

## 抄 録

## —耐火材—

**アルミナのシンターリング** (V. A. Bron: Ogn-euporg 16 [7] 1951, 312~23)

アルミナは微粉碎してみたも熱処理をしてみても1600°C迄ではシンターしない。アルカリやアルカリ土類を加えると却つてシンターが抑制される。Cu<sub>2</sub>O, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeCl<sub>3</sub>, Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を加えても液相の生成は促進されるがシンターリングは充分ではなく収縮が少い。之に反しTiO<sub>2</sub>, イルメナイト, マグネシウムチタネイト類を加えるとシンターしやすい。此等の助剤はアルミナと固溶体をつくつたり,あるいは結晶格子を変化させる。TiO<sub>2</sub>及びチタン化合物を加えると1400~1500°Cではげしくシンターする。その効果はマグネシウムオルソチタネイト, マグネシウムダイチタネイト, イルメナイト, 酸化チタンの順につよい。(三輪基治)

**スタンプしたトラフ** (G. M. Burrier: J. Metal, July 1953, 878.; J. C. Mac Neill: J. Metal, July, 1953, 879)

Crucible Steel 会社に於て数年前から実施して200回位の寿命を得ている出鋼口の樋のつくり方の報告である。マグネシアの粗粒5とシヤモット粉1の割合に混合したものを4~5~6吋スタンプする。そしてその表面に毎回木節のうすくといたものを塗る。尚スタンプの中には12時間隔に1吋径のポートを熔接して強さをまます。又ケイモングはアングルで充分補強して運搬の中途でひびの入らぬ様にする。

Bethlehem Steel Co. ではスタンプしたトラフを1951以来実施して平均寿命259回になつた。その要領はCrucible Steel Co. のときと同様であるが乾燥に気をつける。マグネシアが高価なために余り節約にはならない。

(三輪基治)

## —銑鐵及鐵合金の製造—

**黒鉛高爐の進歩** (T. J. Wilde, V. J. Nolan: Iron & Steel Eng., April 1953, 127~8)

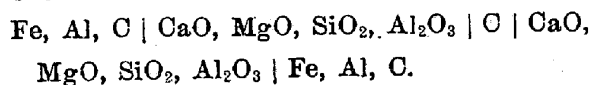
全黒鉛高炉が初めて米国に出現したのは1945年であつた。それから1949年迄の間に於ける米国の状況を報告したもの。最近では米国では批判反省時代に入つて居る。1949年末に黒鉛高炉は102基あつた。この中27基は径26~28呎, 42基は径20~25呎6吋, 33基は径

20呎以下と言う分布になつている。今日迄の成績は250万噸1基, 200~250万噸2基, 150~200万噸19基, 100~150万噸13基で残57基は尙稼動中で成績不明である。故障は殆どない。タップホールの事故3基, その修理延時間21日にすぎない。それも1948~49年に起つた事故で最近のものではない。1950年以後の状況としては1950年に5基, 1951年に7基, 1952年に10基, 1953年に3基建設をみた。今年一杯に尙20基の黒鉛高炉が稼動に入る見込みである。(三輪基治)

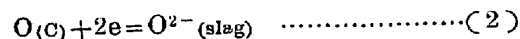
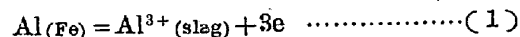
## —鋼及鍊鐵の製造—

**熔融スラッグ中のアルミナの挙動** (O. A. Esin and B. I. Lepinskikh; Doklady Akad. Nauk SSSR, 91 (1953) No. 5, 1187)

熔融スラッグ中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の挙動を明らかにする目的で次のような濃淡電池の起電力を測定し, その結果に基づきAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>がスラッグ中で取り得る形について考察した。



電極はAl 11.28%, P 0.034%, Mn 0.15%, S 0.017%, C 2.34%, Si 0.28%の鉄合金であり, 両極とも同一組成のものである。スラッグとしては一方の半電池には基準状態として40.2%CaO, 8.4%MgO, 50.5%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0.9%SiO<sub>2</sub>の一定組成のものを選り, 他方の半電池にはCaO-MgO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系スラッグを選んだ。測定温度は1450°Cである。起電反応式は次のように表わされるから,



