

## 抄 録

## — 製 鉄 —

## 鉄鉄の連続予備吹精

P. Leroy, R. Simen: R. Mét., 54(1957) 10, 793~812

高炉鉄のトリベ吹精の代りに、出鉄口からトリベまでの流路に 3~6 個のコンクリート製多孔質石だたみを並べ、下から酸素を送つて脱珪を行なう方法である。同時に、傾斜ロートから粉石灰、低品位鉄鉱石(10~25 mm) および圧延スケールを投入することもある。

まず、上流側のサンプルによると、C 3.40%(3.25~3.70), Si 0.74%(0.30~1.60), Mn 0.55%(0.30~0.80), P 1.50%(1.25~1.75), S 0.090%(0.012~0.245) であつて、吹精中一定間隔で上、下流側から 5 箇所ずつサンプルを取り、またトリベからミクサーへ移す時、開始、中間、終了の 3 試料を採取する。また、上下流側に 1 組ずつ熱電対を挿入して同時記録し、送酸量をコントロールする。

つぎに、Si に関する酸素効率初期 Si とともに増すから、これを 0.70% 規準として補正する(補遺 I に示す)。Si の酸化に併行して Mn も低下するが、いずれも石灰添加によつて促進される。しかし、 $\Delta Si / \text{init. Si} : \Delta Mn / \text{init. Mn}$  ( $\Delta$  は吹精前後の差、init. は初期濃度) を較べると、石灰を使用しないときは 1.05、石灰添加によつて 1.33 となるから Si に対して、より効果的である。酸素効率は、Si と Mn の酸化に消費された有効酸素で表わすが、送酸密度が余り高いと効率が低下するから 3~4 l/mn·cm<sup>2</sup> がよい。また、下流側にセキを設けて静圧をたかめても、高温の湯がたまるために余り効率が上らない。スラグの CaO が 30% を超えると  $\Sigma Fe$  が 8% 以下となり、CaO/SiO<sub>2</sub> をほぼ 1 にすると金属鉄がほぼ 0 になる。

さらに、酸素バランスを計算し、脱珪をもつとも効率よく実施するには、0.70% から 0.45% にするとして、2m<sup>3</sup>/t の酸素を <2.8 l/mn·cm<sup>2</sup> で使用し、石灰 3 kg/t、圧延スケール 10 kg/t を併用する。なお、温度上昇は 35~40°C であつて、これが大きすぎると酸素効率が低下する。また、熱精算を行ない、この吹精法の原価計算を示している(補遺 II)。(松下 幸雄)

## — 製 鋼 —

## 純酸素によるトーマス鉄の吹精

(F. A. Springorum, K. G. Speith, O. Därmann & H. vom Ende: Stahl u. Eisen, 77 (1957) 19, 1284~1296

前報(同誌, 73(1953)6~22)の 3 t 炉による試験を大規模に行なつたもので、15,000 t の鋼を作っている。ノズルは銅製で、Linde-Fränk1 による 98.5% O<sub>2</sub> を使用しノズルが垂直でなく約 7° 傾斜している。鋼浴温度は浸漬型熱電対で測り、サンプルはスプーンで汲むが、酸素試料は木ぶたのポンプで採取する。634 溶解を行なつたが、うち 459 回がトーマス鉄、154 回が製鋼用鉄、

21 回が中級燐のトーマス鉄であつて、2% が廃却となり残り 98% は鋼塊またはアーク炉用ウォッシュメタルとなつた。一般に、0.3% P 以下では何等問題がない。

高燐トーマス鉄では、約 25 t チャージして浴上およそ 80 cm で ~70 Nm<sup>3</sup>O<sub>2</sub>/mn によつて吹精するが、短時間に多量の O<sub>2</sub> を送つても P が十分除去されず、後吹きしても平炉鋼なみにならないから、一旦酸素量を減じノズルと浴間の距離を拡げると、全吹精時間の 2/3 のところでスラグが泡立ち P が抜ける。~1% C において除滓し、石灰を添加してから仕上げ C まで吹く。すなわち第 1 期は、溶鉄、スクラップ、石灰のチャージを 70 Nm<sup>3</sup>O<sub>2</sub>/mn で吹き、途中で石灰、鉄石を投入し、第 2 期で酸素量を減じノズル距離を変えて脱炭をおくらせると P < 0.1% になる。~1% C で除滓するが、雰囲気中で CO → CO<sub>2</sub> の燃焼が伴なわれる。つづいて、第 3 期では C 0.03~0.4% まで吹くが、P < 0.05% となる。また 0.015~0.030% P にすることもできる。フュームは第 1、3 期では多いが第 2 期は少ない。第 3 期のスラグは少量である。催冷用にスクラップのみを使用すると、鉄石法に比して脱燐期の (Fe) (スラグ中の鉄) が少ないから約 10 mn 延びる。チャージ石灰がスラグ化するのは 22~30 mn 後(スクラップによる催冷ではさらに 10 mn) で、この後 10 mn ほどで脱燐される。スラグの泡立ちがそのインディケータになるが、突沸を避ける工夫はあつても粒状鉄の損失が回避できない。

仕上げスラグと最終メタル試料につき、各温度範囲ごとに log(Fe) と log[P] が線型であつて  $K = [P] / (Fe)^{1.1}$  となる。スラグは CaO sat. と思われ、低 C から 1.8% C まで C によつて (Fe) は変わらない([P] の各グループごとに)。Si は急速に酸化するが、Mn は初期に酸化した後ゆるやかに減少する。Mn 隆起はほとんど見られず、C によつて Mn の過酸化が防止される。S は吹精時間の後半にいちじるしく低下し、0.010~0.020% となる。N は 0.002~0.005% であり、O は 0.1% C 以上では平衡線よりたかく、0.4~1.5% C では吹精中過剰であるが反応が停止すると低下する。スラグ組成の変化は CaO-(FeO+MnO)-P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 3 元図中に示され、外気の侵入を補正すると排ガス変化が反応経過に対応する。415 溶解について (Fe) と歩留りの関係を見ると、(Fe) が 4% 増すと歩留りが 1% 低下する。ライフは 80~100 溶解でドロマイト消費量は 30~40 kg/t 鋼であるが、経済性に難点がある。(松下 幸雄)

