

抄 録

—製鉄原料—

粉鉄の焼結に最適な水分と燃料比の研究 (H. Kosmider u E. Bertram: Stahl und Eisen 76 (1956) Nr. 14 S. 858)

Hüttenwerk Haspe A. G. は Aachen 工業大学と協力して各種の鉄石およびそれらの混合物の焼結に対し適当な水分、燃料、石灰、ドロマイト、微粉鉄の添加量をしらべるための実験を行つた。

焼結の実験には 0.132m^2 の面積の焼結炉を使い、水分の測定には赤外線ランプ式を用いて 3000 以上の焼結実験と通気度試験を行つた。焼結度を最高とし返り粉を最少として最高の焼結効率をうるための条件をしらべた結果は各鉄石によつて差異があり、つきのごとくであつた。

ミルスケール—燃料 3%, 水分 6% で $36.4\text{t}/\text{m}^2$, 24h これに更に石灰を 3% 加えると $39.4\text{t}/\text{m}^2$, 24h に上るが、ドロマイ、微粉鉄の添加によつては上らない。通気度と焼結効率はよく一致した結果を示す。

スエーデン精鉄—燃料 4%, 水分 8% が最適であつて $16\text{t}/\text{m}^2$ 24h の成績を示し、返り粉 13.4% である。石灰、ドロマイト、微粉鉄の添加により著しく成績が上り石灰 4% の添加によつて $38.4\text{t}/\text{m}^2$ 24h となる。この鉄石では焼結効率と通気度試験は一致しない。

Allerheiligen 鉄は粘土状で燃料 4%, 水分 16% で完全に焼結し $31.6\text{t}/\text{m}^2$ 24h の成績を示し、更に 5% の石灰を添加すると $40\text{t}/\text{m}^2$ 24h 以上となり、ドロマイト 4% または微粉鉄 15% を添加しても同様の成績を示す。この場合通気度と焼結効率は一致しない。

焙焼鉄は 0.2mm 以下の細粒が多いため比較的多くの水分が必要であつた。スペイン、ポルトガルの焙焼鉄および紫鉄は焼結成績がよく、スペインの焙焼鉄は燃料 5%, 水分 21% で $21\text{t}/\text{m}^2$ 24h, さらに 6% のドロマイトの添加により $32\text{t}/\text{m}^2$ 24h となるが、ユーゴ—および Bochum Riemke のものは成績が悪く、ユーゴ—のものは石灰その他を添加しても $8\text{t}/\text{m}^2$ 24h, Bochum Riemke の焙焼鉄は燃料 6%, 水分 25% で 50% 焼結し、5% の石灰の添加により $8\text{t}/\text{m}^2$ 24h が $14\text{t}/\text{m}^2$ 24h となるにすぎない。

各種の鉄石の混合物の場合にはその中の個々の鉄石の最適の燃料および水分量が知られているときは、混合物の焼結に最適な燃料および水分の量は計算によつて得られることが実験によつて確かめられた。

また鉄石の混合の方法およびこれの装入の方法によつて焼結に要する時間は異なることが認められた。

(安原 四郎)

焼結効率の向上法 (B. Weilandt, u W. Storsberg: Stahl und Eisen 76 (1956) Nr. 14 S. 870)

従来鉄石の焼結では $5\text{mm}\sim 7\text{mm}$ 以下のものが処理され、また $0.1\sim 0.2\text{mm}$ 以下の微粉はできるだけ少い

ことが望ましいとされていたが、実際には 5mm 以上のものもあり、微粉の多い場合もあつて、このような場合には焼結前に適当な予備処理をしないで、よい成績がえられないので、このような鉄石を経済的に処理する方法についてしらべた。

予備処理では微粉鉄に水を加えて混練して団鉄にするが、この団鉄法は鉄石の粘結性すなわち鉄石中のコロイド物質、または粘土、ベントナイト、石灰、赤泥、アルカリ、塩、等の添加物によるものである。

トロンメルで予備処理を行い 0.132m^2 の焼結装置により、圧力水柱 800mm で、焼結層ベッド層 2cm の上へ 28cm にとり平にならした後、高炉ガスで着火して焼結した所、予備処理によつて焼結効率は 10% 上つた。

Folldal 焙焼鉄を団鉄用テーブルによつて予備処理した場合には、団鉄に最適の水分量は 25% でこれはまた焼結にも最適であつた。これに加える水の温度は外気温が 0°C 以下の時は 18°C より $32\sim 34^\circ\text{C}$ の方が団鉄の生成には好適でありまた予備処理用テーブルを外部から加熱することも有効であつた。

予備処理にコンクリートミキサーを使い、Folldal 焙焼鉄に高炉の炉頂ガス中のダストその他を混合したものに 15.8% の水分を添加し 4mn 間混合した場合、焼結効率は 6.7% 上り返り粉は 10% となつた。団鉄のための予備処理を長時間行つた場合には 30% まで焼結効率は上昇する。

