe-Cr-Ni 合金の 650°C に於ける状態圖を第 1 圖及び第 2 圖に引用した第 1 圖は Bain-Aborn によるもので, 第 2 圖は Thielsch によるものである。本研究に於ては, 各試料共, インゴットは

第1表 試料合金の組成, %

成分	No. 1	No. 2	No. 3
C	0.007	0.012	0.013
Mn	<0.01	<0.01	<0.01
P	0.001	0.001	0.001
S	0.009	0.008	0.008
Si	0.010	0.004	0.003
O <sub>2</sub>	0.026	0.003	0.003
N <sub>2</sub>	0.002	0.001	0.002
H <sub>2</sub>	0.0003	0.0006	0.0004
Cr	17.51	16.80	18.26
Ni	10.25	10.30	9.90



第1図



第2図

2lb, 棒状に鍛造した後, 1100°C で焼鈍した。そして冷間でロールをかけ, これを 430°C/6 週間加熱した。これらの各試料を2分し, 一方は 650°C/5 週間焼鈍し,

他方は冷間圧延してから 650°C/5 週間焼鈍した。Bain Aborn の状態図によると, 18-10 Cr-Ni では, オーステナイトの単相であるが, Thielsch の方は, オーステナイトと  $\sigma$  の2相となつている。しかしこの熱処理試料の組織を見ると, 共に  $\sigma$  相がオーステナイトの中にフェライトを伴つて来ている。いづれもCの多い方が  $\sigma$  相が多く出ている。又冷間圧延した方が, これを行わなかつたものよりも  $\sigma$  相が多量に認められた。即ち, この実験によつて  $\sigma$  相は, 650°C に於て安定なものであることが判り, 第2図に示した Thielsch の状態図の方が合理的であることを実証した。(長谷川正義)

軟鋼の冷間加工性の規定 (P. Bastien et C. Winter: Revue de Métallurgie, 48 (1951) 9. 641~658)

本論文は薄鋼板の冷間加工性を理論的な引張試験曲線と K.W.I. 試験のデータから規定しようとする研究で U.T.A.C (フランス自動車自轉車技術協會) の勸奨の下に行われた実験である。先づ薄板の引張試験及び K.W.I. 試験の結果の分散度の検討を行い, 續いて引張試験の理論的曲線から得られた冷間加工性の基準と實際への應用を調べている。その結果によると焼準又は焼鈍した極軟鋼板の冷間加工性を引張曲線から測定される伸びによつてのみでは豫測出来ない。そのために  $\mu = \delta r / \sigma r$  で表される塑性率を用いることは興味ある様に思われる(但し  $\delta r$ ,  $\sigma r$  は夫々理論的引張試験曲線の最終伸び及び應力)。この係数は 3mm 以上は正しく決定されるが, それ以下は理論的引張曲線を描くことが不正確となる。實際的な観点からみると, この塑性率  $\mu$  の代りに古い型の引張試験の結果から得られる  $\mu'$  と K.W.I 試験から與えられる  $\mu''$  を用いることが出来る。薄板に於ける  $\mu'$  係数は 10/10mm 以上の厚さに止めなければならぬ。それ以下では結果の分散度が著しくなる。これに反して K.W.I の結果は極めて薄くなつても一定であるので, 10/10mm 以下に對して特に有効に用いられる。

(牧野 昇)

ミーハナイトメタルの S 曲線に就て

(C. R. Austin; Metal Progress, Vol. 62, No.2, Aug. (1952) 102~112)

過去 20 年來炭素鋼及び合金鋼の S 曲線に就ては充分なる研究が行われ其の知識の重要さは現代の鋼が何等かの熱処理を施さない以上は經濟的に引合の取れない所迄来て居る事で裏付けて居る状態である。著者はカルシウムシリサイドを以てイノキュレーションを施す高抗張性ミーハナイトメタルの優秀性を更に向上させる意味で特に GA ミーハナイトの S 曲線を作り高 Si のパネ鋼(A.I.