## 溶融スラグの物理化学的性質の研究

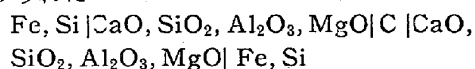
(L. A. Shvartsman and A. M. Samarin: Izvest. Akad. Nauk SSSR, Otdel. Tekh. Nauk, (1955) 73)

本稿は先ず H. Schenck の古典的なスラグ理論の欠陥を指摘した後、イオン解離の立場から最近ソ連で行なわれたものを中心にして、溶融スラグの物理化学的研究を総説したものである。

## (1) 電気化学的研究

(a) 電気伝導度 溶融スラッグは一般に  $\text{SiO}_2$  の高い組成では純粋なイオン電導を行なうが、これが少なくなると半導体的な電子電導を行なうようになる。またその中間ではイオンと電子の混合電導をする。その典型的な例は  $\text{FeO-SiO}_2$  系である。また硫化物は電子電導体であり、 $\text{P}_2\text{O}_5$  や  $\text{B}_2\text{O}_3$  は  $\text{SiO}_2$  と類似の性質を持っている。イオン電導をする場合には電導度は陽イオン—酸素イオン間の引力の大きさによつて総合的に説明される。

(b) 起電力 溶融珪酸塩を電解質溶液として電池を構成し、その起電力測定によつて、スラッグの熱力学的数値を求めることができる。このような方法で Esin 一派は溶融スラッグ中の  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  の活量を求めている。例えば  $\text{SiO}_2$  の活量はつきのような濃淡電池によつて求められた。



起電力—組成曲線上の異常点は陰イオンの形の変化として説明することができる。この他電気化学的な研究としては酸素電極によるスラッグ中の酸素イオン活量の測定およびスラッグ—金属界面における電気毛管現象の研究が行なわれている。

## (2) 表面張力、粘性および密度

表面張力の測定は Kozakevitch および King により二元系、三元系の珪酸塩溶液について行なわれた。表面張力は一般に温度が高くなると大きくなり、これは普通の液体と反対の現象である。この珪酸塩溶液の“異常性”は珪酸イオンの重合度が温度が高くなると共に減少するからである。表面張力の温度係数は陽イオン—酸素イオン間の引力の大きさによつて統一的に説明できる。珪酸塩の他に硼酸塩溶液でもこの“異常性”が認められる。Appen は多成分系の珪酸塩溶液の表面張力を計算する実験を求めている。珪酸溶液の粘性は珪酸イオンの大きさおよび Si-O 結合の強さが決定的な影響を持ち、陽イオンの種類による粘性の差異も陽イオンが Si-O 結合の強さを支配するという点から説明できる。密度もスラ

ッグの構造に密接な関係を持つが研究は不十分である。

## (3) 凝固点降下法

溶媒に電解質を溶解した場合の凝固点降下の測定は電解質の電離状態を推定する有力な手段である。Rolin は水晶石に塩化物、酸化物を加えた場合の凝固点を求め、アルカリ金属およびアルカリ土類金属酸化物は陽イオンと酸素イオンに解離するが、 $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{GeO}_2$  はほとんど解離しないことを推定した。

## (4) その他の研究

Callow は  $\text{PbO-SiO}_2$  系につき  $\text{PbO}$  の蒸発速度が蒸気圧に比例するという見地から、 $\text{PbO}$ ,  $\text{SiO}_2$  の活量を求め、スラッグの構造に言及した。また Esin 等は脱硫反応に電気化学的の理論を用い、反応速度の理論式を導びいている。(森 一美)

## 製鋼における酸素の使用

F. Johansson: Jernkont. Ann., Svrq., 160 (1956) 9, 607~673 (R. Mét., 54 (1957) 6, 211~223 の抄録より)

まず緒言において酸素の一般的な効用を述べ、1903年からはじまる液体空気の分留による酸素の製造に触れ、つきにその製造コストを生産規模によつて比較して、1,000~10,000  $\text{m}^3/\text{h}$ につき細部を表示している。また、パイピングや液酸による輸送上の注意事項を述べている。

つづいて、一般論として、空気、酸素、鉍石による C, Si, Mn および P の酸化に関し、kg 当りの所要量も有効発熱(または吸熱)量を比較しているが、たとえば脱炭について、酸素は空気より 1,800  $\text{kcal}/\text{m}^3\text{O}_2$  多く、また鉍石より 7,230  $\text{kcal}/\text{m}^3\text{O}_2$  多い。つきに、1939年の C. V. Schwarz による純酸素製錬のпатентを説明した後、鉄鉄の予備製錬用としてのトリベ吹精に触れ、フランス (IRSID), イギリス, スエーデン (Domnarvet) これは鉄鉄中 V の回収も目的としているが、鉄損失が大きい、ドイツ (Oberhausen) などの実績を示している。つきに、平炉および電気炉における使用につき詳細に述べているが、18-8 ステンレス鋼スクラップの再溶

工場	A	B	C	D
出鋼トン数 (t)	40	17.5	13	12.5
トランス容量 (KVA)	11,500	5,500	3,500	3,900
電磁攪拌容量 (KW)	300	100	—	—
スクラップ (前装入) (%)	50	80	60	80
溶解末期における Cr%	10	18	13	14
“ ” “ C%	0.15~0.20	0.30	0.15mm	0.25
酸素製錬の開始時期	溶	1,650°C	溶	1,550°C
吹製時間 (mn)	40~50	20	35~45	20~25
酸素の流速 ( $\text{m}^3/\text{mn}$ )	13.3	18	8	12
“ ” 使用量 ( $\text{m}^3/\text{t}$ )	15	21	25	22
吹製後における C%	0.04	0.05	0.04	0.04
“ ” “ Cr%	4~5	13	7	9
催冷用スクラップ (%)	3.5	12	8	5
Fe-Cr 使用量 (%)	19***	2.3	8	7.5
還元剤のタイプと使用量 (%)	Fe-Si-Cr 52/33	Fe-Si 75	Fe-Si-Cr 40/40+Fe-Si 75****	Fe-Si-Cr 30/50
除滓前の石灰投入量 (%)	3	1.7	1.7	1.6
スラッグの CaO/SiO <sub>2</sub>	3	0.9	5	7
スラッグ中の Cr%	0.8	0.4	0.9	1.2
Cr の歩留り (%)	12	8	7	10
全所要時間 (h)	—	92~93*****	86*****	85*****
製錬、還元を要する時間 (h)	7.5	5.5	6.5	6.2
エネルギー使用量 (kwh/t)	2.0	1.1	1.9	1.2
吹製パイプ消耗量 ( $\text{mm}^3/\text{O}_2$ )	560	590	505	600
	18*****	56	60	20