コークスブリズ、赤泥、石灰乳を Folldal 焙焼鉄に添加した場合の団鉄粒の大きさは、コークスブリズの場合には $5\sim 10\text{mm}$ の粒がいくらか増す程度であるが、赤泥ではかなり増し、石灰乳の場合には 1% の添加によつて焼結効率が急に増す。

Folldal 焙焼鉄に 25% の水を加えコンクリートミキサーで 4mn 間混合した場合焼結時間 28mn, 歩留 35% であるが、8mn 間混合後 6% の石灰乳を加えると焼結時間 20mn で歩留 70% となる。

Fosdalen 精鉄は層状に焼結炉に装入することにより焼結効率は上り。さらに赤泥の添加混合と層状焼結法の並用によりさらに焼結効率は上る。(安原 四郎)

—製 鋼—

溶鋼中の窒素溶解度の予知法 (F. C. Langenberg: J. Metals 8 (1956) 8, pp. 1099~1101)

N は強力なオーステナイトの安定化元素でオーステナイト鋼の代用鋼として Cr-Mn-低 Ni-N, Cr-Mn-N 鋼などが考えられている。そこで鉄合金中の N 飽和溶解度を予知する方法を考案した。これに使用した従来の文献はつきのとおりである。Fe-P, Fe-C, Fe-Cr (以上 Kootz), Fe-Ni (斎藤), Fe-Si (Vaughan and Chipman), Fe-V (Brick and Creevy), Fe-Mn (Wentrup and Reif)

さて N の活量係数を計算するに当つては無限稀薄溶体を基準とした。この場合活量係数 f_N は次式で与えられ

$$\log f_N = \log C_N^0 - \log C_N \dots\dots\dots (1)$$

ただし C_N^0 , C_N はそれぞれ純鉄および鉄合金中の N の溶解度である。1600°C, 1 atm N_2 ガスの下における種々の添加元素 (wt%) と $\log f_N$ との関係を図示し, この図に示された $\log f_N = 0$ を通る関係曲線は一般には直線とはならないので Shermann and Chipman が多元系合金中の S の活量係数を推定するために用いた方法をここでも採用した。 $\log f_N$ を増加させる元素は Ni, P, C でこの順にその作用が大となり, $\log f_N$ を減少させる元素は Mn, Si, Cr, V でこの順にその作用が大となる。そこで計算法は以上の 2 群に分けて行うがその場合 $\log f_N = 0$ の線に近いものから順番に計算するたとえば 0.4% C, 2.0% Mn, 2.0% Si, 20% Cr, 10% Ni 合金の場合にはつぎのとおりである。2.0% Mn に対し $\log f_N = -0.05$, これと等価値の Si は 1.2% である。1.2+2.0=3.2% Si となるからこの場合の $\log f_N$ は -0.13 である。これと等価値の Cr は 2.9%, したがって 2.9+20=22.9%, この Cr 量に相当する $\log f_N$ は -0.86 となる。同様にして 10% Ni のときは $\log f_N = +0.09$, これと等価値の C は 0.8% であるから 0.8+0.4=1.2%, この C 量に相当する $\log f_N$ は +0.14 となる。以上の代数和を求めると -0.86+0.14 = -0.72, これがこの合金の $\log f_N$ の値である。1600°C, 1 atm N_2 ガスに平衡する $C_N^0 = 0.043\%$ であるから (1) 式によつて C_N を計算することができる。また $\log f_N$ と C_N との関係を図示しておきこれからただちに C_N を求めることもできる。この計算法による C_N と Wentrup and Reif が Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni 合金について実際に測定した値とはきわめてよく一致する。以上の図式計算法は 1600°C 以外の温度ではあてはまらないが温度が 100°C 高くなると N の溶解度は約 13% 増加する。Rassbach 等によると N の飽和溶解度と N を含有するフェロクロムの N の歩留との間にはある相関々係があるというから以上の図式計算法は N の歩留を推定できるであろう。(盛 利貞)

1600°C における溶鉄中の Cu の活量係数 (F. C. Langenberg; J. Metals 8 (1956) 8 pp. 1024~1025)

この研究は溶鉄中の Cu を除去する研究の一部として行つたものである。Chou は Ag-Fe 2 相間の Cu 分配比を決定し 1600°C において $r_{Cu}(\text{in Fe}) = 9.12$ をえた。Chipman は Fe-Cu 平衡状態図から Cu の活量係数を計算し 1600°C において $r_{Cu} = 12$ をえた。Koros and Chipman は最近の研究で 1600°C において $r_{Cu} = 8.0$ をえた。本研究は 100 g の Fe と適量の Cu とをアルミナ坩堝中で Ar ガスの下に 1600°C に高周波加熱しこれに 75 g の Pb を添加し 10mn 間同温度に保持して Fe-Pb 2 液相間に Cu を分配平衡させた。シリカチューブで Fe 試料を吸上げて分析し, Pb 中の Cu 量はその差として計算によつて求めた。実際に Pb-Cu 合金の分析を行つた結果は計算値とよく一致した。6 種類の試料について測定した結果つぎの分配比をえた。