S.I. 9261) の S 曲線と比較しその有効なる利用を強調して居る。

実験された GA ミーハナイトの化学成分は 3.10% T.C., 0.90% C.C., 1.48% Si, 0.99% Mn, で鑄造のままの物理的性質は抗張力 52,000Psi, 曲げ強さ 4,000lb, 曲げ撓み 0.330in., 硬度 HB 235, である。1,560°F と 1,785°F のオーステナイト化温度を選び試料の厚さは 0.04in. の如きものを加熱には純粋な窒素気流中で管状電気爐を用いてオーステナイト化を行い直ちにダイヤトメーターにかけて所定の温度に保たれた鉛浴中に浸し冷却を行つて居る。大體 600~1,040°F 範圍の恒温析出を測定し各變態の終始點は顯微鏡組織を以て補助的な測定を行つて居る。以上の結果を反應曲線に示し特に注目される事は、オーステナイト變態を開始する前に相當な期間其の準備に費されることであつて材質的に見てオーステナイト化の温度を上げるとそれだけ此の鐵の變態潜伏期 (Incubation Period) を長くする事になるとして居る。

GA 型ミーハナイトの S 曲線はこの反應曲線より誘導されたもので前述のパネ鋼 (0.62% C, 2.00% Si, 0.95% Mn, GA ミーハナイトに近い化学成分) の S 曲線と比較し著者は次の諸點をあげている。(1) ミーハナイトメタルのパーライト變態は 1,000~1,350°F の内で起りパネ鋼と略々同じであるが曲線の“ノーズ”は僅かばかり短い様である。(2) ミーハナイトの針狀又は阻止焼入組織への變態は 600~900°F の温度範圍で起るものである。(3) 900~1,000°F の温度範圍ではミーハナイトのオーステナイトは非常に安定なので長時間保持する事はオーステナイト變態を失敗に招く虞があるのでこの温度範圍のミーハナイトは鉛浴に保持し後空冷を以てマルテン變態を完遂している。(4) 900~1,000°F 温度範圍のパネ鋼は可成り變則でオーステナイト+フェライトの部分を僅かに限定している。

最後に 1,560°F でオーステナイト化を行つた GA ミーハナイトメタルに等温變態處理を施して抗張力、ブリネル硬度を測定した結果は次表の通りである。

1,560°F でオーステナイト化後焼入	抗張力 (Psi)	ブルネル硬度
1,000°F で 5min	67,690~68,080	295
900°F で 10min	57,180~59,010	265
800°F で 30min	65,450~65,200	265
700°F で 1hr	76,200~67,040	295
650°F で 2hr	86,970~86,230	340
600°F で 4hr	86,250~81,500	375
焼入 (Gulf “特別焼入”) 後液體窒素で	63,920~57,740	600

耐熱鑄鐵に関する試験 (M. M. Hallett: J. of the Iron & Steel Inst., Lond., 170 (1952), 321)

廣範圍の合金鑄鐵を試料として温度 750~1050° の空中及び含硫の酸化氣圈中の耐酸化抵抗, 成長度, 顯微鏡組織等を比較検討した。又種々の材料に於ける内部酸化の進行機構について觀察した。箱狀鑄物を用いた高温加熱による龜裂發生傾向の試験では特徴のある相違を認めた。實用試験の結果は實驗室試験の結果とよく一致した。

少量の合金元素の添加は比較的低温度に於て scale の發生を少くするに役立つ。特に珪素は 900° までの温度で酸化を減少するに効果がある。900° 以上の温度ではその効果はかなり低下する。クロム含量の高い鑄鐵は最高の試験温度まで酸化抵抗が高い。又、クロム含量の高いものは比較的薄い断面のもので熱應力の發生を避けるようにしたものでは、豫想したほどに龜裂を發生する傾向が少なかつた。Ni-Resist, Nicrosilal, Enduron (16% Cr-1.6% Mn), 33Cr, 30Cr-10N, Silal (5.7% Si, 1% Mn) 等の實驗室試験並びに實用試験の数値が詳細に述べてある。なほ Al を含むものは取扱つていない。(岡本)

## 雜

### インドに於ける最近の製鋼業

(Journ. of Metals, March, 1952, 4 No. 3)

インドに於ける鐵鋼業は、その豊富な鐵鑛石と石炭の資源から見ても、非常に有望であるが、最近まで顯著な發達は見られなかつた。年間鋼材生産高は僅かに 100 萬噸に過ぎず、國民一人當りの鋼消費量にして約 7lb であるが、これを英國に於ける 600lb, 米國に於ける 1,100lb と比較すれば著しく僅少である事が判る。