\* 出鋼トン数に対する%  
\*\* Fe-Si(50%)を投入した後  
\*\*\* 予熱する  
\*\*\*\* 合計 1.0% Si に相当する

\*\*\*\*\* 溶解末期における Cr% に対して  
スクラップの計算 Cr% に対する  
特殊処理ランス

解につき、スウェーデンにおける実績を別表に示す。ただし製品の C(max.) は 0.06% である。

つづいて、トーマス転炉における酸素富化送風を概観している。つぎに、転炉における純酸素の使用に移つて Gerlafingen(スイス)、Domnarvet(スウェーデン)などにおける試験からオーストリーの Linz および Donawitz における L.-D. 法(Linz-Düsen-Verfahren)の誕生を説明し、Dofasco(カナダ)および Mac Louth Steel Corporation(Detroit, アメリカ)によつて採用されたこと、またおのおの銑鉄成分や製錬経過を述べている。なお、0.3~0.4% P を超えるような銑鉄に対して、Kalling の廻転炉(30 t 容量で、0~30 rpm で操業するもの、Domnarvet)を略図と成績によつて推奨している。最後に、以上に対する総括を述べているがその後に B. Kalling, M. Wiberg 等による討論がついている。(松下 幸雄)

#### 上吹き法の力学

(R. Hammer, T. Kootz & J. Sittard: Stahl u. Eisen, 77 (1957) 19, 1303~1308)

上吹き法では、酸素流量が十分たかくても鋼浴に吸収されるが、これとスラグが急速に置換するほど浴は運動しない。この理由を調べるためにまず水と空気とで試験しているが、フリージェットには、層状と乱流の2種があつて、前者はランス径が小さく出口の流速( $v$ : m/s)も小さい場合に生じ、ランス径を  $d$ (mm) とすると、 $v \cdot d^{0.94} = \text{const.}$  である。液面に印するトレースを見ると、層状ジェットでは巾がせまく深い、乱流ジェットでは広くて平坦である。この両者は転移状態で共存し乱流ジェットでは拡がり角が約  $16^\circ$ 、ジェット軸に沿つて圧力がもつともたかいが、ランス径の約6倍はなれた点で激減する。この圧力は  $v^2$  に比例し噴射力のもととなる。

つぎに、ランス径、流速、ランスと液面の距離を変えて、ジェットによる液面のトレースを調べ、つづいて液面がジャンプするようになると、 $v \cdot d^{1.14} = \text{const.}$  であつて、これが水、水銀、溶銑(トリベにおける試験)に共通であることを確かめた。このジャンプをこして、さらにジェットが深く侵入できるためには、いちじるしく  $v$  が大きくなければならぬが、溶銑では実現できない。前記の噴射力  $K$  は、ガスの比重  $\gamma$ 、重力の加速度  $g$ 、単位時間当りのガス容積  $V$ 、ガスの速度  $w$ 、液面で反転するジェットが入射方向に対してはる角度  $\alpha$  によつて、 $(\gamma/g) V w (1 + \cos \alpha)$  となるが、これと釣り合うものは、ジェットによつて駆逐される液体の重量、表面張力、浴の回転力であつて、この第1項に利用されないものが損失である。この損失は、噴射力に対してプロットすると層状ジェットでは急激に減り、乱流ジェットへの転移で不連続的に増し、浴のジャンプから次第にジェットの侵入へ移る過程で一旦極小を経てまた増してゆく。溶銑では乱流ジェットに関心が集まるが、1次ジェットと2次ジェット(反転するもの)が浴に対して行なう交互作用を図解することができる。(松下 幸雄)

#### 廻転炉における酸素吹精(Kaldo 法)

(B. Kalling, F. Johansson: Stahl und Eisen, 77 (1957) 19, 1308~1315)

LD (Linz-Denawitz) 法が普及してきたが、高燐トーマス銑に対して難があり、これに依存するスウェーデンでは、Domnarvet で 1948 年から 3 t の廻転炉を使用して新しい試験を行ない。1956 年5月からは、30 t 炉(BAMAG, Köln が建設した)が稼働している。Oberhausen では、R. Graef によつて類似の Rotor が使用されている。

まず、Kaldo 法の一般的な説明であるが、外径 3.5 m 全長 ~ 5.6 m の炉は、0~30 rpm に連続的に回転速度を変えることができ、 $20^\circ$  まで傾動することができる。廃ガスフードを貫通して水冷の酸素ノズルを挿入し、これが炉内にわずかに突出し、鋼浴面にゆるく傾斜している。このように炉を傾動させて、浴が後壁のはほぼ 1/2 を保護するようにする。酸素は、減圧弁の後方で ~ 3 atm である。rpm の変更によつてスラグ中の Fe% が変化するから、トーマス銑では、脱燐前に 1~2% C までに落すため高 rpm にしてスラグ生成をおくらせる。廃ガス温度が製錬のインディケータになるが、ボイリングが活潑であると CO 過剰となつて、フードで燃えるから廃ガス管内が高温となる。rpm を下げると、ボイリングがおくれ CO が大部分炉内で燃えるから廃ガス温度が下がる。炉は 2 基をセットし、一方が常に稼働するようにしておく。炉体の横バリを利用して、銑鉄やスクラップを装入し、石灰と鉍石はトイから入れる。つぎに、反応経過であるが、~ 1.8% P のトーマス銑では、1.5% C において P が大部分酸化される。鉍石、石灰の大半は溶銑注入前に入れるが、高燐スラグを切つてから追加装入も行なう。除滓は短時間で 2 回実施するが、第1回で P 0.2~0.3% となり、( $\Sigma$ Fe) はわずかに 3% である。第2回では、C ~ 1%, P < 0.1% となつて、計スラグ量は ~ 250 kg/t 銑である。これは  $P_2O_5$  16~18% であるから肥料となる。また、仕上げスラグは ~ 15% Fe を含むから、石灰でかたくしてそのまま炉中に残し、つぎの溶解に利用する。さらに、温度と C の調整のため、作業をわずかに中断する。高珪素の製鋼用銑では、銑鉄とともに多量の石灰を入れ、脱珪後の  $(CaO + MgO) / SiO_2$  を > 1.5 とする。つづいて石灰投入によつて、脱燐または脱硫を計る。また、0.3% P ていどの溶銑についても、とくに 1 回テストを行なつた。脱硫についてはトーマス銑では 75~80%、製鋼用銑でも 50% が期待できる。また、窒素はリムド鋼で 0.001~0.003%、キルド鋼で 0.002~0.004% であつて、95%  $O_2$  で十分である。鉍石品位もとくに問わないから、シスターダスト、粉鉍、フルイ下、スポンジを使用できる。スクラップは不向きである。