$$K = \frac{N_{Cu}(\text{in Pb})}{N_{Cu}(\text{in Fe})} = 3.95$$

ただし N は原子率である。この関係は $N_{Cu}(\text{in Fe})$ がほぼ 0.01 以下で直線的である。Cu-Pb 平衡状態図から 79.5~99.8 atom% Pb の溶体は 954~327°C の範囲においてほぼ純 Cu(s) と平衡する。Bornemann and Wagermann によると 93.81 atom. % Pb の液相線温度は 657°C である。Cu の融解熱, 固体および液体の分子熱と上記の関係を用いて r_{Cu} を計算すると 657°C, $N_{Pb} = 0.938$ において $r_{Cu}(\text{in Pb}) = 9.72$ をうる。河上氏の Cu-Pb 合金の 1200°C における混合熱の実測値は上記の合金の場合 $\bar{L}_{Cu}(\text{in Pb}) = 5730 \text{ cal}$ である。 \bar{L} が温度によつて化変しないと仮定し Vant' Hoff 式を積分して 1600°C における r_{Cu} を求めると $r_{Cu}(\text{in Pb}) = 2.02$ となる。 $N_{Cu} = 0.062 \sim 0$ の範囲で $\log r_{Cu}(\text{in Pb}) / (1 - N_{Cu})^2$ を一定と仮定すると無限稀薄溶体においては $r_{Cu}(\text{in Pb}) = 2.23$ となる。さて $r_{Cu} \cdot N_{Cu}(\text{in Fe}) = r_{Cu} \cdot N_{Cu}(\text{in Pb})$ なる関係式に前記の分配比と $r_{Cu}(\text{in Pb})$ の値を入れると

$$r_{Cu}(\text{in Fe}) = 8.8$$

をうる。(盛 利貞)

Cu(l) の蒸気圧および Fe-Cu 溶体中の Cu, Fe の活量 (J. P. Morris and G. R. Zellers; J. Metals 8 (1956) 8, pp. 1086~1090)

純 Cu 50 g を焼成アルミナ坩堝に入れてアルミナ管 2 本を蓋を貫通して挿込みこのうち 1 本は毛細管で溶体表面に近接させ carrier gas として He, Ar 等を 500~1000 ml/mn の割合で流し黒鉛スパイラル抵抗式電気炉で 1605~1879±1°K に加熱し carrier gas 中に飽和した Cu(g) を他の 1 本のアルミナ管内壁に凝縮させこの凝縮した Cu を分析定量して Cu の各温度における蒸気圧を計算した。Cu(l) の蒸気圧は次式で示される。

$$\log P_{mm} = -16050/T + 8.541 \dots\dots\dots (1)$$

(1) 式から Cu(l) の蒸発熱を求めると上記の温度範囲において 73430 cal/mol となる。Kelley, Giaugue の分子熱のデータを用いて 0°K における蒸発熱 ΔH_0° を計算すると 80220 cal/mol (標準偏差 137 cal/mol) となる。諸家の求めた ΔH_0° と一致するがとくに Edwards 等の値 (80290 cal/mol) とよく一致する。つぎに $Cu = 0.026 \sim 0.883$ モル分率の 12 種類の Fe-Cu 合金試料について 1727~1851°K の温度範囲において同様の測定を行い Cu の蒸気圧を求めた。各合金の $\log P_{mm}$ 対 $1/T$ の図が直線関係となるからこの図から 1550°C における各合金の Cu 蒸気圧 P_{Cu} を求め

$$a_{Cu} = r_{Cu} \cdot N_{Cu} = P_{Cu} / P_{Cu}^0 \dots\dots\dots (2)$$

なる関係を用いて各合金中の Cu の活量, 活量係数を計算した。ただし (2) 式において a_{Cu} , r_{Cu} , N_{Cu} はそれぞれ合金中の Cu の活量, 活量係数, モル分率であり, P_{Cu}^0 は同温度における Cu(l) の蒸気圧である。

Hildebrand の $\log r$ に関する解析法によつて $\log r_{Cu}$ を計算するとつぎのとおりである。

$$\log \gamma_{\text{Cu}} = 1.4504 N_{\text{Fe}}^2 - 1.8607 N_{\text{Fe}}^3 + 1.4131 N_{\text{Fe}}^4 \dots (3)$$

$$\log \gamma_{\text{Fe}} = 1.4856 N_{\text{Cu}}^2 - 1.9076 N_{\text{Fe}}^3 + 1.4131 N_{\text{Fe}}^4 \dots (4)$$

ただし (4) 式は (3) 式に Gibbs Duhem 式を適用して求めたものである。活量対モル分率の関係図は Cu, Fe に対しほとんど対称となりかつ強い正の偏倚を示す。無限稀薄溶体における γ_{Cu} の値は 1550°C では (3) 式から 10.1 となり、また 1600°C では図の傾斜から求めると 8.6 となる。 a_{Cu} におよぼす温度の影響を 1466°, 1550°, 1600°C で図示した。温度が高くなる程偏倚の程度は小となる。Chipman が状態図から計算した a_{Cu} と比較した。(盛 利貞)

