

抄

録

—製 鉄—

高炉のシャフトにおけるカーボン煉瓦の試験

(F. A. KHILKEVICH, et alii: Stal, (1960), No. 5 p. 385~391)

Zn を含有する鉍石で操業せる内容積 1386m³ の高炉 A および B において大型カーボンブロックを炉腹部とシャフト下半部に使用する試験を行なつた。先づ A 炉ではブロックを冷却函に密着させたところ、Zn 晶出の温度帯がブロック内に生じ、そのためブロックの膨脹、鉍皮の亀裂、冷却函の破損という結果を招いて火入後僅か 17 カ月で吹卸した。この時煉瓦積の上端附近には紅亜鉛鉍と金属亜鉛を主成分とする附着物が残つていた。

ついで B 炉では冷却函とブロックの間にアスベストとカーボン粒より成る断熱層を設けて、Zn や紅亜鉛鉍の晶出帯を排除した結果、冷却函の破損、鉄皮の亀裂は防止できた。しかし 3 カ月目にシャモットとカーボンの連結部の施工不良のためシャモット煉瓦の損耗甚だしく、さらに 6 カ月目からはカーボン煉瓦の損耗がいちじるしくなり、原料並にガスの分布が悪化して操業困難に陥り、遂に 21 カ月目に吹卸した。しかしこの間各所にあけた穴を通して煉瓦の損耗状況を観察することができた。その結果ならびに残留カーボンブロックより採取せるサンプルの実験室試験の結果によると、カーボン煉瓦崩壊の主因は粒界に沿って進行する CO₂ との相互作用および装入物による磨耗であることが判つた。以上の結論としてカーボンブロックに対して要求される性状は、粒子の大きさ 3mm 以下で均質な組織を有し、気孔率が 5~10% で反応性が低いということである。(長井 保)

高炉操業における送風温度の影響

(N. N. BABARYKIN and F. A. IUSHIN: Stal, (1960), No. 5, p. 391~396)

最近各高炉ではコークス比を低下させるため、次第に送風温度を高めてきたが、さらに同じ目的で自溶性焼結鉍の使用、Mn 添加の排除、炉頂圧の増大等の改善も併行して行なつておりそれらの単独の効果は明かでない。そこで特に送風温度のみの高炉操業に対する影響を検討するため、A 炉 (内容積 1180m³) および B 炉 (内容積 1371m³) を用いて研究を行なつた。使用せる原料は自溶性焼結鉍と生鉍石の混合物より成り、コークスは灰分 11.7% 揮発分 1.05~1.10%, S 0.51~0.59% であつた。全期間を通じて装入方式、装入線および 1 チャジ中の鉍石量は一定であり、また吹抜けや棚吊りもなかつたので送風条件は変動しなかつた。

炉腹部におけるガス温度の測定、炉内試料の採取等の結果によると、送風温度を 900°C から 1000°C に上げた場合、炉腹部のガス温度は 22~110°C 低下し、シャフト上部のガス中の CO₂% は上昇した。また環状管と炉口との間における圧力降下量は 0.05 kg/cm² だけ小さくなつた。

初期鉍滓中の FeO 量の炉の操業との関係については学者によつて意見が異なるが、本研究の場合送風温度の上昇により適度の温度帯の拡大、従つて造滓開始以前における還元の進捗によつて初期鉍滓中の FeO 量は減少した。しかしこの量は他の要因、特に装入物の還元性にも大きな関連があり、例えば自溶性焼結鉍の如き還元性のよい鉍石の割合が増加すると共に FeO 量は減少する。

送風温度の直接還元率に対する影響は本質的に大きくないが、送風温度の上昇はコークス比を若干低下させる。このコークス比への影響を評価するには、送風中の湿分、装入物中の Fe 分に対する補正が必要であり、その結果によると 900°C から 1000°C への送風温度の上昇はコークス比を 2.3% 低下させる事になる。しかしこの実際値はキタイェフの式による計算値の 70~75% に当り、羽口前で燃焼するカーボンの相対量に基く補正係数 C_φ をこの計算値に乗ずれば両者は極めてよく一致する。この関係を利用して送風温度 1000°C 以上の場合におけるコークス比の低下量を計算出来る。(長井 保)