この他、製鋼歩留り、ライニング、熱経済性およびマテリアルバランスと熱収支を論じ、鋼質については、スズメッキ鋼板、ワイヤ、深絞鋼板、またセミキルド厚板などに使用し、平炉または電炉鋼に匹敵するといつている。また、将来の 100 t 炉に対する予想を述べている。

(松下 幸雄)

#### 一 鑄 造

鑄鋼の機械的性質の改良 (B. B. Guljajew: Foundry Trade Journal, 103 (1957) July 4, 5~10)

機械工業の発達につれて鋳鋼についても機械的性質のより高いものが要求されているが、本論文はこれら性質改良のために必要な項目について論じたものである。

(1) 鍛造の影響 鍛造比と強度の関係をみるに鍛造によりいずれも靱性大となるが、一般に機械的性質の改良には断面積 20% の鍛造比で充分であり、それ以上は大して影響がみられない。

(2) 合金添加 合金鋼にすることにより著しく強度がまし単味の炭素鋼で抗張力  $41t/in^2$  のものが合金鋼になると  $63t/in^2$  か、またはそれ以上となり、鍛造による影響もより大である。合金元素としては普通 Cr, Ni, Cu, Mo, Mn, Si 等が用いられる。

(3) 熱処理 熱処理も性質改良の重要な因子であり例えば酸性電気炉にて熔製せる炭素鋼を  $900^{\circ}C$  にて焼準せるものは抗張力 (T.S)  $39.8t/in^2$ 、断面収縮率 39.4%、衝撃強度  $4.3 mkg/cm^2$  であるが、 $900^{\circ}C$  焼準後  $870^{\circ}C$  空気焼入  $670^{\circ}C$  焼戻空冷のものでは T.S  $40t/in^2$ 、断面収縮率 50.7%、衝撃強度  $7.0 mkg/cm^2$  となり、焼入焼戻処理により靱性、衝撃値が改良される。肉厚小のものや中程度のものでは予備熱処理によりさほど影響はないが、肉厚大なるものや合金鋼に対しては焼入前の均一化および焼準処理により靱性がいちじるしく上昇する。なほ特に肉厚大なるものには熱処理に際して質量の影響を常に考慮すべきである。

(4) 脱酸および改良剤の影響 これら添加剤の影響として Cr-Ni-Mo 鋳鋼の機械的性質におよぼす影響を調査した結果ではつきのごとくである。(a) Nb は強度可塑性および靱性を減少させる。(b) Ti, Zr, V, Al および B は可塑性および靱性を僅か減少させる。(c) Ca-Si や Ce は可塑性および靱性を上昇 (Ca-Si および Ce) させる。その他 Mg も好影響を示すが爆発の危険性から好ましくない。B の如き元素はいちじるしく組織をかえるが、機械的性質は改良されず、一方 Ca や Ce は組織をほとんど変化させないけれども、機械的性質を改良させる。このような場合組織と機械的性質の間にはお互いに直接関係がないと推論している。

(5) 凝固速度 凝固速度および非金属介在物相の含量と機械的性質の関係を調査した結果、凝固速度がゆるやかになると抗張力はほとんど減じないが、靱性がいくらか減じ、可塑性が著しく減ずる。最も一般的な非金属相は硫化物で、高い硫化物含量範囲のものでは局部的な延性の減少がみられるが、この作用は凝固速度を増加することによつて影響を少なくすることができる。凝固速度を増加するには金型モールドを使用するか、または局部的な冷却速度の差異をさけるために大なる肉厚部附近にチルプレートをつけることが行われる。

(6) 押湯の位置 押湯のつけ方は材質の多孔性に關聯して機械的性質に著しく影響する。1~2% のボイド容積の増加と共に可塑性は零となり、抗張力は 50% に減じる。しかし衝撃値はポロシテイにほとんど左右されない。押湯からの距離が増すにつれて可塑性は急激に低下し、抗張力も減少している。ポロシテイを最小にするには押湯や上りをできるかぎりせまい間隔で設置すべきである。

(7) モールドの設計 ポロシテイを減少させるための他の方法の一つはモールド壁に円錐形状の傾斜をつけることで、この傾斜角度を大にすると鋼の可塑性はいちじるしく大となりまた抗張力も増加する。

(8) パイプおよび給湯方法 パイプの発生を減ずるためには特に肉厚不同のもの対して厚肉部にチルプレートを取付けることが必要である。このようなプレートを取付けないものでは応々にして切削中に破断し、いちじるしく機械的性質が悪い。つぎに鋳物の軸部に発生するポロシテイを減じ可塑性大なるものを得る方法に圧力鋳造法があり、例えば圧縮空気やガスにて押湯部等に圧力を加えて鋳造せるものはポロシテイの少ない特に可塑性大なるものが得られる。(鳥取友治郎)

### 鋳鉄中の黒鉛の起源 (1)

(J. E. Harris & V. Kondic: Foundry Trade Journal 102 (1957), Feb. 28, 267~277)