1600°C における溶鉄, Fe-C, Fe-C-Si 溶体中の Cu の活量係数 (P. J. Koros and J. Chipman; J. Metals 8 (1956) 8, pp. 1102~1104)

1600°C に保持した Ag-Fe の 2 液相間に Cu を分配平衡させて常法にしたがつて Cu の活量係数を求めた。まず Ag-Cu 溶体中の 1600°C における Cu および Ag の活量係数を求めた。すなわち

$$RT \ln \gamma_1 = \frac{\Delta H_f}{T_{ml}} (T - T_{ml}) + T \int_{T_{ml}}^T \frac{dT}{T^2} \int_{T_{ml}}^T [C_p(l) - C_p(s)] dT - RT [\ln N_1^{(l)} - \ln N_1^{(s)}]$$

なる関係式と Hansen の Ag-Cu 系平衡状態図および Kubaschewski and Evans, Lumsden の熱力学的数値を用いて計算した。ただし上式において γ_1 は成分 1 の T°K における活量係数, ΔH_f はその融解熱, T_{ml} はその熔融温度, $C_p(l)$ と $C_p(s)$ は成分 1 の液体および固体の分子熱, $N_1^{(l)}$, $N_1^{(s)}$ は T°K において平衡する液相と固相中の成分 1 のモル分率である。ほとんど純粋な固溶体中の溶媒はラウルの法則にしたがうものと仮定した。成分 2 の活量係数は Gibbs-Duhem 式よって図式積分して求めた。こうして求めた結果は γ_{Cu} (in Ag) = 1.9, γ_{Ag} (in Cu) = 2.4 となりほぼ正則溶液であることがわかる。つぎに Ag, Fe 各 50 g を 25φ × 80 mm のアランダム管あるいは黒鉛またはシリカ坩堝中で高周波加熱し所要量の Cu, C, Si 等を添加し Ar ガス中で 1600 ± 7°C に 45 min 間保持したのち 6 mmφ の Vycor ガラス管で試料を吸引げ分析した。その結果純鉄浴では

$$\log \gamma_{\text{Cu}} = 0.90 - 2.4 N_{\text{Cu}} (N_{\text{Cu}} 0.030 \text{ まで}), \quad \gamma_{\text{Cu}} = 8.0$$

をえた。また $\log \gamma_{\text{Cu}}^{(C)} = \log \gamma_{\text{Cu}} - \log \gamma'_{\text{Cu}}$ の関係から次式がえられる $\log \gamma_{\text{Cu}}^{(C)} = +1.8 N_{\text{C}}$

溶鉄の C 溶解度におよぼす Cu の影響は

$$\log N_{\text{C}} = -0.675 - 1.8 N_{\text{Cu}}$$

となり $N_{\text{Cu}} = 0$ の値は従来の Fe-C 2 元系の C 溶解度に一致する。また上式から C 飽和溶体においては

$\log \gamma_{\text{C}}^{(\text{Cu})} = +1.8 N_{\text{Cu}}$ (C 飽和において $e_{\text{C}}^{(\text{Cu})} \approx 4.2$) が得られる。Si 11 atom% 以下では Si の影響は実験誤差以内で無視される。さて一般式 $e_2^{(3)} = e_3^{(2)}$, $e_2^{(2)} = \partial \ln \gamma_2 / \partial N_2$ なる関係式を用いて無限稀薄溶体における interaction parameter を計算するとつぎのとおりである。

$$e_{\text{Cu}}^{(\text{Cu})} = -5.5, \quad e_{\text{Cu}}^{(\text{C})} = +4.2, \quad e_{\text{Cu}}^{(\text{Si})} \approx 0$$

無限稀薄溶体においても C 飽和溶体においても $e_{\text{C}}^{(\text{Cu})}$ が一致している。(盛 利貞)

溶鉄—平炉スラッグ間の S と O との平衡 (H. L. Bishop, Jr., H. N. Lander, N. J. Grant, and J. Chipman; J. Metals 8 (1956) 7, pp. 862~868)

Chipman のもとで行われた溶鉄—スラッグ間の平衡に関する過去の実験結果を総合して製鋼の基礎的反應について平衡状態における相互関係を示した。

P₂O₅, MnO, Al₂O₃, 各 2 wt% 以下を含むスラッグと C を含有しない溶鉄とを平衡させた場合の O 含有量からスラッグの a_{FeO} を計算し (CaO+MgO)/SiO₂ (モル%) と a_{FeO} との関係は (FeO)_t が 10~70 モル% について図示した。(FeO)_t はスラッグ中の T.Fe を FeO として計算した値である。 a_{FeO} は (FeO)_t が一定のとき塩基度 (V) が増すにつれて急激に増加し, V = 1.3~2.5 で最大となり V がさらに増すと急激に低下し, V > 3 になると低下の程度は緩やかになる。これは Schuhman & Ensio, Michal & Schuhman, Rey, Elliott 等の結果と一致するが Turkdogan & Pearson の結果とはやや一致しない。上述の結果は任意の温度, 任意のスラッグに対して適用できるが (FeO)_t < 67 モル% で V が小なるスラッグでは a_{FeO} は温度によつて変化する。1600°C において溶鉄とスラッグが平衡する場合の O wt% と a_{FeO} とを CaO/SiO₂ モル比の函数として図示した。この値から溶鉄中の C 平衡含有量を計算し種々の (FeO)_t 値に対して C を CaO/SiO₂ の函数として図示した。ただし PO₂ = 1.5 atm として計算してある。CaO-MgO-SiO₂-FeO 系スラッグ中の MgO の溶解度を求めた。純 FeO に対する MgO の溶解度は次式で与えられる。