結局測定された起電力Eから次の式に依つてスラッグ中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の活量a<sub>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></sub>が求められる筈である。なお, 本論文ではAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の活量の体は算出されていない。

$$E = (RT/6F) \ln (a_{\text{Al}_2\text{O}_3} / a^{\circ}\text{Al}_2\text{O}_3) \dots\dots\dots(3)$$

但しa<sup>°</sup>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は基準状態に於けるAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の活量である。

等起電力線をCaO+MgO-SiO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>三元ダイアグラムの上に示してある。その中特に次の二つの系列を取り上げてAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の挙動を考察した。

(1) CaO 40%, MgO 9%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 4~50%, 残SiO<sub>2</sub>の組成範囲

起電力— $Al_2O_3$ % 曲線上に著しい折点が二つ ( $Al_2O_3$  18% 及び 41%) 現われ、これに依つて曲線が三つの部分に分けられる。これらの折点はスラック中に存在する化合物の形が変化する組成に当り、これらの化合物から種々の形のイオン  $O^{2-}$ ,  $SiO_4^{4-}$ ,  $Al_3O_7^{5-}$ ,  $(AlO_2^-)_p$ ,  $(Al_2SiO_7^{4-})_g$ ,  $(SiO_3^{2-})_n$  を考えることに依つて、 $Al_2O_3$  の活量の値の変化乃至は折点の存在は次の三式に依つて説明される。

$$a^3Al_2O_3 = a^2Al_2O_3 \cdot a^{-1}O^{2-} \dots\dots\dots(4)$$

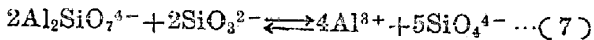
$$aAl_2O_3 = a^{5/p}(AlO_2^-)_p / aAl_2O_3 \cdot a^{-1}O^{2-} \dots\dots\dots(5)$$

$$aAl_2O_3 = a^{1/g}(Al_2SiO_7^{4-})_g / aSiO_4^{4-} \dots\dots\dots(6)$$

(2)  $SiO_2$  36~38%,  $MgO$  14%,  $Al_2O_3$  6~30%,  $CaO$  19~42% の組成範囲

$Al_2O_3$  18% 附近に折点があるが、この折点よりも  $Al_2O_3$  が少ない範囲では  $(Ca, Mg)_2SiO_4$ ,  $CaSiO_3$  及び  $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$  が存在し、これよりも  $Al_2O_3$  の多いところでは  $CaSiO_3$ ,  $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$  及び  $(Ca, Mg)O \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$  が存在する。

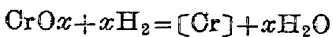
測定された全組成範囲を概観し、 $Al_2O_3$  の両性としての性質が示されていることが分る。即ち Al イオンは次の式に従つてその形を変化するものである。



そして  $Al^{3+}$  の活量係数は陰イオンから陽イオンの形に移る際に非常に増加する。この中のいづれの形が優勢であるかに関して三元ダイアグラムは二つの部分に分けられ、一方の  $SiO_2$  及び  $Al_2O_3$  の多い範囲では Al は陽イオンの形で存在し、他方の  $CaO$  の多い範囲では Al は陰イオンの形で存在するものと思われる。(森 一美)

**Fe-Cr 溶液及び Fe-Cr-Ni 溶液中の酸素の溶解度** (B. V. Linchevskii, A. M. Samarin; Izvest. Akad. Nauk SSSR, Otdel. Tekh. Nauk, (1953) No. 5, 691)

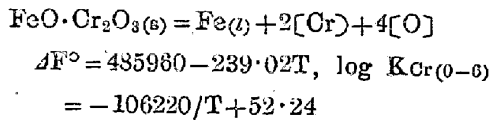
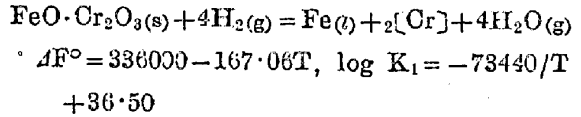
不銹鋼及び耐熱鋼などの溶解精練に對する基礎的な資料を得る目的で、Fe-Cr(Fe-Cr-Ni)—酸化物— $H_2$ - $H_2O$  混合ガス系の平衡関係を 1625°C 及び 1710°C に於いて研究した。この系の反応は次の式で示される。