本論文は亜共晶鋳鉄の凝固時の黒鉛の生成について、過去の研究結果を概説して、黒鉛の生成に関する直接説間接説および黒鉛は融液から直接に生成することもあるし、間接的に  $Fe_3C$  の分解によつて生成することもあるという説を示じた後に、間接説を支持するためにつぎの3種類の実験を行い、その結果を記したものである。

#### (1) 再加熱実験

使用した鋳型は耐火物製で中央の熔湯の入る部分は立方体で、その4つの側面から細長い鋳ばりが出るようになっていて、その先端はチルさせるために金型に接するようになっていて、熔湯を鋳込み、鋳ばりの先端のチル面が凝固してから、一定時間後に金型を除去し、チル面の顕微鏡組織を観察する。この際、チル面の冷却曲線はチル面がはじめ急速に冷却され、つぎに鋳型から金型を除去すると再び加熱されることを示している。この実験からチル面の白鉄は共晶温度直下の温度で二次的に速かに分解し、組成および分解温度の相異によつて種々の形状の黒鉛が得られるという結論が得られた。

#### (2) 動の実験

使用した試料はスウェーデン鉄、純鉄 (BISRA) および 5% Fe-95% Si 合金を種々の割合に熔解して直径  $3/8 in$  の鋳鉄製鋳型に鋳込んでできた棒を厚さ  $1/16 in$  の円板に切取つて作成した。この試料を Ni 合金線で吊して種々の温度の鉛浴に種々の時間浸漬した後に、氷の入っている塩水中に焼入して、顕微鏡組織を観察した。また内径  $1/4 in$  の珪酸管を熔鉄中に突込んで熔鉄を吸上げて管内で凝固させ、温度が  $1000 \sim 1050^{\circ}C$  に下つた時に、珪酸管を試料と共に種々の温度の鉛浴に種々の時間浸漬した後に、氷の入っている塩水中に焼入して顕微鏡組織を観察した。この2つの実験の結果、凝固後に一旦常温まで温度を下げた試料と然らざるものとを比較すると、恒温処理後の黒鉛の形状には何らの相違も認められなかつた。 $Fe_3C$  の安定性は試料の組成と恒温処理温度にもよるが、分解は細かいレデブライトの方が粗いレデブライトよりも速かつた。鋳込み前に 1.4% の Mg-Ni (Mg 15%, Ni 85%) 合金で処理して得られた白鉄を恒温処理すると、恒温処理前のレデブライトは普通のレデブライトであるが、恒温処理によつて生成した黒鉛は恒温処理温度に無関係に球状であつた。

## (3) 焼入実験

凝固所要時間を  $a$ 、生成した  $Fe_3C$  の凝固温度直下での安定時間を  $b$  とした時に、鑄造組織は  $a < b$  ならば白鉄、 $a = b$  ならば斑鉄、 $a > b$  ならば鼠鉄となるので、焼入時刻を変えることによつて得られた組織を観察するのである。 $a = b$  なる試料を用いると、凝固終了時に焼入れた場合には一部が鼠鉄で、他は白鉄であるが、凝固終了後焼入するまでの時間が増すにつれて、白鉄の量が次第に減少するので、これによつて  $Fe_3C$  の安定時間を求めることができた。その結果、 $Fe_3C$  は凝固の途中において既に分解し始めていると考えられる。(平野見明)

## 鑄鉄中の黒鉛の起源 (2)

(J. E. Harris & V. Kondic: Foundry Trade Journal 102 (1957), Mar. 7, 311~314)

本論文は前号に記した実験結果に関する考察を記したものである。

亜共晶白鑄鉄を加熱して黒鉛化させる時の  $Fe_3C$  の分解速度は試料の化学組成と分解温度によつて変化するが  $Fe_3C$  の分解速度は C および Si 量が増加すると大きくなり、分解温度が高くなると急に速くなり、固相線の近くでは  $Fe_3C$  の安定時間は凝固時間と同程度の大きさになる。また生成した黒鉛の形状および分布も試料の化学組成と分解温度によつて変動するが、分解温度が低い時には共晶状であるが、高くなると片状になるし、化学組成が適当であるとすべての分解温度で球状黒鉛が生ずる。そして鑄鉄中に見られるすべての形状の黒鉛は加熱による  $Fe_3C$  の分解によつても得られた。

直接説では焼入前に凝固した共晶中に存在する黒鉛は融液から直接に晶出したものであるとみなすが、その黒鉛が  $Fe_3C$  の分解によつて生じたものであるという考えを否定することはできない。間接説では  $Fe_3C$  は黒鉛よりも融液から容易に生成するとみなして、凝固温度直下の温度では  $Fe_3C$  の安定時間は試料の凝固時間と同程度の大きさなので、 $Fe_3C$  は容易に分解して黒鉛が析出するとみなす。また斑鉄の共晶レデブライト中に存在する黒鉛は  $Fe_3C$  の不完全な分解によつて形成されたものであると考えることによつてよく説明できる。このように、直接説よりも間接説の方が鑄鉄中の黒鉛の生成に関する現象を良く説明し得ると考えられる。

(平野 見明)

## ソルトバスによる黒鉛化処理の高硫黄鉄への応用

(O. Bader and D. Godot: Foundry Trade Journal, 103 (1957) August 15, 195~197)

黒心可鍛鑄鉄の黒鉛化処理に際して従来採用されているものとしては、試料をポットにつめて粉炭もしくはタールオイル燃焼炉で行うものと、最近発達した電気炉等で炉内気圏ガスを調節せる裸焼鈍による方法が行われているが、著者はより焼鈍を早くかつ経済的な方法としてソルトバス使用による処理について研究した。使用材質としては、白鉄が得られ易く、黒鉛化は幾分困難であるが、得られるテンパーカーボンが球状を帯びる硫黄含量の高いものを使用し、ソルトバスによる黒鉛化の利点を強調している。炉はソルトバス中に電極を浸漬せる電気炉を用い、浴剤としてはシアン化系のものであるが、種

々の試験結果から  $BaCl_2$  75%,  $NaCN$  10% 含むものが最も適当であるとしている。ソルトバスによる処理の主な利点としてはつぎの諸点が挙げられる。