$$\log (\text{wt. \% MgO}) = -6600/T + 4.02$$

MgO の溶解度は FeO が増すにつれて減少し, FeO が一定の場合は V が増すにつれて減少する。MgO の溶解度に対する温度の影響は小さい。V > 4 ではデータがバラツいた。スラッグを空気または CO₂+CO 混合ガスと平衡させ PO₂ = 10⁻¹~10⁻⁹ atm の範囲において Fe⁺³/(Fe⁺³+Fe⁺²) (j 比と称する) を求めた。j 比は CaO, BaO の添加によつて増加し, MnO, MgO によつてはあまり増加せず, SiO₂, TiO₂ によつて減少する。CaO+SiO₂ を添加した場合はこのモル比によつて増減する。これは St. Pierre の SO₂/CO = 34.1 なる混合ガスを 1550°C において FeO および FeO-CaO-SiO₂ スラッグと平衡させた研究結果と一致する。種々の (FeO)_t 値において j 比を V の函数として図示した。j 比は V が増すにつれて増加するがその程度は (FeO)_t の濃度が小なる程大である。温度が高くなると j 比は減少する。スラッグの脱硫力は (wt. % S) / [wt. % S] なる分配比によつて知ることができ (CaO+MgO+MnO)-(SiO₂+Al₂O₃+P₂O₅)-(FeO)_t なる擬 3 元系に S 分配比をプロットした。これによると V が増すにつれて分配比は大となる。種々の (FeO)_t 値に対して分配比を V の函数として図示した。V < 2.4 の場合はスラッグの脱硫力は (FeO)_t 値が増すにつれて大となるが V > 2.4 の場合は逆である。温度が高くなると脱硫力はや

や低下する。SとOとの平衡は次式で示される。

$$O^{-2} + S = O + S^{-2}$$

$$K_1' \frac{(a_{O^{-2}})}{(f_{S^{-2}})} = \frac{(S)[O]}{[S]}$$

Fetters & Chipman のデータを用いて (S)[O]/[S] (S-O 比と称する) と SiO₂ モル%との関係を図示するとほぼ直線関係がえられる。SiO₂=0 の場合のS-O比は Bardenheuer & Geller の測定値に一致する。この関係はCaO/FeO の値に無関係である。バラッキを少なくするため FeO, MgO の含有量, Fe⁺³ の影響などを考慮してみたがあまり関係がないようである。St. Pierre のデータと比較するため 1/2 S₂(g)=S, 1/2 O₂(g)=O の自由エネルギー式を用いて彼のデータにより S-O 比と SiO₂ モル比の関係を求めるときわめて類似した図がえられる。ただしこの場合は S-O 比がやや高値となる。Richardson & Fincham は S と O とを含有するガスとスラッグとの S 平衡を求めたが (FeO)_t-SiO₂ 系に対する彼等の結果は St. Pierre の結果によく一致するが CaO-SiO₂ 系の場合は S-O 比がはるかに小となる。これは (FeO)_t の影響であろう。1600°C における O と C との平衡値およびスラッグと溶鉄間の S 分配比をスラッグ成分の函数として図示した。ただし C は P_{CO}=1.5 atm として計算した。(FeO)_t 値が一定の場合は V が 1.5~2.0 に増加すると C はわずかに減少し S 分配比は急激に増加する。V>2 になると C は逆に増加し分配比は引続いてさらに増加する。この図はスラッグコントロールに役立つであろう。(盛 利貞)

アメリカにおける電弧炉技術の変遷 (J. du four électrique No. 3 (1956) pp. 94~99)

これは2年前に, W. B. Wallis (Pittsburgh Lectromelt Furnace Co. の社長) が講演し, Chauffage Industriel Moderne 誌 (1954年33号) に収録されたものを基にして記述されている。まず第一に電弧炉設備の変遷をのべているが, もともと電弧炉はヨーロッパに負うところ大だが, Lectromelt の横動天井チャージ方式は独自のものである。1906年にはじまり, 工具鋼を作つてルツボを駆逐し, 第一次大戦から特殊鋼を作り 30t(7500KVA) ていどのものが使われた。第二次大戦中は径 6m(12000KVA) という炉が使用された。普通鋼の製造も 1921年からはじまり, 大形鋳鋼品のためには 45t 炉ができていた。鋳鋼の 90% は酸性法, 10% が塩基性法で高合金鋼, Mn 鋼となつている。自動車用鋳物, 可鍛鋳鉄はキューボラとの二重法である。つぎに各国の電炉利用の趨勢を図示している。イタリー, スウェーデン, ノルウェーを除いては平炉鋼の方がはるかに多いが, ここ 15年間の容量の増加率は平炉 43%, 電炉 580% となつている。電炉の発展は一つには, 横動天井のトップ・チャージに負っている。1955年にはベルギーに径 7.30m, 38000KVA 炉ができ, 本年4月に初湯を出している。この 120~140t 炉はアメリカにも2基設置された。82~90t 炉には鋳込時プラットフォームが傾動するものがある。

