

## 抄 録

## — 原 料 —

## 塩基度 1.2-1.4 の高強度焼結鉄の製造

(T. Я. Малышева, et al.: Stal', (1967) 8, p. 673 ~676)

自溶性焼結鉄の高炉への適用は製錬プロセスの著しい強化をうながし、高炉の生産性および鉄鉄の品質の向上ならびに経済指数の著しい改善をもたらした。

しかしながら、このために必要とされる塩基度 1.2-1.4 の焼結鉄の強度が低いという理由から、多くの工場では塩基度 0.8-1.0 の焼結鉄を製造し、適正スラグ塩基度の調整のために石灰石を装入している。

塩基度 1.2-1.4 の高強度フェライト焼結鉄 (ферритный агломерат)\* のマグネタイト精鉄からの製造は空気の高温加熱の適用によつて実現されることが見いだされた。

焼結試験は空気加熱温度の 1000°C までのゆるやかな上昇と冷風での焼結のさいよりも高い強度の焼結鉄が得られるような温度で適正な装入物の炭素含有量まで炭素量を下げて行なわれた。

空気温度を 800°C まで加熱する過程で、装入物の炭素含有量は冷風での 3.5% から 2.0% まで下げて得られた焼結鉄の鉄物学的マイクロ組織では、空気加熱温度の上昇につれてマタイト組織が拡大し、これに対してマグネタイト組織が減少する。1000°C の空気加熱温度ではカルシウム・フェライトの粗大柱状結晶が著しく発達し、このことが焼結鉄の強度を保証する。さらにまた空気加熱温度の上昇は焼結生成物層のマイクロ組織の均一化をもたらす。

フェライト・マグネタイト焼結鉄の製造はガス相の組成の著しい変化によつても制約される。冷風による焼結のときにくらべて装入物の炭素含有量を 1/2 に下げると排気ガスにおける酸素含有量が増大し、融体における  $Fe^{3+}/Fe^{2+}$  の比を著しく高める。このことはフェライト焼結鉄の形成を容易にする。(鈴木吉哉)

高炉の出鉄口の状態におよぼすボタ材成分の粒度の影響 (Л. М. Орчкин, et al.: Stal', (1967) 8, p. 684 ~685)

高炉の出鉄口の耐久性は多くの因子によつて左右されるが、とりわけボタ材成分の粒度に依存する。全ソ連耐火物研究では、実験室的条件でボタ材の物理、化学的特性におよぼす破碎粒度の影響を調査した。

ボタ材試料 I-IV の配合は次の通りである; %

	I	II	III	IV
Latneskay 1 級粘土	20	20	25	25
Moloti 高炉 コークス;				
0.5~0 mm ( $K_1$ )	40	—	60	—
同上, 2 mm 以下 ( $K_2$ )	—	40	—	60
Molbti シヤモット粉 (Sh)	30	30	—	—

\* カルシウム・フェライトからなる焼結鉄

粉 炭 ..... 10 10 15 15  
水 分 (飽和水分に対する%)  
.....17.3 12.5 20.1 15.0

これら成分の粒度構成は次の通りである;

粒度範囲 mm	> 5	5~4	4~3	3~2	2~1	1~0.5	0.5~ 0.088	< 0.088
粒度 分布	Sh 3.9	1.8	2.2	8.0	21.3	8.9	27.5	26.4
	$K_2$ 18.2	24.2	19.0	38.6	—	—	—	—
	$K_1$ —	—	—	—	—	—	30.8	69.2

上記成分の計算平均粒度は 1.03 mm (Sh), 3.62 mm ( $K_2$ ), 0.12 mm ( $K_1$ ) である。

成型した試料を 1500°C の温度で、かつ還元性雰囲気 で 2 hr 焼いた後の諸指数は次の通りである。

	I	II	III	IV
試料の収縮, %	4.5	2.3	3.5	—
開気孔率, %	34.7	43.1	41.9	50.4
密度, g/cm <sup>3</sup>	1.42	1.24	1.18	0.94
圧縮強度, kg/cm <sup>2</sup>	73	52	63	14