—製 鋼—

電気炉における直接還元鉄(海綿鉄)の使用

(P. ULF GUMMESON: Proc. Electr. Furn., 16 (1958), p. 244~248)

この報告は、いわゆる Hoeganaes 法によつて製造された、還元度が非常に高い海綿鉄を、アーク炉あるいは誘導炉に使用した結果について述べている。

この海綿鉄は高品位の磁鉄鉍を Hoeganaes 法により還元したもので、全 Fe: 97.6%, 金属 Fe: 93.8%, 還元度: 96.0%, C: 0.17%, S: 0.016%, P: 0.007% 程度の成分を持ち、長さ約 3 吋、直径約 3 1/2 吋の団鉍状をしている。この程度の海綿鉄なら材料は丁度高品位の低炭素装入材料のように働き酸性、塩基性のいずれにも使える上熔解操業時の不利益はない。電気炉は扱い易く、温度も制御し易いから特にこの材料に適している。平炉では使用できる量は多少制限されるであろう。

20 t 装入の塩基性アーク炉で、C: 0.05%, Mn 0.10~0.25%, P, S < 0.025%, Si < 0.04%, Al: 0.30% 添加という鋼を製鋼する際、海綿鉄 86%, 低磷鉄 14% を配合し低磷鉄を炉中央部に装入すると、熔解の最初から大電力を加えられるので、熔解時間の短縮も可能になる。この結果得れた鋼は普通の鋼より鍛造性が良いと報告されている。

110 t 装入の塩基性アーク炉で 60% 海綿鉄を加えた一例によると、電極の下降は緩かであつたが棚吊りの心配もなく、熔解時間は普通で熔解後の活動も中庸であつた。スラグ中の FeO は約 23% でその量は多少多いようであつたが流動性は良かった。鋼塊歩留は異常に高かつた。

330 ポンド装入の塩基性誘導炉では、ステンレス鋼の熔解に海綿鉄を用いた結果では Cr の歩留、電力消費量および製品は、普通の熔解の場合と等しいものであつた。

この海綿鉄は特殊精錬により、品位をさらに高める事ができる。例えば C 0.004%, S 0.005%, P 0.007%, Si 0.14%。これは 4300 系の鋼あるいは他の合金鋼の製鋼のとき、塩基性のアーク炉でも誘導炉でも使える。これを用いた結果抗張力も延性も上昇したという報告もある。この海綿鉄の品位は電解鉄のそれと同じ位で、形は電解鉄のように片状かあるいは長さ 2 吋、直径 2 1/2 吋の団鉱状である。海綿鉄使用の完全な姿をうるには、数年を要するであろう。(八巻雄三)

電気炉における直接還元鉄(R-N 鉄)の使用

(R. W. FARLEY: Proc. Electr. Furn., 16 (1958), p. 249~252)

この報告は、Adirondack の磁鉄鉱から還元したいわゆる R-N 鉄を用いた、Republic Steel Corporation (Chicago) における実験熔解の記録である。R-N 鉄の成分は全 Fe: 95.20%, 金属 Fe: 87.98%, Fe 酸化物: 10.30%, C: 0.07%, P: 0.029%, S: 0.019% などであり、形状は平均直径 4 吋、長さ 3~4 吋の団鉱状、嵩比重は 225 lb/ft³、比重は 5.7~6.0 である。

実験は 2 段階に分け前段では 20 ft の炉を用い、R-N 鉄の配合比を 20%, 30%, 40%, 50%, 60% と変え、いろいろな鋼種を 58 回熔解し、同時に全鋼屑を用いて同数の熔解を行い対象群としている。この実験の結果から配合比としては 40% 水準をとり、C: 0.41~0.45%, Mn: 0.95~1.15% の鋼を 22 回熔解し、また対象として同数の全鋼屑熔解を行う。結果は熔解時間、製鋼時間、時間あたり生産量 (t), t あたり電力消費量 (kWh), 熔解歩留および製品の品質を含めて評価しなければならないが、前段については、AIME の 1958 年度総会に発表したとおりで、後段については目下統計的解析が進行中である。ここでは前段の解析結果を説明する。