生産量を評価するには, 酸性鋳鋼では 2h 内に 6t キャストするとして 3t/h となる。径 6.70m 炉 (113t)

では, 軟鋼, セミキルド鋼を作るとき, 月 (730h) 平均 16300t として 22.2t/h, 最高 25t/h である。合金鋼の製造では, 横動天井, 16000KVA, 径 5.5m 炉でステンレス鋼塊についての実績は (2基)。

	No. 1	No. 2
チャージ t/mn	56	63.5
生産量 t/h	7.7	13
珪石天井寿命 (回)	48~50	80
マグネシヤ壁寿命 (ク)	150~160	225
電力 kwh/t	580	580

	生産量 t/h	電力 kwh/t
サイド・チャージ	8.25	607~618
トップ・チャージ	12.7	579

つぎにスウェーデン Asea 社による電磁誘導攪拌の実績がのべられていて, はじめのころは炉底面 1.20m/s, 浴面 0.60m/s の動きであつたが現在は冶金上の効果に無関係に, それぞれ 0.60m/s, 0.30m/s に減つている。浴の均一化, 生産量の増加 (高 Ni 鋼では 15% ます), 脱硫の向上などの他, 温度, 成分調整が確実となり, 鋼塊肌もよくなる。

平炉鋼にくらべると, 全生産量の 7% を占めるにすぎないとしても, 溶銑注入に新分野が拓かれれば充分平炉に対抗できる。(松下幸雄)

— 鑄 造 —

鋼塊の凝固について (B. Gray: Iron & Steel, Vol. 29, No. 6, 6 June 1956, 235/239)

著者は 0.35% C の酸性平炉をおなじ注入温度で, いずれも乾燥砂型を用い, 7個の鋼塊を各種の条件で鋳込み, その鋼塊組織をサルファープリントにより比較検討し, 下記のごとき結果をえた。

その凝固条件としては:

- ② 頭部の押湯に棒鋼材を挿入チルセしめたもの, — 1個。
- ① 押湯を発熱化合物のスリーブに注入せるもの, — 2個。
- ③ 発熱化合物で押湯を覆い, スリーブを使用せざるもの, — 2個。
- ④ 押湯をスリーブに注入後, 発熱化合物で覆えるもの — 1個。

その鋼塊組織を比較すると:

- ② 全体として微細な組織で, 柱状結晶の生長は減退, 収縮は分散し, パイプは少いもの。
- ① おなじく微細組織で柱状結晶の生長は減退, 収縮は分散せるが, パイプおよび偏析は幾分増加している。
- ③ 柱状結晶の生長は減退, 等軸結晶は増加しておるが, 収縮は中心のパイプへ部分的に集まり, 偏析はすくない。

④ 底部の等軸結晶には核型結晶もまじえ, 偏析はすくなく, 上半部の柱状結晶の生長は著しい。

以上の組織について, 著者は Northcott や Benedicks の理論および Slokes の法則等を以つて, 終始一貫せる説明を与えている。その詳細な討論の結果はつ

ぎのごとく要約することができる。

① 縦方向に長い鋼塊の押湯の熱条件を制限することは凝固する鋼塊の結晶生長に重大な影響をもたらす。そしてそれは凝固の最初の段階におよぼす影響が大きく、生ずる対流の流れによるものが多い。

② 核型結晶と等軸デンドライト結晶はおなじ結晶子から生ずるものと考えられ、双方の相異は生長する環境による。

③ 縦方向の鋼塊での凝固熱が等軸生成に浪費される機構の説明は困難であるが、核型結晶生成の際、何故に柱状結晶の生長が阻まれるかの説明と関連して扱うことができる。

④ V型偏析は、鋼塊の中心に吸込まれる不純物で惹起されるのではなく、自由な状態にある不純物が鋼塊の中心の任意の位置で休止し、そこにできる自然の角度によつて生ずるものである。

⑤ 鋼塊の各部分で発見される顕微鏡的介在物の偏析の程度は凝固の際の対流によつて変化するものである。

結論として鋼塊の押湯によつてその凝固状態を調節することは必ずしも当をえないが、ここでは頭部をチルすることによつてよりよい凝固結果をえたわけである。

(谷 昌博)