コークス粒度の低下はシヤモット粉の添加と同様、密度、強度および収縮を増大する効果をもつ。Novotulsk 冶金工場で行なつた工業的試験でも、コークス粒度を小さくすれば出鉄口の基本的指数に決定的な影響のあることがわかつた。(鈴木吉哉)

## — 製 鋼 —

鋼中一次脱酸生成物の生成の際の現象  
(Al による非合金鋼の脱酸—I)

(H. STRAUBES, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 38(1967) 7, p. 509~518)

50 kg-誘導炉を用いて鉄を溶解し (1630~1640°C), 各溶鉄は 0.04, 0.39, 1.06%Mn (後に 0.07%Mn についても行なつた) で予備脱酸を行ないさらに 0.3%Al を添加した。Al 添加後種々の時点で、溶鉄をシリカチューブで吸引、水冷する方法で試料を採取して、その試料中に存在する介在物を X.M.A. により調べた。その結果、1次脱酸生成物はその生成過程できわめて顕著な組成変化をすることを確認した。Al 添加直後には介在物は  $Al_2O_3$  がきわめて少なくほぼ FeO と MnO とから成っている。この MnO の量は明らかに溶鉄中の Mn 量に依存している。しかし介在物中の  $Al_2O_3$  量は数秒間で急速に増加し、Spinel (Fe-Mn)O· $Al_2O_3$  の組成に達する。この短い時間中 1次脱酸生成物は溶融状態が少なくとも部分的には溶融状態であり凝集性が良いことが特徴である。この時期の 1次脱酸生成物のもう 1つの特徴は、各介在物とその全体にわたつて同一組成であることである。この特徴は短時間保たれるが、すぐに大きい介在物に凝集した脱酸生成物は組成的に全く異なる 2つの領域を示すようになる。すなわち介在物の中央部は  $Al_2O_3=60%$ ,  $FeO+MnO=40%$  で Spinel 組成を有

し(この際の FeO/MnO は明らかに溶湯中の Mn 量に依存している。)一方介在物の外周部は  $Al_2O_3$  から成っている。

これらの結果を考察し、介在物の分離の際の挙動とその性質との間に従来存在していた矛盾を解明し Al 脱酸により生ずる脱酸生成物の生成の際の現象を検討した。

最後に介在物の X. M. A. による測定結果と抽出残渣分析結果とを比較検討した。(斎藤鉄哉)

#### 上吹き転炉によるステンレス鋼の製造

(F. C. LANGENBERG, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 55 (1967) 8, p. 695~701)

1966 年 4 月 Crucible 社ではステンレススラブを製造するため新しい工程の開発計画を発表した。

その主なる点は、含クロム銑鉄の高炉による製造、およびチャンネル式誘導炉、D-H 式脱ガス装置、連続製造機などの採用である。

含クロム銑鉄の製造に際しては、クロム鉱石、鉄鉱石焼結鉱、珪石、石灰石、コークスなどを高炉に装入した。コークス比は 3.057 lb/t, ダスト量 116 lb/t, またスラグ量は 1,430 lb/t であり、高炉操業においては特別な困難さはなかつた。14~16% Cr の含クロム銑鉄の高炉による製造の可能なことが立証できたが幾分かの問題点がある。

(1)送風量を増すにつれ、炉頂温度が上昇し、900°F を越える。(2)クロム銑鉄は凝固温度が高いため、スカリングを起こしやすく、何らかの方法を考える必要がある。(3)ダストは非常に細かく、かつ、45~65%のクロム鉱石を含有している。

含クロム銑鉄の生産性を向上させ、コークス比を低下させるには、炉体に支障のない程度の高温送風と酸素富化操業を行なうのが望ましいことがわかつた。

一方製鋼過程では LD 転炉を使用し、吹精後、スラグと溶鉄を転炉よりトリベに移し、還元剤を添加し、Cr 酸化物濃度を低下させ、ついで再び溶鉄を転炉にもどすといういわゆる“refurnancing”法を採用している。