熔解時間はほとんど有意差はないが、製鋼時間はやや大きな差がある。時間あたり生産量 (t) は、R-N 熔解は低いこれは歩留の低いことによる。歩留の悪いことは鋼屑を R-N 鉄で重量当量により置換した結果であり、鉄分を単位として装入すればよかつたであろう。スラグは大して変化はなかつた R-N 鉄の使用量によつて TiO₂ の含有量が変わる。電力消費量は R-N 鉄を用いた方が少し高いが、これは団鉱の形と嵩比重が大きいゆえ熱量を吸収するためと考えられる。この嵩比重では 40% 以上を装入すると迅速熔解のさまたげになる。その他の実際上の条件として R-N 鉄は場所をとらず、こわれ難く、風化も強いので、取扱い、運搬、保管には適しているし熔解中に電力が中断したり電極が折損したりする危険はまつたくない。組成については R-N 鉄中の酸素は沸騰に役立ち、温度の均一化に寄与する。Mn が低いから熔解中の Mn の残差は少く、Mn 添加量は増すがそのために加工性を害するとは思えない。P は大した影響を与えない。S は R-N 熔解では有意に低い。R-N 鉄は含有合金元素の含有量が低いという点では有利である。製品の品質は内部では差がないが、鋼片の表面状況は R-N 鉄熔解の方が良い。これは S の含有量が低いからであろう。(八巻雄三)

熔鉄に対する窒素の吸収速度と溶解度とにおよぼす溶解酸素の影響 (W. A. FISCHER, A. HOFFMANN:

Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), Heft. 4, p. 215~219)

熔鉄に対する N₂ の溶解度と N₂ 分圧との関係については、

$$K_N = \frac{[\%N] \cdot f_N}{\sqrt{p_{N_2}}}$$

$$f_N = 1.97 \cdot [\%N]$$

が笠松らによつて報告されている。

また、滲窒および脱窒速度は、熔鉄と気相の間の薄い拡散層での拡散速度に律せられ、Fick によれば、

$$\frac{dc}{dt} = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} (c_s - c)$$

積分して、

$$\ln = \frac{c_s - c_0}{c_s - c} = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} \cdot t$$

である。ここに c は時刻 t の N 濃度、 c_0 および c_s はそれぞれ初期および飽和の N 濃度、 D は拡散定数、 F は熔鉄表面積、 δ は拡散層の厚さ、 V は熔鉄の体積である。Bogdandy らによれば D/δ の値は $1.9 \cdot 10^{-2} \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1}$ である。この実験は O 含量の異なる純鉄に対し、Sieverts の式の当否を調べ、滲窒速度と N₂ 分圧の間の法則性を究明する目的で行なわれた。

0.001~0.020% および 0.15~0.24% O を含む 2 種の鉄をアルゴンを満たした真空誘導炉で電融マグネシア製のルツボを用いて 4.6~4.9 kg 熔解する。これを一度真空に引いた後、N₂ を入れ炉内の N₂ 分圧 50, 100, 200, 500 mmHg で温度を 1600°C に保ち、炉内の金型に鑄込む。保持時間は最低 5mn 最高 7h として、その間に数点を取り各 3 個の試料を鑄造して分析した。

保持時間と N 含量との関係から、N 飽和に達するために要する時間は 0.001~0.020% O を含む熔鉄では約 40mn, 0.07~0.12% O では約 2h, 0.15~0.24% O では約 3h であつた。すなわち、熔鉄中の O の増加は滲窒速度を減少させる。滲窒速度を決定する Fick の式における D/δ を求めるために、 $\ln(c_s - c_0/c_s - c)$ および $F \cdot t/V$ を実験結果から計算し、平均値として D/δ は 0.001~0.020% O および 0.15~0.24% O の熔鉄に対しそれぞれ、 $5 \cdot 10^{-3}$ および $4 \cdot 10^{-4}$ であつた。

また、飽和に達したときの熔鉄に対する N の溶解度は、熔鉄の O 含量によらず一定である。気相中の N₂ 分圧の平方根と熔鉄中の N 濃度との関係は直線とならず、あまり大きくないが、しかし傾向の明瞭なずれを示す。笠松らの式が成り立つものとして N の活量係数 f_N と N 濃度の関係を求めると

$$\log f_N = 3.3 \cdot [\%N]$$

ただし、活量については無限に稀薄な N 濃度が仮定されている。(山下桂一)