球状黒鉛鑄鉄の性質、製造法および用途

(W. Heinrichs, Foundry Trade Journal (1956)

p. 527

1860年までは主として鑄鉄が使われていたが、その機械的性質は非常に低く、引張強さ 11 kg/mm^2 程度であった。次いで鑄鋼が使われたがそれとともに鑄鉄も改善されて引張強さ 19 kg/mm^2 のものができるようになった。1920年には熔融鑄鉄の過熱および CaSi の添加により 30 kg/mm^2 の鑄鉄ができるようになり、また $30 \sim 65 \text{ kg/mm}^2$ 、伸び 16% のマリヤブルができた。1932年 Piwowarsky と Heinrich は球状黒鉛鑄鉄を発見し、ついで 1938年 C. Adey は球状黒鉛鑄鉄についての特許をとつたが、この実際の生産は Morrogh と Gognébin の方法により可能となつた。

球状黒鉛鑄鉄においては Mg による脱酸後凝固しつつある鉄の表面張力は強くなり、そのため黒鉛は球状になる。基地の中の C が折出して黒鉛への附著あるいはオーステナイトへの溶解作用は可逆的に働く。Si は 0.1% 増す毎に引張強さ 0.8 kg/mm^2 増すが、 3% 以上になると焼鈍した場合にシリコフェライトとなり伸びが減る。Mn は S が低いため MnS とはならないで炭化物安定剤として働き Mn が高い場合には焼鈍時間が長くなるが硬度が必要な場合には 1% 以上とするとよい。合金球状黒鉛鑄鉄には $22\% \text{ Ni}$, $2 \sim 2.5\% \text{ Cr}$ のオーステナイト系、 $4 \sim 6\% \text{ Si}$ の耐熱系、 $3\% \text{ Ni}$, $1\% \text{ Mo}$, $1\% \text{ Mn}$ の空冷硬化系のものがある。

熱処理によつて分類するとつぎの3種類となる。

	引張り強さ	伸び	BHN
1. 鑄放し	$45 \sim 70 \text{ kg/mm}^2$	5%	230~280
2. 焼鈍	$40 \sim 55 \text{ kg/mm}^2$	25%	150
3. 熱処理			600

Mg 処理に Ni-Mg 合金を使う場合には、これを取鍋の底におけばよいが、金属 Mg を使うときには密閉した取鍋を使用するかまたは粉末の Mg を N_2 ガスで吹込む方法があり、また Fe-Si-Mg, Ca-Si-Mg を使うときは Mg の含有量を 20% 以下としホスホライザーで押込む。熔解には塩基性電気炉または塩基性熱風式キユボラが使われる。

鑄造方案上の問題としては「ひけ」と「鑄造歪」があり、ひけは鑄物の外壁に平行にできるから湯道、上りは鑄鋼またはマリヤブルと同様大きなものが必要で、そのため材料歩留は 55% となる。普通鑄鉄、鑄鋼の歩留はそれぞれ 65% , 45% である。また白鉄として凝固する場合には鑄造歪が生ずる危険性がある。白鉄とならない場合には湯口の除去は困難で金鋸で切断しなければならぬ。

凝固収縮は $10/1000 \sim 20/1000$ であるが、変態による膨脹のため結局 $0 \sim 13/1000$ となり、そのため木型製作の際時には縮み代を考慮しないこともある。

球状黒鉛鑄鉄の応用例としては 30 t 以上のハンマースタンドがあり、またシャブレード、ディーゼルエンジンのクランクシャフト、タービンポンプのケーシング、グギャー、遠心鑄造の鑄鉄管等がある。(安原 四郎)

—加 工—

鋼塊の管理 (I) (L.H.W. Savage, M.D. Ashton: Iron & Steel, Vol. 29, No. 6, 6 June 1956, pp. 229~231)

B.I.S.R.A. の燃料部門は均熱炉に装入されたリムド鋼塊の熱的条件に関する研究をとり上げ、注入から型抜にいたるリムド鋼塊の冷却条件を研究した。その結果から最高熱含有の鋼塊を安全処理を以てピットに装入することが、その燃料経済をもたらすし、この注入から型抜までの時間の縮少がモールドの寿命の増大を来たすことが分つた。

鋼塊からの熱損失は時間とモールドの最初の温度、および鋼塊の最初の温度等の函数であることからこれらの測定を行つた。モールドの温度測定は主として、モールドの中央高さの断面について行われ熱電対総計 52 個が使用された。モールド中の温度は高速度記録スイッチにより、また鋼塊の底部の温度は中速度レコーダーによつて記録された。(Table 1 にはその測定試験結果を示す。)

モールド表面の温度勾配は Savage, Fowler の方法により計算された。そして 12 の鋼塊についての熱損失の実験結果から、鋼の熱損失 H_s (Cal/g) は注入後の時間 t (mn) の平方根に比例することが分つた。

いま、最初のモールド温度を θ とすると、

$$\frac{H_s}{Vt} = 6.88 - 0.354 \frac{\theta}{100} + 0.482 \left(\frac{t}{10} \right)$$