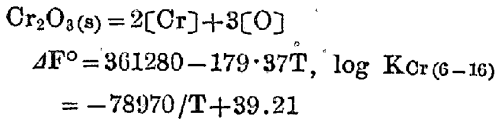
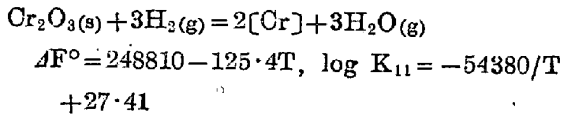
平衡状態は  $PH_2O/PH_2$  を種々に変化させ、メタルの表面に酸化物の膜が生成される限界の  $PH_2O/PH_2$  を知ることによって決定した。実験結果から  $\log(PH_2O/PH_2)$  と  $\log [\%Cr]$  の関係は  $[Cr]$  6% 及び 16% の濃度を境にして異なつた勾配を持つた三本の直線から成り立っていることが分つた。これは結局夫々の濃度範囲について、x の値が異なることを表わすものであり、Cr の酸

化物の形及び反応式が異なつてゐることを意味する。実験結果から夫々の濃度範囲について次のような熱力学的数値が得られた。

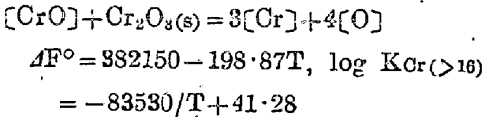
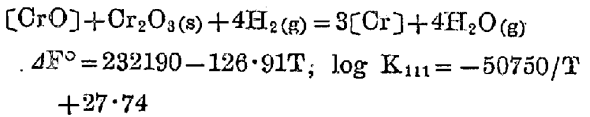
(a)  $[Cr]$  0~6%,  $x = -2$



(b)  $[Cr]$  6~16%,  $x = -3/2$



(c)  $[Cr]$  16% 以上,  $x = 4/3$



注目すべきことは  $[Cr]$  が 16% 以上ではメタル中の酸素含有量は  $[Cr]$  の増加と共に増大している。これについては上記の(c)項のようにメタル中に  $CrO$  が溶解していると仮定することに依つて説明される。

Cr の酸化物の形を実際に確かめるために非金属介在物及びメタル表面の酸化膜を取り出して、顕微鏡的並びにX線の研究を行なつた。非金属介在物の形及び大きさは上記の濃度範囲について三種類に分けられる。又酸化膜の色は  $[Cr]$  が 5~7% 以下では暗褐色乃至は灰色を呈しているが、 $[Cr]$  7% 以上では鮮明な緑色を呈して居り、更に Cr 含有量の高くなると共に暗緑色の方へ移つてゆく。

Fe-Cr-Ni 系については  $[Cr]$  4~20%,  $[Ni]$  3~22% の濃度範囲について研究したが、Ni を含まない場合に比べて同一の Cr 含有量に対しては酸素の濃度は増加することが確かめられた。(森 一美)

**酸素吹込電氣爐製鋼に於ける合金元素の歩留に就て** (Eberhard Pachaly: Stahl u. Eisen 73 (1953) 461)

酸素製鋼の利点は、合金鋼屑を装入して其の中に含ま

れている合金元素の歩留の高い事である。著者は1948年より Wetzlar に於て7.5t 炉で100%の鋼屑を使用し、不銹鋼、Cr-Mn 鋼及び耐熱鋼を熔製し、温度、塩基度及び鋼滓量に関連した各種合金元素の歩留を調査している。

不銹鋼熔製の場合、酸素吹込時に Si が高いと脱C速度とは無関係に Cr の酸化を遅らせるので、熔落後 Fe-Si で還元した後酸素吹込を行う熔解法を採用している。又 Cr 含有量が高い程酸化消耗が減少する事を認めている。そして K. Bungardt の実験より Cr の歩留は高く80%を示した。

10%Cr 19%Mn 鋼熔製の場合に酸素吹込を行うと、薄黒いフュームが発生するが、之は Mn が揮発しているものと推定されるが、実際は鋼滓に逃出する量の方が多し。此の熔解に於て Cr の歩留96%、Mn は66%であった。そして13%の Cr の存在のもとに次の平衡式を出している。

$$\text{Log Mn/C} = -10,000/T + 6.70$$

W-Cr-V の耐熱鋼熔製の場合には、沸騰精錬を余り烈しく行わない状態で、見掛けの歩留は、W は100%、Cr は90%、V は70%を示した。

合金元素の歩留は酸素との親和力に依つて決定されるもので、Al, Ti, Ta 及び Mo は殆ど酸化消耗してしまふが、Ni, Mo, Co 及び Cu は、酸素吹込に依つて影響されない。