1945 年以來インド政府により大規模な鐵鋼業擴張計畫が立案されたが熟練工と技術者の不足のために行詰つてしまつた。現在では、こゝ 6~7 年の間に年間 40 萬噸の製鋼量の増加が計畫されている。

銑鐵は最近迄は需要を満していたが、上記の計畫が實

現すれば更に不足を来すであろう。

インドの大鉄鋼会社タタ製鐵所では、年間 75 萬噸の鋼材を生産しているが、これは近く設備の擴張と近代化とにより年間 93 萬噸に増加することになっている。この計畫では年間鋼塊生産 54 萬噸の新しい平爐工場と、それに續く壓延、鋼管、耐火物等の各工場がある。

又、インド鐵鋼会社のベンガル製鋼所は、鋼材年間 25 萬噸の生産高であるが、これを 45 萬噸に増加させる計畫である。

市場で要求されている鋼材は板が主で、近代的なストリップ・ミルによる薄鋼板及び電氣鐵板等も計畫されている。これらの鐵鋼生産の擴張に伴つて、車輛、自動車、航空機その他の機械、電機工業の開発が計畫されている。

インドの鐵鑛資源は 100 億噸と稱され、次の地域に産

出する。

東部：— ビハール州オリサ及びシムハム地方

中部：— マディア、プラデシユ州レイプール及びドラグ地方

南部：— ミソア、サンダ及びサレム地方

鑛石の輸出は東部地方から、少量行われていて、輸出相手國としては、地理的及び經濟的條件から日本及び米國が望ましい。しかしこれも更に輸送機關及び港灣設備の開発をまたねばならぬ。

インドは又マンガン鑛を多量に産出し、年間 100 萬 t 近く輸出している。現在では、採掘容易な 38% Mn 以上の鑛石しか採掘していないが、その方法も幼稚であるから採算をよくする爲には採掘の機械化が必要である。なおこれは Mn 鑛としてよりもむしろフェロ・マンガンとして輸出した方が有利であろう。(長谷川正義)

## — ISO への加入 —

昭和 27 年 9 月 10 日に、わが國の ISO (國際標準化機構) 加入が正式に決定された。

政府は日本工業規格 (JIS) の制定、表示制度の運営實施に努め、工業標準化事業の促進をはかつているが、標準化事業全般の運営は國際的見地に立つてはじめて規定されると考へ、我國標準化事業の代表團體である日本工業標準調査會 (工業標準法第 3 條による設立團體) をして ISO に加入せしめる方針を決定し、本年 4 月に加入手續をとつたのであつた。

昭和 21 年 7 月 ロンドンに 15 ケ國が ISO の創立について會合し、22 年 2 月に ISO は創立された。1951 年度の資料によれば ISO 加入國は 31 ケ國に及んでいる。

ISO の目的は、物資及びサービスの國際的交換を容易ならしめ、智的、科學的、技術的および經濟的活動の分野において相互協力の發展を期するための世界に於ける標準化の發展を促す事にある。

ISO の事業は

- a) 標準の調整單一化のために必要な勸告を會員である團體に行う。
- b) 國際標準を樹立する。
- c) 國際的に一般使用の要求がある新標準の發展を獎勵する。
- d) 會員團體の仕事に關する情報交換。
- e) 國連事項に關連ある團體と協力し、特にこれらの團體の要求に基き標準化計畫に關する研究を行つて協力する。

ISO の加入國はオーストリア、オーストラリア、ベルギー、ブラジル、カナダ、中國、チリー、チェコ、デンマーク、フィンランド、フランス、ハンガリー、インド、アイルランド、イスラエル、U.S.A. ユーゴスラビア、イタリア、メキシコ、オランダ、ニュージーランド、ノルウェー、パキスタン、ポーランド、ポルトガル、ルーマニア、スペイン、スウェーデン、スイス、南アフリカ、英國、ウルガイ、ソ聯、日本、ドイツの 35 國である。現在の會長は、Albert Caquot (フランス)。事務長は St. Dyer (U.S.A.) で、事務局本部は Geneve (スイス) にある。

ISO 加入により JIS 制定の資料が國際的規模で集められるなどの幾多の利益がある。

ISO の目的、事業に關する詳細は工業技術院編集「工業技術」Vol. 2, No. 12 (27 年 12 月號) に載るので、それを参照せられたい。(三橋鐵太郎記)