$-0.0304 \left(\frac{t}{10} \right)^2$ となり、標準偏差 $\sigma = 0.22$ のデータと一致する。

$$\text{これに近似の } \frac{H_s}{Vt} = 7.7 \sigma = 0.59 \text{ (Hs in Cal/g)}$$

$$= 0.30 \sigma = 0.021 \text{ (Hs in Therms/t) である。}$$

Table 1. 試験鋼塊鑄型の条件要約

実験 No.	熔解 No.	出鋼日 May 1953	出 時 鋼 刻	出鋼から注 入までの時 間 (mn)	注入より型 抜までの時 間 (mn)	前熔解出鋼よ りつぎの出鋼 までの時間		前熔解型抜よ りつぎの型抜 までの時間		最初の鑄 型温度 °C	熔鋼温度	
						(h)	(mn)	(h)	(mn)		炉	注入初期 推定温度
1	G 69	6	11:40	19	136	—	—	—	—	49		
2	L815	6	22:18	20	177	10	38	8	3	206	1585	1550
3	G 71	7	12:58	23	147	14	40	11	28	170	1590	1553
4	L817	8	03:04	20	124	14	6	11	16	184	1590	1555
5	N478	8	18:12	19	124	15	8	12	44	148		
6	J 45	9	07:42	22	191	13	30	11	7	186	1560	1524
7	K948	9	23:40	25	170	16	0	12	25	155	1505	1566
8	M491	10	12:30	28	152	12	50	9	35	211		
9	L822	11	04:10	34	129	15	40	12	45	167	1600	1555
10	L823	11	17:00	31	99	12	50	10	7	196	1590	1547
11	K953	12	04:18	34	118	11	15	9	5	215	1595	1550
12	K959	13	13:05	35	105	32	47	30	15	49		

鋼塊の冷却率は鋼塊の寸法が増大するとともに減少することが確認された。凝固せる鋼塊表面からの距離を S とすると、鋼塊の熱損失の平均値からつぎの式が誘導される。

$$S = 2.5\sqrt{t} \text{ cm}, = 0.99\sqrt{t} \text{ in.} \quad (t \text{ は注入後の時間})$$

つぎにモールドの温度を θ_m とし、注入から型抜までの時間を t' とすれば $\theta_m = 435.5e^{-0.0744t'}$ °C なる関係がえられた。

以上の限られたデータと固有の変数から、実際の作業を決定的に変更することは困難であるが、注入の出発から型抜までを約 100mn で安全に実施される事が分つた。そして 60mn 後からは熱損失の曲線が平であることから 80mn 後には型抜が一応可能であることが推定された。(谷 昌博)

一 性 質

鋼の縞状偏析について (C. F. Jaczak, D. J. Girardi & E. S. Rowland: Trans. A.S.M. Vol 48, 1956, pp. 274~305)

AISI 1340, 2340, 4140, および 5140 鋼の縞状偏析について本稿に報告されている。これらの鋼の縞状偏析の特徴が T.T.T 曲線の鼻の上で恒温変態させたとき、および直接に焼入した時に如何に挙動するかを追求し、研究している。その結論を総括するとつぎのごとくなる。

1) 圧延鋼材の縞状偏析の主なる原因は化学成分の不均一性による。また、非金属介在物のような核となると思われる物の影響はほとんど考えられない。

2) 化学成分の不均一性はオーステナイトからのフェ

ライトとパーライトとの核生成と生長に対して影響をおよぼして、縞状偏析を生ずる。フェライトとパーライトの核生成と生長の形は C の偏析に合金元素の不均一性が重複することによつて決定づけられる。

3) 分析の結果によると、炭化物形成元素はその周囲に C の濃度の増加を来たす傾向があるが、固溶型の元素 (たとえば Ni) はその周囲に C の濃度の減少を来たす。それゆえに、1 種類の元素を添加した合金鋼において炭素の偏析程度と分布状態とは合金元素の量と分布に依存する。高炭素縞状偏析の部分と非金属介在物との関係は炭化物形成元素対ニッケルとの関係とは異なる。多種類の合金元素を添加した合金鋼の肉眼的な縞状偏析は合金元素の種類と量と分布とによつて影響される。

4) オーステナイトからフェライトとパーライトに核生成および生長する際の炭素の偏析および合金元素の偏析の二重の影響は焼入温度からの冷却条件および変態条件の影響によつてさらに左右される。

5) T.T.T 曲線の鼻の附近における恒温変態は縞状偏析に対し非常に敏感にする。連続冷却処理と直接焼入は縞状偏析に対して不感受性にする。

6) 1340, 4140, 5140 鋼における縞状偏析は 2340 鋼よりもフェライトとパーライトの分離がはげしいが、しかしながら 1340, 4140, 5140 鋼は 2340 鋼よりも容易に均一化する。

7) 縞状偏析した 4340 鋼と 2300°F で 100h 均一化した 4340 鋼との物理的性質を比較すると、後者は前者に比して圧延に対しての横方向の延性がよいだけである。しかし一般的にみて、その良好な程度はそれほどのものでない。(上野 学)