含クロム銑鉄の単純な酸素吹込み作業で C:Cr の値を 1:120 にすることができ、C 濃度は 0.02~0.09% になつた。

本プロセスで今後検討すべき点は Cr の酸化損失を減少させるため、耐火物の溶損限界まで温度を高めて脱炭していること。酸素吹込み時に酸素量を変化させ、脱炭量をコントロールすることによつて Cr 歩留の低下をおさえていることなどである。

パイロットプラントにおける一連の試験の結果、本法は炭素鋼および合金鋼のいずれの製造にも適用できることがわかつた。(津田正臣)

#### ミロムにおける噴霧製鋼

(D. R. G. DAVIES, M. J. RHYDDERCH and L. J. SHAW: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 810~813)

ミロム製鉄所では、1 高炉の出銑樋の下に BISRA の噴霧法による連続製鋼装置を設け 1966 年 5 月より試験操業を始めた。この方法は、タンディッシュ、取鍋間に設けられた噴霧環からの高圧酸素ジェットで溶鉄を 1~2 mm 径の小滴にして、酸素、石灰との接触表面を大きくするもので、銑鉄は、霧状になつて落下する間に鋼に

変わる。反応室はマグネサイトレンガでライニングされ、溶銑流量は、タンディッシュノズル径で調節でき、7/8 インチ径で銑鉄 24 t/hr 1 インチ径で 30 t/hr である。この方法のポイントは、噴霧環で、ミロムでは 8 本ノズルにしている。使用銑鉄は普通、2% Si 銑鉄で、鋼温度が高くなるのを防ぐため取鍋中に鋼屑を 35% 程度装入する。P, S の調整は、フラックス量により行ない、200 メッシュ以下の微粒子を 55% 含む石灰 70:酸化鉄 30 のものを用いており、消費量は、鋼トン当たり約 224 lb である。Si, Mn は大部分除去されるので、精錬終了時に合金鉄により調節する。

C の調節は、酸素量によつて行なわれ、低炭素鋼トン当たり約 1950 ft<sup>3</sup> である。歩留は 86.5~90.5% で、ミロムでは軟鋼からバネ鋼までを製造し得る。この方法は計算機制御が可能である。ミロムの商業的規模の装置であるミルスプレー計画では、溶銑炉出銑口から取鍋までの建設コストの節約は 75% であり、連続製造装置と結びつける予定である。しかし、前途には、まだ多くの操業上の問題点が横たわっている。(梶永剛啓)

#### 噴霧製鋼

(M. J. RHYDDERCH: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 814~818)

高圧酸素ジェットによる溶銑噴霧法では、大きな接触面積が得られ、ほかの製鋼法よりも反応速度が早い。1963 年 11 月 BISRA で、小型試験装置により 1 回約 610 kg の銑鉄で試験した。溶銑は、タンディッシュから取鍋中に注がれ、この間にある噴霧環から酸素とフラックスが噴射される。銑鉄流速は、ノズル寸法とタンディッシュ中の銑鉄高さで調節され、後者は 9 インチにした。ノズルは 1/2 インチ、5/8 インチを用い、製鋼量は各 6 t/hr, 12 t/hr で、酸素圧力は 150 lb/inch<sup>2</sup> であつた。ジェットの当たる部分は、計算では 2000°C 以上になる。塩基度の高いスラグを用い、ライニングにタール入りドロマイトを使用した場合、0.9% P から 0.6% P に減少した。0.2% P の銑鉄では、約 75% 脱燐された。フラックスは、試験の結果 70% 石灰-30%酸化鉄に決め、これにより 80% 以上脱燐された。S は、精錬前と精錬中に除去され、Si, Mn は、大部分酸化された。脱炭は、フラックス中の酸化鉄に電気収塵より採取したダストを用いたところ、効果が著しく、67% が除去され 0.89% C になつた。別の 3 回の試験では、0.14%, 0.22%, 0.37% C の鋼が得られ、各 95, 93, 85% が脱炭された。低炭素鋼を製造する場合、溶銑温度を 1360~1380°C に上げ、6 t/hr の製鋼時に、溶銑トン当たり 2400ft<sup>3</sup> の酸素で 0.3~0.5% C, 2700 ft<sup>3</sup> で 0.04~0.06% C であつた。最終 C 量は、酸素の速度で決まる。品質的にはほかの製鋼法と同程度であり、経済面の評価は、現在の試験規模では困難である。(梶永剛啓)