此の操業に於て、脱硫は還元期に所期の目的を達する事が出来たが、Pは却つて富化される傾向にあつた。

(酒井晋一郎)

### —鐵及鋼の鑄造—

**鑄型塗料に関する諸経験** (Georg Kowarsch: Stahl u. Eisen 73 (1953) 1654)

主として独逸鉄鋼連合会が、第二次大戦前に国内原料を主体とした鑄型塗料に関する研究を取纏めたもので、その成果として創案した Randit 及び Helios なる2種類の塗料を紹介している。鑄型塗料として必要な条件は、

- (1) 塗装した場合健康上有害な発煙の少いこと。
- (2) 1hr 以内で完全に乾燥すること。
- (3) 乾燥後は堅牢な上皮を形成しベタベタしないこと。
- (4) 貯蔵中変化せず且供給容易なること。
- (5) 鑄込時に発煙少くして発熱燃焼すること。

又塗装の方法としては、冷い鑄型には水分が蒸発しな

いから塗らないこと。上注の場合には余り厚く塗らないこと。塗料の流動性が良適ぎると、壁を沿うて流れて下に溜つて乾燥し難く、鑄込時に爆発発煙する。塗料を完全に乾燥してから使用しないと、ガス圧力を生じて鋼塊は凝固前に引張られて亀裂を生ずる原因となる。塗料の粘度は、鑄型の形状及び鑄込速度に適應したものを使用すべきで、小型の鑄型では粘度 2~4°E/50°, 中型及び大型の鑄型は 6~14°E/50° が適當である。著者は石油を分溜して得たベンジンと其の残渣である歴青から、歴青—ベンジンラックを考案し之を Randit と名付け、次にベンゾールを精製してキューマロン樹脂を得、キューマロンベンゾールラックを Helios と名付け、實際工場で使用し満足すべき結果を得ている。其他最近米国 Timken 工場で使用している微粉黒鉛、歴青及びピッチを主成分とし、之に0.006%の発煙防止剤と多少の乳剤を加えた Syncoat 塗型剤にも言及している。之は230°C以下の鑄型に塗装して5~15min で完全に乾燥し、堅牢な上皮を作るものであるが、発煙防止剤及び乳剤がどんな成分のものであるか判らない。(酒井晋一郎)

### —鐵及鋼の性質、物理冶金—

**白銑鑄物の高温加工性** (N. H. Polakowski; Metal Progress, 64 No. 5, Nov. 1953, 180)

従来白銑鑄物は遊離セメンタイトの存在の為に非常に硬く機械加工が困難であつたのでチルドロールとか鉄道車輛などの特別な用途に限られていた。しかしこの材料も A<sub>1</sub> 以上の温度では相当量のオーステナイトを含有するので加熱状態に在る以上は鍛造も、圧延も可能であるし塑性変形は黒鉛化を促進するので可鍛鑄鉄の焼純も短縮出来ると言う事を期待して之を立証するべく次の如き研究室、並に工場の両方での実験を行つて見た。

試験材料は C 2.23%, Mn 0.52%, Si 1.39%, P 0.122%, S 0.034%, の成分で H<sub>B</sub>: 400, 組織はペーライト地にセメンタイトの樹枝状組織を呈し遊離黒鉛は存在せざるものであつた。予備実験として行つた加熱試験の結果では 1650~1740°F で 10~15min (試料; 0.4in. 直径) の予熱がこの目的には最適で 1560°F で 1hr の加熱又は 1740°F で 10min の加熱は遊離黒鉛が球状化することが分つた。

鍛造型打の試験は 1.4inφ×1.6in の試料で鑄造のままで行い 50lb. ニュマティック、ハンマーで軽打すれば最初の長さの1/3に容易に鍛造出来 75% 圧縮しても亀裂が生じないと言う結果を得た。

又型打鍛造品の顕微鏡検査を行つた結果、黒鉛の量が

鍛造前に較べて着しく増加し其量は鍛造歪の増大に伴つて増加していた。尙鍛造材料を 1740°F で焼鈍した場合鑄造ままの材料に要した時間の半分で可鍛鑄鉄組織を作ることが分つた。