(1) 急速な温度上昇が得られ、時間の節約ができること。

(2) 試料表面の酸化が防止される。製品の肌を凝固せるソルトがうすく附着されるが、これは軽くたたくことにより容易にとり除くことができる。

(3) 使用せるソルトバスの比重は比較的高く(約3)鑄物製品の变形を防止できる。

(4) 他の方法ではポットにつめたりまた気圏ガスのコントロール等作業が厄介であるが、この方法は操作簡単で熟練を余り要しない。

(5) 小規模の設備で大量の製品を処理でき、かつ自動調節もできるので経済的である。

(6) 試料の装入やとり出しのための時間は2~3分ででき、熱の損失も少なく熱効率が他の場合に較べて数倍大である。

以上の利点について説明した後、実験例として2.36% C, 2.24% Si, 0.20% S のものを6~8% シアン化物を含む浴中で960~980°C-3h 処理後、冷却条件を変えたものの機械的性質を示している。(a) 自然空冷せるものでは抗張力 42t/in<sup>2</sup>, 伸び 1%, ブリネル硬度 (Hb) 321, (b) エアブラストによる強制空冷せるものでは抗張力 45t/in<sup>2</sup>, 伸びなし, Hb 340, (c) ソルトバス中で冷却せるものでは抗張力 61t/in<sup>2</sup>, 伸びなし, Hb 415, (d) 油焼入せるものでは抗張力 21t/in<sup>2</sup>, 伸びなし, Hb 600 である。その他熱処理温度をかえ、S 0.1%~0.2% 程度のものについての実験結果を示した後、0.6in 肉厚の鑄物を熱処理するには1000°C~1050°Cの温度で、処理時間1hが必要であると述べている。(鳥取友治郎)

## —加工—

スエーデンの著名な線材工場 (L. W. Passmore: Wire & Wire Products 32 (1957) 991)

スエーデンの Fagersta Brucks 会社で優秀な線材工場が運転されているのでここに普通の設備と異なる点を述べる。寸法精度が非常によいことがこの設計の一つのすぐれた点である。線材工場は美しい表面と寸法の正確な高級ワイヤーの各種の生産と、低級ワイヤーの生産との両者の能力をもっていることが必要である。

この線材圧延機は10箇のロールスタンドがあり、線材は各ペヤーのロールの間を同時に円弧(loop)を画きながら1本のワイヤーとなつて圧延される。そこで終りの段階では圧延速度は非常に高くなる。この円弧の大きさを制限することによつて約250kgのコイルを線引する時でもワイヤーの最初と最後の温度差を20°C以下におさえることができる。作業はできるだけ自動的に行われるように設計され、運転中は炉の所に1人と巻取部に線材圧延機の運転状況を見るために1人が必要なだけである。しかし一般には最初と最後のスタンドの制御デスクに1人ずつ配置されている。すべてのロールスタンドは直流モーターで駆動される。

炉の中で加熱されたピレットは、炉の反対側から押し出されて運搬ローラーの適当な位置へ進み、数秒間待機

する。そして前のピレットが最初のペヤーのロールを通過してしまつたら運搬ローラーは回転し始め、待つていたピレットは運ばれて自動的に数回往復して圧延される。ピレットを運んだり荒圧延をする一連の補助設備は最初のスタンドの制御デスクからの一つの動作で動かされる。しかし各補助モーターを最初のスタンドおよびピレット押出部から手で動かすこともできる。

この線材圧延機の興味のある一つの点は主モーター速度の調整であり、トランスダクター型の調整器で速度調整が行われている。静的調整器は寿命も非常に長く、僅かの保守を必要とするのみである。圧延機のモーター速度を調整するためにトランスダクターは適当なブースター励磁機と安定回路と組合されていて、これらによつて非常に早く安定な調整が行われる。圧延速度が 20m/s の場合、1/2% の精度ということはいわゆるワイヤーの円弧の大きさが 10cm/s で変化することを意味する。十分なトランスダクター制御作用をさせる制御電圧は 1V でタコメーター電圧は約 100V であるから速度調整は非常に正確である。しかしロールの磨耗や温度変化などによる圧延条件の変化があるから制御デスクで何人かが絶えずワイヤーの円弧の様子を見まもることが必要である。線材工場は非常に長いから主制御デスクで、すべてのワイヤーの円弧の状況を正確に知ることは難しいので平均位置からの偏差を示す器械を設けている。監視者はこれによつて圧延モーターの速度が適切かどうかを直ちに知ることができ、必要ならば適当な調整を行うのである。

(中島 宏興)

#### ボロン炭化物研磨材によるダイスの再研磨

(E. L. Anderson: Wire & Wire Products 32 (1957) 995)

線引作業の心臓部はダイスである。ダイスの仕上面、寸法精度および材質があらゆる種類のワイヤーの生産に密接な関係をもつ。線引に最も適当と考えられる材質は 2 つあり、1 つは焼結炭化物であり、もう 1 つはダイヤモンドである。これら 2 つの物質はいずれも非常に硬いので、ダイスの寸法を調整し、面を再仕上げする方法が問題となる。ダイヤモンド研磨材は広く炭化物ダイスを研磨するのに用いられているが、ダイヤモンドダイスに対してはこれが唯一の研磨材である。しかし、焼結炭化物ダイスの研磨や中間仕上げには、安価なボロン炭化物研磨材が多く線引工場に用いられている。ダイヤモンドを除けば、これが経済的に使用し得る最も硬い研磨材である。ダイヤモンド研磨材ほど早くは研磨できないが価格の面で非常に差があるので、盛んに用いられているのである。ボロン炭化物研磨材は研磨に都合のよいように適当な溶媒で混合される。各使用者はそれぞれ適当と思うものを用いているが、2, 3 の油が適当な溶媒として成功している。すなわち、オリーブ油、灯油、鉱物油を灯油で薄めたもの、椰子油と綿実油をまぜ合せたものなどが適当とされている。荒研磨にはサイズ 220 および 240 が一般に推奨され、中間仕上げには 320F、仕上げには 400, 500, 600 メッシュが用いられる。ワイヤーの仕上面がそれほど重要でない線引では、ボロン炭化物研磨材のみを用いてダイスを仕上げる。もしもワイヤーの仕上