## — 鑄 造 —

#### 鋼管の連続鑄造

(C. HOLDEN and D. VINCENT: J. Metals, 19 (1967) 8, p. 62~68)

最近の連続鑄造による鋼管生産量の増加は著しいものがあり、その品質も非常に改善されている。従来は低炭

索鋼が主であつたため製品の表面性状、内面組織の良否に重点がおかれていたが、近年ではステンレス鋼、ベアリング鋼あるいはほかの合金鋼の生産にも応用されるため厳密な管理が必要とされるようになった。

熟間仕上げにおいて大きな欠陥であつたピシホールは今日ではほとんど問題とならず、また割れの原因になりやすい断面歪についてもかなり改良されてきた。しかし継目無鋼管製造にあたり未解決の問題が2つ残されている。その1つは非金属介在物および清浄度に関するものであり、他方はベアリング鋼 En 31 (1% C, 1/2Cr) といった合金鋼の鑄造性についてである。

連続鑄造においては溶鋼中の非金属介在物が浮上分離する機会が少なく、中心部近くに偏析するため鋼管製造において非常に妨げとなる。本研究においては酸化物系介在物に重点をおき、その起源を調べるとともに2次介在物についてもX線マイクロアナライザーにて分析を行なつている。1次脱酸生成物は主としてマンガンシリケートであり、それにアルミナあるいはシリカが析出している。介在物量のコントロールには脱酸時のAl/Si比の変化、鑄込ノズルあるいはストッパー用耐火材の選定を行なうとともに機械的な分離も行なつている。

En 31 鋼の製造においても割れ、パイプなどは著しく減少し、炭化物の偏析もかなり少なく、非常に清浄度の良い鋼が得られるようになった。

そのほか、中炭素鋼、クロムモリブデン鋼、ニッケルモリブデン鋼、ステンレス鋼などについても試験し、ほぼ満足すべき結果が得られている。(渡辺靖夫)

## 一 性 質 一

### 焼鈍した低炭素鋼の疲労軟化および硬化について

(M. KLESNIL and P. LUKÁŠ: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 746~749)

降伏点より低い応力による繰返荷重下で、低炭素鋼は特有の機械的性質(軟化、およびひき続いて生ずる硬化)を示すが、これは Lüders strain の生じる過程に対応することを実験により示し、さらに2, 3の仮定を導入した数学的モデルが上記事実ときわめてよく一致することを示した。

降伏点より低い種々の応力振幅で塑性歪の大きさ  $\epsilon_{pl}$  (ヒステリシスループの幅で示す) と繰返数との関係を探めたところ、まず軟化が起こり、ある繰返数で最大となり、巨視的硬化に移る。応力振幅の増大とともに、軟化の最大になる繰返数は少なくなる。また S-N 曲線は、前もつて行なわれた疲労による軟化の程度の大小によりその形状を異にし、繰返数は Lüders strain の大きさに大きな影響をおよぼす。そして  $\epsilon_{pl}$  が最高値に達するときの繰返数は Lüders strain が完全に消えるときの繰返数とほとんど等しい。