要するに白銑鑄物を鍛造するには其温度範囲が非常に狭くハンマー打も特別な低い打撃を行わねばならぬ事に注意すべきである。シリンダーを 1, 2 回の強い打撃で型打しようとするれば必ず外部亀裂が起きる。又注意深いハンマー打を行つても 1830°F に加熱すれば同様に亀裂が入る。この点を注意すれば鑄造棒材でも其断面は相當に鍛圧出来るものである。

成形作業の実験に於ても (1650~1740°F で 10~15 min 予熱すれば) 0.6×0.24×3in. の鑄造扁平材を 90° のバイスに曲げることも出来たし。亀裂なしに 360° 以上のスパイラルに撚ることすらも出来た。しかし 1795~1830°F に予熱した試料は全然塑性変形の履歴なくとも撚ることも曲げることも出来ず、すぐに割れて終つた。著者はこの理由を高温で鍛造する間に起きる著しい黒鉛化と低い熔融点の共晶が極く僅か存在する事に依るものであらうとしている。

又扁平試料 (鑄造ままの) を 1435~1650°F の間の種々の温度に加熱し熔融  $\text{NaNO}_3$  -  $\text{KNO}_3$  (430~455°F) の浴中に焼入したのも 1650~1740°F で処理した試料と同様に曲げたり、撚つたりする事が出来た。勿論材料が完全にマルテン化すれば可塑性は減じてしまう。

以上の結果より適当な加熱及び加工作業によれば白銑鑄物も鍛造、圧延が可能であり、又これによつて或種の可鍛鑄鉄製品にとつて代ることが出来る。而してこの方法によれば鑄物製品よりも少い誤差で製品も出来れば機械加工された製品の焼鈍時間は鑄造製品よりもずつと短縮することが可能である。 (谷 昌博)

**焼戻脆性に及ぼす顕微鏡組織の影響** (D. O. Buffum and L. D. Jaffe: Journal of Metals 5(1953) 1373)

焼戻脆性が顕微鏡組織の影響を受けると云うことは、古くから報告されている。しかしこれらの報告は室温に於ける衝撃試験に基いており、その適当でないことは其後指摘されている。Pellini と Quenean は色々の顕微鏡組織を有する試料について -80°~+25° で衝撃試験を行い、吸収エネルギー対試験温度の曲線の移動から次の如く結論した。即ち焼戻マルテンサイトは、焼戻パーライトよりも焼戻脆性に対して敏感である。然しこの実験では韌性から脆性に遷移する全温度範囲に亘つて試

験していなかつたし、又、パーライトの生成した温度で既に脆化していたのかも知れなかつた。

今回は SAE 3140 鋼の 5/8in 径棒から 23/16in. 長の試料を切取り、次の如き 3 組の熱処理を施した。

第 1 の組は 900°C で 1hr. 加熱水冷後 675°C で 16hr 保持水冷の焼入焼戻を施した。(これは 100% 焼戻マルテンサイト)

第 2 の組は 900°C で 1hr. 加熱し 625°C 塩浴中焼入れ、その温度に 8min. 保持後水冷した。(50% パーライト, +50% フェライト)

第 3 の組は 第 2 の組と同様の処理後 675°C で 1hr. 保持水冷の焼戻しを行つた。

各組の試料中半分は 500°C で 48hr. 保持して水冷の脆化処理を施した。すべての試料は V ノッチシャルピー試験片に機削し、217ft-lb (16.8ft/sec.) の標準試験機を用いて、各温度で試験し、吸収エネルギー及び剪断破面率を測定した。

以上の試験を行つた結果次の事項が確認された。脆化処理に因る遷移温度の上昇は、焼戻マルテンサイトで 45°C、焼戻しパーライト、フェライトで 20~30°C であつた。遷移温度の上昇は直接脆化と比例するとは考えられないが、傾向は現している。又、この場合パーライト—フェライトの遷移温度は脆化処理を行つたものと、行わなかつたものとの間に殆んど差異がなかつた。若し等温状態で生成したパーライト、フェライト組織が、生成温度で充分脆化していたものであれば、其後の焼戻処理によつて遷移温度は低下 (韌性の回復) すると期待されるのであるが、今回の実験ではそのような状態とは思われなかつた。 (堀川一男)