面が重要な場合には、ダイヤモンド研磨材で仕上研磨をする。この場合にはボロン炭化物研磨材で孔をやや小さい目に研磨して、ダイヤモンド研磨材で最終の仕上寸法にする。ボロン炭化物が研磨に用いられる主な理由は経済的な点にあり、荒研磨や中間研磨仕上げには安価なボロン炭化物研磨材を用いてダイス再仕上のコストをできるだけ低くしようとしているのである。(中島 宏興)

#### —性 質—

#### Ti で安定化した 18-8 不銹鋼における金相学

T. V. Simpkinson: Trans A.S.M. Vol 49 (1957) p. 721~746

本稿には、Ti で安定化した 18-8 不銹鋼、すなわち A.I.S.I. 321 系不銹鋼における炭化物とシグマ相におよぼす各種熱処理の影響が金相学的に研究された結果が報告されている。その結果を総括すると、

(1) 鑄造状態では、Cr の炭化物は結晶粒界に、そして縞状フェライトの周囲に析出している。なほ、感受性の敏感な温度範囲に加熱すると、地に C が固溶しているの、さらに Cr 炭化物の析出が起る。

(2) 鑄造状態では、シグマ相は結晶粒に存在するある縞状フェライト内に析出するが、しかしオーステナイト結晶粒内にある縞状フェライト中にはみとめられない。

(3) Cr 炭化物は 899°C で 1~2h 加熱するとほとんど溶込む。そしてより高温に加熱すると短時間に固溶する。

(4) 1/2h の加熱では、すべてのシグマ相を固溶させるには 954°C 以上の温度で加熱する必要がある。

(5) 鑄造した 321 系不銹鋼を 899°C ~ 954°C で始めて加熱すると、大きい Ti 炭化物の析出が起る。この Ti 炭化物の析出は 1149°C の温度まで続くが、1149°C 以上の温度に加熱すれば析出量は減少するに至る。

(6) 899°C ~ 954°C ではじめて加熱した試料をさらに高温で再加熱すると、低温で析出した Ti 炭化物の一部が固溶する。そしてこの固溶の程度は再加熱温度が高い程高いのである。

(7) 18-8 不銹鋼の感受性に対する試験として規格されている熱処理、すなわち 649°C ~ 677°C に 1~2h 熱処理すると、少量のシグマ相の析出をみる。形成したこの少量のシグマ相が腐蝕試験結果に重要な影響をおよぼすとは思われない。

(8) シグマ相形成の温度範囲に加熱すると、相当量のシグマ相の析出をみる。(上野 学)

#### Ti と B を含有した Cr-Ni 不銹鋼の高温におけるラプチャー強度について

(J. Salraggi & L.A. Yerkovich: Trans, A.S.M. Vol. 48 (1957) p. 761~777)

本稿には、AISI 302 系、316 系不銹鋼の高温ラプチャー強度におよぼす Ti と B の影響について報告されている。その結論をまとめると、

(1) 1149°C ~ 1260°C の温度範囲で熱処理された 18 Cr-8 Ni 不銹鋼と 17 Cr-12 Ni-2.5 Mo 不銹鋼の 100h-816°C のラプチャー強度は Ti と B と C の添加により向上する。そしてクリープ・ラプチャーにおけ

る延性はいづれも良好で、大抵の場合、この温度で溶態化処理した上記 302 系、316 系不銹鋼の値よりも優秀である。

(2) 一般的に、研究した組成範囲では最大のラプチャー強度は C 量の増加と共に増加する。そして最大の強度の増加は 0.07%~0.15% C の間で起る。延性は、特に Ti と B を含有している合金鋼の場合には比較的に影響がない。

(3) Ti, B, C を含有した 316 系不銹鋼の高温強度は同じ熱処理条件の下では、Ti, B, C を含有した 302 系不銹鋼のそれよりも秀でてゐる。

(4) Ti と B が同時に 18 Cr-8 Ni 不銹鋼と 17 Cr-12 Ni-2.5 Mo 不銹鋼に添加されると、100 h-ラプチャー応力の値は Ti 量を減じて B 量を増加させるときに最大となる。

(5) Ti と B を別個にあるいは同時に添加された不銹鋼の最大のラプチャー強度は大抵の場合従来の温度よりも高温で熱処理することによつて得られる。しかしこの利点は一般に延性の低下を伴なう。この延性の低下は、B を含有した不銹鋼の場合には、Ti のみを含有した不銹鋼程にはいちじるしくはない。

(6) 816°C で 100 h のラプチャー強度を示せば下の表のようになる。(上野 学)

(1) 実験した 2 つの合金鋼では、表面にあるベイナイトと内部のものとは区別し得ない。さらに、比較を行った同じ温度範囲 (1100°F~800°F) におけるベイナイト変態では、それが等温変態によつてできたものと連続冷却によつてできたものとは大差がない。

(2) 試料の表面に現われたマルテンサイトと内部に現われたそれとでは、マルテンサイトの内部に若干の相異が見られるが、これは容易に解釈し得ない。

(3) 少なくとも、ベイナイト範囲を観察する場合には共に試料の自由表面を利用すれば、高温 X 線回折および熱電子顕微鏡によつて得た結果は、そのままの解釈をしても間違いにはならない。(内山 郁)

#### 熱電子型顕微鏡によるベイナイト形成の観察

(Irwin I. Bessen: A.S.T.M. Proceedings. vol. 56 (1956) p. 415~425)

本実験は、A.I.S.I. 4140 鋼におけるベイナイト形成過程を熱電子放出型顕微鏡で観察し、他の方法で得られているベイナイトに関する知識の一助とする目的で、A.S.T.M. Committee E-4 の Subcommittee X の研究の一環として行われたものである。

試料を約 2370°F に加熱し、90°F/sec の冷却速度で 950°F, 800°F, 1025°F における変態を観察しているが総括するとつぎの如くである。