降伏した粒の割合は、繰返数の増加とともに、 $\epsilon_{pl}$  の最大となる繰返数まではほぼ直線的に増加し、 $\epsilon_{pl}$  の最大になる繰返数ではすべての粒が降伏している。これより軟化は塑性変形した部分の膨張によつて生ずることがわかる。

疲労軟化および硬化の現象をモデル化するために、塑性変形した部分の大きさと繰返数との関係は正比例する

と仮定した。また塑性変形の過程で生じる硬化は塑性変形による伸びと繰返数との関係を指数関数で表示できると仮定して、数学的に解析した結果、実験結果ときわめてよく一致した。すなわち、巨視的軟化過程ですでに部分的な微視的硬化が生じているが、試験片全体が塑性変形した後に巨視的硬化が始まる。(角田方備)

### Cr-Ni-Nb 鋼中の窒素化合物

(H. HUGHES: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 775~778)

18-12-1 Cr-Ni-Nb 鋼の 750°~850°C でクリーブ試験を行なつた後の試料にZ相が見出された。このZ相は非常に多数検出されたが、この相は他の高窒素粗地から遊離している。このZ相の物理的性質を決めるために、いく種類かの熱処理を行なつた試料を用いて実験を行なつた。

実験は電子顕微鏡を用いてZ相の分布をしらべ、X線および電子線回折により結晶構造を決定した。また、化学分析によりZ相の化学組成を決定した。X線はCo K $\alpha$ 線を用いてフィルムに回折像を撮影した。この結果によれば、ニオブを添加したニッケルクロム鋼のZ相は分子量 546、結晶形は正方晶であり典型的な格子定数は  $a=6.784\text{Å}$ ,  $c=7.387\text{Å}$  であるが、熱処理の方法によつて格子定数は変化する。また、空間群は P4/nmm であり、単位格子当たり 20 個の原子を持つと思われるが、この点に関しては、さらにくわしく研究する必要がある。化学分析によれば、このZ相は窒化物であることがわかり、その化学構造はほぼ (Fe, Mn, Cr) $_4$ (Nb, Mo) $_3$ N $_3$  であることがわかつた。

実験によれば、このZ相ができるのは、長時間のクリーブ試験を行なつている間に空気中の窒素と化合してできる場合と鋼中に含まれた窒素によつてできる場合が示された。また、NbC 中に検出されるこのZ相が現われる以前に 0.06% 以上の過剰窒素を含有しないとZ相は現われない。

なお、16-10-6 Cr-Ni-Mo 鋼に Nb を添加した場合にもZ相が観察されたが、これはニオブ化合物と推定される。(雀部 実)

### 中強度鋼の破壊靱性

(G. FORD, et al.: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 854~860)

破壊機構の概念は、最近著しい進歩をとげ、強力鋼を用いた部品の設計の解析にとり入れられているが、より低い強さの鋼に対しては成功していない。最近 critical stress field intensity factor  $K_{Ic}$  が、軟鋼の脆性破壊のある面で適切であることが示唆された。この研究の目的は、中程度の強さを有する鋼の破壊挙動に対する試験片寸法、切欠の強さと、ひずみ速度の影響を広い温度範囲で調べることにある。試料は 0.19 C, 0.30 Si, 1.60 Mn, 0.50 Ni, 0.30 Cr, 0.30 Mo, 0.30 Cu を含む焼ならし焼もどし状態の引張強さ 45 t/inch $^2$  の鋼である。試験は V notch および疲労クラックと side notch を入れた、Charpy 寸法および大型 (4"×1"×37") の試験片の slow bend test と、Charpy 寸法の instrumented Charpy 試験を行なつた。実験結果は次のとおりである。