高真空中での熔鉄に対する数種の添加元素の挙動におよぼす炭素と酸素の影響

(W. A. FISCHER, A. HOFFMANN: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), Heft. 7, p. 411~417)

10^{-3} ないし 10^{-5} mmHg の真空中で、C 含有量 0.001~3%, O 含有量 0.001~0.25% の鉄を熔解し、添加元素 Cu, S, P, As, N の挙動に対する C および O の影響を調べた。ルツボの材料としては、電融マグネシア、

Elektrokorund, ドロマイト, および CaO と MgO の混合物をアーク炉で電融したものを使った. 鉄装入量 4.5~4.9 kg を熔解し, 一定の時間間隔をおいて真空炉中の金型に各 3 個の分析試料を採取した. 全熔解時間は約 7 h である. また, 炉壁およびルツボの縁に凝縮付着した金属の分析, 熔解終了後のルツボ材の分析を同時に行なった.

実験の結果熔鉄中の Cu, As 含有量は C, O 含有量に影響されず熔解時間と共に減少する. これは Cu および As が Fe に対して優先的に蒸発することによる.

熔鉄中の S 含有量は一般に真空中で低下するが, 脱硫度は C の減少により向上する. また S 含有量の変化は蒸発によるほかに溶解 S のルツボ材質との反応によつても起る. 熔鉄中の P の挙動に対しては, 溶解 O 量が支配的に作用する. ドロマイトおよびカルクマグネシア (80% CaO+20% MgO) 製ルツボでは, 0.009% O 以下では P 含有量が増加し, 0.025% O 以上では減少する. 高 O 濃度の熔鉄では, ルツボ材質と溶解 P の反応による脱リンが認められた.

N を含んだ熔鉄の脱窒速度は, O 含有量の増加により急激に減少する. 熔鉄の脱窒速度が薄い拡散層での拡散に律せられる事は明らかであるので濃度変化は Fick の法則に従う. 実験結果から D/δ (D : 拡散定数 cm^2/s , δ : 拡散層の厚さ cm) の値は, 0.002~0.020 および 0.19~0.25% O を含む熔鉄に対して, それぞれ $4 \cdot 10^{-3}$ および $3 \cdot 10^{-4}$ であった.

熔鉄中の添加元素が真空中で蒸発するために起る濃度変化は分配係数 k によつて表わすことができる. O 含有量 0.009% 以下の場合の分配係数は Cu に対して $k_{\text{Cu}} = 0.030$, As に対して $k_{\text{As}} = 0.31$, P に対して $k_{\text{P}} = 2.1$ となつた. ここに k は $k = y/z$ で与えられ y は気相中, z は熔鉄中での元素の濃度である. (山下桂一)

一 性 質

鋼の組織変化におよぼす圧力の影響

(W. JELLINGHAUS und H. FRIEDEMOLD: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), Heft. 5, p. 309~317)

鋼のオーステナイトからマルテンサイト, あるいはフェライトへの変態時には, 大きな体積変化を伴う. このことに関連して鋼の等温変態時の分解速度と分解量におよぼす圧力の影響を研究している.

試料を圧縮性流体 (例えば, 水銀) の熱膨脹によるか, または油圧などによつて, $10,000 \text{ kg/cm}^2$ 程度迄のいろいろな圧力にて加圧し, この圧力下で過共析マンガン鋼 (1.20% C, 0.24% Si, 3.18% Mn, 0.0024% P, 0.010% S) についてはベイナイト領域でのオーステナイトの分解, 高マンガン鋼 (1.29% C, 0.22% Si, 13.3% Mn, 0.046% P, 0.08% Cr) については焼戻時の炭化物の析出, また 2 種類の普通炭素鋼 (0.94% C, 0.19% Si, 0.76% C, 0.22% Si) と珪素鋼 (0.73% C, 1.62% Si) についてはマルテンサイトの焼戻し第三段階での変態について, 磁氣的, 電氣的および体積膨脹の測定と組織の観察を行なつて, つぎの結果を得ている.