## —非鐵金屬及合金—

**Ti ストリップの屈曲性の改善方法** (W. M. Baldwin, Jr.: Iron Age, 172 (1953) No. 23, 165)

この報告は熱間圧延及び焼鈍を施した板厚 0.075in の Ti ストリップについて、表面除去に因る屈曲性の改善とその原因につき研究したものである。

先づストリップを空気中で 700, 800 及び 1000°C に加熱し、該温度に種々の時間保持した後炉冷して、その屈曲性を調べた。屈曲試験 ( $r=1t$ ) の結果は加熱温度の高い程、加熱時間の長い程亀裂発生時の角度が小さくなり、明かに空中焼鈍による悪影響が認められた。

次に 10% HF で酸洗したところ著しく亀裂発生時の角度が大となり一例を示すと 15°C であつたものが HF の酸洗処理によつて 120°C に改善された。酸洗時間を

変えて、ストリップの表層を除去する程度を変えてみたところ、屈曲角度、引張試験に於ける絞と伸び、及びオルゼン試験の値等は何れも除去した層の厚さが増加する程急激に改善されるが、ある程度以上になると変化しなくなつた。

次にグラインダー研磨によつて表層を除去して、酸洗による方法と優劣を比較した。その結果除去方法の如何に関せず、除去層厚が一定なら、改善の程度も一定で優劣は認め難いことが判つた。最後に表層を除去して屈曲性を改善した試料を圧延し真空中で焼鈍することを繰返して試験した結果、全然屈曲性は劣化せず、単に圧延焼鈍だけでは屈曲性を悪くしないことが明かとなつた。

今回の研究結果によれば 0.072in. 厚の Ti ストリップは 0.061in. 厚まで表面除去すれば充分であり、酸洗による方法が最も実用的であることが認められた。然しこの 0.001in 除去と云う数字は、ストリップの製造工程に於て受けた空中加熱の程度によつて影響を受けるものと思われる。

X線的研究等も行い、結論として Ti ストリップの屈曲性を害する原因は Ti が焼鈍中或は熱間圧延中に O, N を吸収して脆い表層部を形成するためであり、Zn や Mg にみられるような、圧延に因る結晶の方向性の変化に因るものではないとしている。(堀川一男)

### —工業經濟—

製鋼作業に於ける塵埃の問題 (Kurt Guthmann:  
Stahl u. Eisen 73 (1953) 1512)

最近転炉、平炉及び電気炉に酸素を吹込んで、高温迅速溶解を実施するようになって、冶金学的には大なる進歩を遂げたが其の反面、極めて微粒の揮散力の大なる塵埃が多量に発生するようになって、作業員並に附近の住民の悩みの種となりつつあり、衛生管理上からいつても見逃せない問題となつた。発生ガス 1m<sup>3</sup> 中の塵埃の量は高炉 100~200g, 平炉 2~3g, 電気炉 2.3~10g, 転炉 9~40g で其他 コークス炉, 焼結炉, 加熱炉, 石灰炉, 火力発電設備より発生する塵埃を合せると、年 100 万 t の鋼材を生産するとして、塵埃の量は年 7200t に達する。又 Watenstedt 市に於て塵埃の降下量を調査した処、半径 4km の地域に亘り月約 600kg, 即ち、12g/m<sup>2</sup> の塵埃が降下した。依つて各国に於ては規則を以つて発生ガス中の塵埃量を 大凡、1g/m<sup>3</sup> と制限しているが、今後益々厳しくなる傾向にある。従つて各製鋼工場に於ても必然的に収塵操作を行わざるを得ない状態となり、操業の実例としては多く米国の文献を輯録している。即ち高炉には攪拌器、電気フィルター、平炉にはベンチュリー清浄器又は電気フィルター、電気炉には炉上に角度を変え得る吸込筐を装備して収塵率 90% 以上を挙げているが、塵埃の発生状態が間歇的であること、粒度が主として 1 $\mu$  以下であること、1000°C 以上の排出ガスを 100~200°C 迄冷却する必要のあること、CO ガスを CO<sub>2</sub> ガスに燃焼させること、余剰空気に依り薄められてガス量が増大する為設備費並に操業費が嵩み、製造原価に影響し経済的負担となる事など未解決の問題が多く残されている事を挙げている。(酒井晋一郎)