linear fracture mechanics の概念は、ある条件下で中程度の強さの鋼の小型寸法の試験片に適用できる。主な条件は、below-yield-fracture が生ずる温度であつて、この概念を適用するには使用温度よりはるかに低い温度が必要である。slow bend test において疲労クラックと side notch をつけた大型試験片で、使用温度で below-yield-fracture を起こすことはできない。小型試験片は大型試験片よりはるかに高い応力で破壊した。小型試験片の below-yield-fracture は、大型での  $-85^{\circ}\text{C}$  以下に対して、 $-160^{\circ}\text{C}$  以下で生じた。しかし  $K_{IC}$  は、もし gross yield 以下の応力で破壊が行なわれたなら、寸法には関係しないようである。静的試験ではまた side notch と疲労クラックは、below-yield-fracture が得られる温度にあまり影響しなかつた。slow bend test からの  $K_{IC}$  の測定値は亀裂発生が関係したものと考えられるが、この供試鋼のレベルでは機械的、冶金的損傷が大きく、信頼できない。below-(dynamic) yield-fracture が生ずる温度は歪速度とともに増加し、また side notch と疲労クラックは衝撃試験では重要である。Charpy 試験からの  $K_{IC}$  の値は、50% Charpy appearance 遷移温度まで正しかつた。(金尾正雄)

#### 鋼のオーステナイト粒度調整のマイクロ冶金

(A. B. CHATTERJEA and B. R. NIJHAWAN: Iron Steel (U.S.), 40 (1967) 9, p. 340~342)

本研究は理想的な窒素浸透条件に浸漬した試料が、残留 Al 含有量の増加に伴つて AlN が増加するか、およびそれによつて結晶粒度がどのように変化するかを調査する目的で行なわれた。試料は純化した窒素ガス中に  $1050^{\circ}\text{C}$  で 24hr 浸漬し酸可溶性 Al 量、nil, 0.198, 0.239, 1.2 および 2.43% の 5 種類の鋼について、浸漬前後の酸可溶性 N を BEECHLY の AlN 分離法により定量し、それぞれについて顕微鏡により観察している。浸漬前の鋼の酸可溶性窒素量は Al を含有したもののほうが Al を含まないものより高い。そして鋼中の Al が増加するほど AlN としての N 量が増加する。窒素中に浸漬したリム部の顕微鏡的観察では針状の析出物が残留 Al の多い鋼の結晶粒界に選択的に析出している。試料中心部にはこれら針状析出物は認められず、それはこれらの拡散に対して浸漬時間が不十分であつたためである。Al 1.2 および 2.4% を含む鋼の針状析出物は 940 倍の拡大で見ることができる。残留 Al の最適範囲では光学顕微鏡では見ることができない。0.38% の Al を含む鋼では多数の微細な析出物を 2000 倍の倍率で見ることができる。この針状の相の形態上の比較では 0.38% から 0.89, 1.2, 2.43% と鋼中 Al の残留量に伴つて大きくなることを明確に示している。よく知られているように微細な窒化物を顕微鏡で観察することはきわめて困難であるが 1954~1955 年に National Metallurgy の KUHU と DETREZ によりその析出現象に関する研究結果が提出され、その後 LESLIE, WOODFINE, SVECHNIKOV らにより研究結果が報告されているがオーステナイト粒度生長に対する抑制機構に関する定説を得るに至っていない。しかし N·M·L などのその後のこの問題に対する究明は積極的に続けられており、やがてすべての鋼における特異現象、すなわち時効や非時効、焼戻脆性、

青熱脆性、低温脆性などに対し完全に説明できる理論が集大成される日も近いであろう。(桐林武彦)

## 一分 析一

塩化処理および真空蒸発法によるクロム鋼中の酸素の決定 (F. J. ARMSON and M. S. BARBER: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 772~774)