炭素濃度の高いオーステナイトの下部ベイナイト領域 (250~300°C) での等温変態時には, 加圧すると変態開

始迄の潜伏期間および変態速度最大に達する迄の時間は長くなり, 見かけ上変態が終了したと思われる時期における変態量は少なくなる. 以上の結果は加圧がこの変態に伴う体積膨脹を妨げることか, 当然期待されるものである. また 300°C での等温変態では変態量の時間的推移は O. KRISEMENT と F. WEVER による

$$(\rho_0 - \rho_t) / (\rho_0 - \rho_{t=\infty}) = 1 - \exp\{- (t/\tau)^n\}$$

(ここで ρ : 比電気抵抗, t : 保持時間, n, τ : 定数) の式を満足しこれは加圧しても, n および τ が変化するだけで式の形は変化しない. さらに変態機構の点については組織の観察から常圧下では認められない変態初期の炭化物析出を加圧下で認めている. このことから加圧によつて炭化物の初期の析出は促進されると考えられる.

高マンガン鋼のオーステナイトの 300~375°C の等温変態では炭化物の析出が起るだけで, このとき体積収縮を伴うが, 加圧するとこの変態は促進される.

マルテンサイト焼戻し第三段階での変態については, 200°C で 1000 分間程度焼戻して第一, 第二段階の変態を完了したものについて加圧の影響をしらべている. この第三段階では ϵ -炭化物が分解しセメントライトに変化する. このとき体積収縮が起るが, 加圧するとその初期の分解は促進される.

なお, E. SCHMIDTMANN と W. JELLINGHAUS による討論が付記されている. (菊池 実)

焼戻脆性におよぼす冷間加工の影響について

(A. S. KEH, W. C. PORR: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 81~94)

平炉にて溶製された AISI 5140 鋼と 150 kg 真空溶解炉で溶製した AISI 5140 鋼の焼戻脆性におよぼす冷間加工の影響が研究され本稿に報告されている. 試料は 1093°C に 1 時間真空加熱され, 攪拌した油浴に焼入される. それから 680°C で 1.5 時間鉛浴で焼戻して塩水冷却する. 脆化处理として, 上記熱処理の試料を 480°C に 1 週間加熱する. 試料のあるものは, 脆化处理の前後で約 35% 冷間加工を行なつた. 試験法としては V 溝切欠試験片によるシャルピー衝撃試験を実施した. その結果を総括すると,

(1) 焼入焼戻後の冷間加工は焼戻脆性の感受性を鈍化する. 冷間加工がいちじるしければいちじるしい程, 脆性の感受性は一層鈍化する.

(2) 脆化处理した鋼は冷間加工と脆化温度範囲における再焼鈍により靱性を回復する.

(3) 冷間加工と脆化处理による引張強さの性質の変化は定性的に衝撃試験の挙動と相関関係がある.

(4) この研究の結果は溶質原子の偏析という仮説によつて解明出来る. 結晶粒界の偏析とそれにつづいて起る溶質原子の析出は鋼の結晶粒間の強さを弱め, そして脆化の原因ともなる.

冷間加工後の脆化温度範囲における熱処理は, 溶質原子が結晶粒界から塑性変形にて生じた不完全部分の位置に再分布する原因となる. このため鋼の靱性が回復するものと考えられる. (上野 学)

高強度鋼の疲労特性について

(W. A. PENNINGTON: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 257~276)

本稿には高強度鋼の疲労特性におよぼす金相学的因子の影響が報告されている。供試材は、SAE 4340, 52100 鋼, Tioga 鋼, Deward 鋼である。後者の2つは Allegheny Ludlum Steel Co. によつて製造された工具鋼である。疲労試験機は R. R. MOORE の回転曲げ疲労試験機である。回転速度は約 8,000 rpm である。以上の研究の結果を総括すると、

(1) 炭素以外の合金元素の或る程度の添加は、疲労強度におよぼす影響という点ではマイクロ組織ほど重要でない。

(2) 疲労強度は或る一定硬度値まで硬度に比例し、そしてこの硬度は炭素含有量の函数である。この一定硬度以上になると疲労強度は急速に低下するように思われる。

(3) 焼戻前にサブゼロ処理すると鋼の疲労特性を改良することが出来る。

(4) 約 10% までの残留オーステナイト量は鋼の疲労強度を低下させる。しかし、10%以上の残留オーステナイト量になると低下の割合は比較的すくなくなる。

(5) 疲労試験中にかかる応力は残留オーステナイトを未焼戻のマルテンサイトに変態させる。そしてその変態量は応力の函数である。炭素量が増加するにつれて、同じ応力下では変態するマルテンサイト量は減少する。