組成記号	最大のラプチャー強度を示すときの合金の組成	816°C-100 h のラプチャー応力 (kg/mm <sup>2</sup> )	816°C-100 h のクリープラプチャー試験における延性 (%)	溶態化温度 (°C)
18-8	0.15C	5.0	5.0	1149
18-8 Ti	0.15C-0.75Ti	10.4	9.0	1260
18-8 B	0.15C-0.52B	7.0	16.0	1149
18-8 Ti-B	0.15C-0.16Ti-0.50C	8.3	14.0	1149
17Cr-12Ni-2.5Mo	0.30C	6.3	2.0	1149
17Cr-12Ni-2.5Mo-Ti	0.15C-0.81Ti	13.0	5.0	1260
17Cr-12Ni-2.5Mo-B	0.30C-0.84B	12.7	16.0	1204
17Cr-12Ni-2.5Mo-Ti-B	0.15C-0.70Ti-0.15B	14.5	2.0	1260

#### 合金鋼の変態に於ける表面と内部の状態の比較

L. S. Birks and R. T. Seal: A.S.T.M. Proceedings vol. 56 (1956) p. 436~443

高温 X 線回折あるいは熱電子型顕微鏡で相変態を研究する場合、試料の表面の変化と内部における変化が同じであるかどうかを知つておくことが重要である。なぜならば、表面近くにおける物理的な制約が、マルテンサイトやベイナイトの如き反応に影響を与えるかもしれぬからである。本報告では、2 つの合金鋼すなわち Ni-Cr 鋼 (0.3% C, 2.8% Cr, 1.25% Ni, 0.22% Mn, 0.10% Mo, 0.10% Si), および A.I.S.I. 4140 鋼 (0.4% C, 1.0% Cr, 0.8% Mn, 0.14% Mo, 0.3% Si) におけるベイナイト変態について、表面状態と内部状態を電子顕微鏡的観察により比較を行った。

すなわち、研磨した試料を高温 X 線回折装置中で熱処理し、その表面のレプリカをとつて観察し、さらにその表面層を除去した後の面のレプリカをとり、ベイナイト変態における炭化物の大きさ、分布を比較し、さらに等温変態後焼入れによつて生じたマルテンサイトの現われ方について比較した。結果をまとめるとつぎの如くである。

(1) オーステナイトは、ベイナイト変態前に塑性変形を起す。

(2) あるオーステナイト粒は、冷却過程の初期 (恐らく高温度においてのみ) に他の粒内に侵入する。

(3) オーステナイトに現われる板状の析出は、一定面に沿つて成長し、低温度における程その現象がいちじるしい。

(4) ベイナイト針状の成長は、高温では拡散機構に従つて行われ、軸方向の成長は、それに対する横方向への成長よりも迅速であり、かつ一定面に向つて起る。

(5) ベイナイトの成長は、方向は変化するが、オーステナイトの隣接粒内へ進行繁殖し得る。

以上の観察からつぎのことが指摘される。すなわち、

(1) オーステナイトの格子歪は、ベイナイト形成に必要なものである。

(2) ベイナイトを生ぜしめる起因は 2 つあり、格子歪みと化学的な若しくは溶解度変化によるもので、いづれも反応温度に関係する。低温では、歪みが高く拡散は少ないので板状組織となつていわゆる下部ベイナイトとなる。高温では、歪みは僅かながら存在し、拡散は迅速である。



(3) 過飽和なフェライトがまずできて、つぎに炭化物がそれから放出されてベイナイトができるのか、もしくは、フェライトと炭化物が同時に析出されてベイナイトができるのかどうかは、この実験では結論し得なかつた。(内山 郁)

### 一分 析

#### X線による迅速化学分析法

(R. D. Ahles: Modern Castings, (1957)7; p. 45  
G. E. Co. の鋳鋼部ではX線分光法を採用して、ステンレス鋼および耐熱合金中の Cr, Mn, Ni, Co, Cb, Mo および V に誤差が  $\pm 0.03\%$  内、分析時間が一元素あたり 30 sec で定量可能となつた。

励起試料(固体、粉末あるいは液体)から発光する二次X線をコリメーターを経て三次廻折格子と同じ役割をする結晶におくり、各元素に特有のスペクトルに分散せしめる。各波長は Bragg の式すなわち  $n\lambda = 2d \sin \theta$

を満足する( $n$ は廻折の次数、 $\lambda$ は波長、 $d$ は結晶の原干面間距離、 $\theta$ は入射線と廻折面とのなす角)。実際の分析は分光角測器と呼ばれる装置で行ない、しかも記録される。走査にピークを生ずるが、このピークは分光角測器による特有の  $2\theta$  角に相応する。各元素はこの  $2\theta$  角に相応する波長を表からもとめて確認される。

定量法は放射線の強度が元素の濃度に直線的に比例する原理にもとずき、分光角測器にマウントされた計数管によりX線を電気インパルスに変換し、秒間の計数と元素%との校正曲線をえる。これより発光強度と合金%との標準検量線をもとめ、未知試料をこれに内挿して定量する。

このX線分光法によりステンレス鋼、低合金鋼、炭素鋼および耐熱合金の定量は、湿式化学分析法の分単位に対して秒単位で行われ、精度も湿式法より良好であることがわかつた。(天野喜一郎)

#### 特許記事

(201 ページよりつづく)

昭 32—10461 鋳鉄および鋼の精錬法  
(略)

(本間正雄) 金属材料研究所長

昭 32—10462 熔融鉄合金中に反応性金属を導入する方法 モーリス・シャルル・マリー・グランドピエール(仏)  
(カネダイアン・ニツケル・プロダクツ・リミテッド)(加)

熔融合金浴に該熔融合金の温度における反応性元素の蒸気圧に少くとも等しいガス圧を適用し、熔融合金の表面下に反応性金属を挿入してこの反応性金属の実質的全部が熔融合金中に結合されるまで熔融合金を該反応性金属と接触させながら活発に攪拌する方法。

特許出願公告(昭和 32—12—19)

昭 32—10553 均熱炉または加熱炉における自動燃焼制御方法  
(略)

(小野田守男外1) 八幡製鉄 K.K.

昭 32—10554 製管用丸鋼片加熱炉における鋼片輸送装置  
(略)

(佐藤謙二) 日本特殊鋼管 K.K.

昭 32—10555 車輪焼入方法  
(略)

(留亀井健児外2) K.K. 日立製作所