クロムおよびニッケルの塩化物は通常の塩化処理温度では蒸発しにくく、また、これらの塩化物が試料表面を覆つてしまうと塩化処理が不完全なものになるなどするので、クロム鋼の塩化処理はかなりむずかしい問題である。ここに示す方法はクロムおよびニッケルの塩化物の蒸気圧が  $350\sim 500^{\circ}\text{C}$  では非常に低く  $800^{\circ}\text{C}$  では 20 mm 程度の比較的高い蒸気圧を持つという性質を利用したものである。すなわち、試料を塩素ガス中で  $350^{\circ}\text{C}$  で 6hr 加熱し、鉄、その他の金属、窒素、炭化物およびイオウを蒸発しやすい塩化物とする。ついで、この系の塩素ガスをすつかり排気して  $800^{\circ}\text{C}$  に試料を加熱すると塩化物は昇華する。酸化物は残渣中に残留するが、これを温メタノールなどで洗浄して少量残留している塩化物を完全に除去した後、アルミ、鉄、マンガンなどを分析するときと同様の通常の方法で分析する。この方法を用いると、クロム含有量 2.6% までのクロム鋼を分析するには  $350^{\circ}\text{C}$  で塩化処理を行ない、 $800^{\circ}\text{C}$  で塩化物の昇華を行なうということをして 2 度繰返して行なえば十分であり、5% クロム鋼でも塩化処理温度を  $500^{\circ}\text{C}$ 、昇華温度  $800^{\circ}\text{C}$  として 2 度繰返せばよい。本方法は 5% 以上のクロムを含有する試料に適用できるかどうかは疑わしい。本方法に与える影響の大きなものは 2 つあり、第 1 は炭化物の形と量が問題となる。炭化クロムは非常に塩化物化しにくいものだからである。第 2 はクロムおよびニッケルの含有量である。(雀部 実)

#### 迅速炭素分析

(E. B. WILLIAMS J. Metals, 19 (1967) 8, p. 50~56)

製鋼過程においては迅速かつ正確な C 分析が必要とされてきた。この要求に答えるため、液相線温度から C 濃度を求める方法が報告されている。

液相線温度測定装置は熱電対ホルダーと温度記録計から成っている。ホルダーの上部には耐火物の鑄型にセットされている熱電対を装入したカートリッジを置き、熱電対は白金-白金ロジウムを使用している。

鑄型の溶湯をそそぎ液相線温度を読みとる。温度記録計には  $2600^{\circ}\text{F}$  から  $2800^{\circ}\text{F}$  までの目盛があり、 $1^{\circ}\text{F}$  まで正確に読みとることができる。記録計に接続するすべての導線は外部からの熱電効果さえぎるため導管をかぶせる。記録に際してはポテンシオメーターをホルダーに接続させ記録計を補正しておく。液相線温度を読みとり、換算表で C 値を求める。

この換算表は平炉における C 以外の合金元素の濃度も考慮に入れて作成してあり、Fe-C 系の理論的な液相線温度よりも  $4^{\circ}\text{F}$  低くなつている。

合金元素濃度の高い特殊鋼の場合には液相線温度におよぼす第 3 元素の影響として、たとえば、Cr- $2.70^{\circ}\text{F}$ 、Ni- $7.20^{\circ}\text{F}$ 、Mo- $3.60^{\circ}\text{F}$ 、Mn- $9.00^{\circ}\text{F}$ 、Si- $14.40^{\circ}\text{F}$ 、Ca- $9.00^{\circ}\text{F}$ 、S- $45.00^{\circ}\text{F}$ 、P- $54.0^{\circ}\text{F}$  の補正を行なう必要

がある。

従来の方法では1試料につき、約6~8minを必要としたものが本法ではサンプリング後、約25~35secでC値を知ることができる。

本法と分光分析結果を比較したところ良い結果が得られた。(津田正臣)

## —そ の 他—

### 製鋼工場におけるコンピューターの使用

(N. J. WILLIAMS: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 832~836)

本報告には製鋼工場の工程制御から研究目的にいたる広範囲なコンピューターの利用が述べられている。製鋼工場でのコンピューターの利用分野は大きく分けると、工程制御、生産管理、生産計画、経営情報、会計計算、統計計算、パートと機材の配置、OR技術の8つに分類できるが、特にコンピューターによる統合集中データ処理計画が重要であることが力説されている。

さらに PARK GATE 社の4台のコンピューター・システムを例にあげ、同社の生産計画、最終圧延計画、造塊計画、在庫管理、粗圧延計画、工程制御のやり方を説明し、人間と機械の相互協力の結果得られた利益、管理面の効果を紹介している。PARK GATE 社は平炉10基、電炉1基、カルド炉2基(平均75~100t)、逆転式ブルーム・ミル1基、連続6スタンド・スラブ、ピレット・ミル1基、パー、ストリップ・ミル6基を持っている。これらの設備に対して、2台のコンピューターが生産計画、給与、経理計算などの中央制御に、1台が生産制御用として粗圧延機の制御に、残り1台が粗圧延後のフライング・シャーの制御に利用されている。同社のシステムの特徴は人間と機械の相互協力にあり、コンピューターは多くの情報をまとめて人間の決断を助ける自動ファイリング装置として利用されている。しかし設置後活用されるまで1年間費したが、今では生産計画要員は削減され、処理能力は倍増し、精度は向上した。さらに生産制御用コンピューターは運転マンの事務的な業務をなくし、シャー・コンピューターは歩留を向上させ年間1億円の利益を上げた。

最後に今後コンピューター使用上の課題は新分野での活用、新しい利用法の開発であり、筆者も製鋼工場における特異な利用方法の出現を望んでいる。(須田興世)

### 新しい鋼屑溶解炉に関する実験

(A. CARLI: Iron Steel (U.S.), 40 (1967) 9, p. 332~337)

本報告は工業的規模における前炉付き重油燃焼方式のシャフト炉に関する全鋼屑装入の実験結果と操業条件、将来の可能性などに関して述べられている。本実験に使用された新式シャフト炉の主はデイメンションは、シャフト高さ11.2m、下部内径1750mmでわずかに下広がりテーパを有する。上部約半分は外側水冷の鉄皮だけで構築され、下半分はマグネサイト系の耐火物でライニングされている。スタック下部には4つの燃焼室が設けられ、100~200kg/hrの高圧重油バーナーがそれぞれ取り付けられておりこのバーナーによつてHearthおよび湯溜が加熱される。溶鋼はスタック底部の溝を通つてさらに直径2mの前炉に流入する。前炉には5番目のバーナー(150~250kg/hr)が設置され、その他加炭用の微粉炭供給装置とノゾキ窓および底部にタップホールが取り付けられている。加炭装置はこのほかスタック下部の4つの燃焼室にもそれぞれ取り付けられており炉頂部には1m<sup>3</sup>容量の装入機およびシュートなどの装入設備が付属している。全5回の試験溶解では操業時間2~6hrで炉が熱的バランスに達するに至っていないが溶解能力は少なくとも10~12t/hrであつた。最初のスキップがチャージされてのち35~40minで溶解が始まり、その後さらに15~20minを経て前炉に流れ始める。スタック底部のガス圧は非常に低く水柱40~60mm、前炉では40~50mmである。炉頂部温度は300°C内外、シャフト底部から7~8mの点(ストックライン)では500~600°Cの範囲である。1回にタップされる溶鋼量は8~15tで温度は1520°C化学組成は普通、C% 0.01~0.02 Si, Mnの含有量はきわめて少ない。溶融鉄の酸化に対しては微粉炭の有効は添加が重要であり、バーナーの調整は操業開始時には長い幅広のフレームとし、ランニング期間中は短く強力なフレームとすることが酸化を防止する上で有効である。一般的にいつて酸化を少なくするためには装入物が高温(1000~1100°C)にさらされる時間を極力短くすることが大切で本シャフト炉においては、溶解帯における急速な加熱のためにきわめて少ないことが確認された。しかし溶鋼の加炭、酸化、注湯などのためには十分な高温が必要とされ、そのためには炭素含有量0.8~1.0%が望ましい。それらの条件に対しては、装入物中に10~20%のpig ironを配合するとかかなり改善されるものと考えている。(桐林武彦)