(6) 一定の疲労強度を得るに必要な硬度は、炭素量の増加と共に増大する。

(7) マルクエンテング処理は、直接焼戻で得られないような特質を持つているものと考えられない。

以上の結果より考えると、疲労試験中にオーステナイト→マルテンサイトの反応に起因する部分的応力が亜顕微的なクラックを発生させ、疲労強度の低下をもたらすものと仮定される。それで残留オーステナイトをあらかじめ除去することは有効なことであることが明らかとなった。(上野 学)

4340鋼の機械的性質におよぼす変態前の加工の影響について (ERIC B. KULA & JOSEPH M. DHOSI: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 321~435)

高強度にして、かつ衝撃性の良好な鋼を得るために、鋼をオーステナイト状態で加工して再結晶する前に焼戻して、マルテンサイト組織にする硬化方法が研究されて本稿に報告されている。供試材は SAE 4340 鋼で、塩基性電気炉で熔製され、鍛造および圧延により 1 吋×5 吋の板材に加工された。この板材より機械試験片が削り出された。機械試験の結果を総括すれば、

(i) SAE 4340 鋼を 845°C で 72% まで圧延して焼戻した場合。

a) 引張強さには余り影響がない。

b) 焼戻状態で、0.2% 降伏強度が 145 kg/mm² から 180 kg/mm² に改良される。焼戻すると改良の程度は低下する。すなわち 260°C で焼戻すると、0.2% 降伏強度が 162 kg/mm² から 180 kg/mm² に改良するに過ぎない。

c) 遷移温度を低下させ、遷移温度の上下におけるエネルギー水準を高め、かつ 260°C 焼戻における脆性の程度を減少させることにより衝撃性を改良する。

(ii) 加工温度を 540°C まで下げて、冷間加工を強度に行うことにより、845°C で 72% 加工した場合の絶対

強さよりも高目の引張強さを鋼にあたえた場合、

a) 焼戻、焼戻状態のいずれにおいても、最終引張強さが改良される。たとえば、220°C の焼戻で約 13% 改良される。すなわち 193 kg/mm² より 218 kg/mm² に引張強さが向上する。

b) 焼戻、焼戻状態において、0.2% 降伏強さが改良される。たとえば、220°C の焼戻で、降伏強さは 165 kg/mm² より 197 kg/mm² に約 19% 向上する。

c) 衝撃性はいくらか減少する。(上野 学)

—そ の 他—

合金鉄製造における品質管理

(A. F. SPRANKLE: Proc. Electr. Furn., 16 (1958), p. 34~45)

この報告は Vanadium Corporation における合金鉄の品質管理について述べている。合金鉄の品質管理には、(1) 原材料についての厳格な仕様書 (2) 熔解操業の冶金管理 (3) 最終製品の管理と検査、と工場の整理整頓 (4) 工場全体の技術管理が重要であるといっている。

(1) 鉬石、還元剤などの原材料の獲得と分類が大切で、これらの化学成分、サイズ等を規定しなければならないが、特に鉬石については含有元素間の適当な比率も規定しなければならない、また何種類かの鉬石を混合することも望ましい。鉬石のサンプリングは最も重要な技術であり、これについては既に色々な手順が発表されているが標準手順の確立が望ましい。原材料中特に有害成分である S に注意を払っている。

(2) 連続操業のアーケ炉では装入物の混合比、重量とその記録が安定操業の重要点である。つぎに電極の位置は、合金成分と炉の操業の安定に影響を持つから、電極位置指示器を設け管理図により管理を行う。配合比、負荷電力および電圧、鋳込の手順など細目については、各合金鉄の種類によつて定める。

バッチ操業の場合は、熔解の各段階で分析試料をとりその結果により成分調整を行う。また試料破断面の検査等も、補助手段として用いる。分析は湿式または分光分析による。

鋳込の最初、中頃、終りに分析試料をとる合金は凝固後表面を検査し洗滌する。一工場では各種の合金鉄を製造する場合には作業場の割当てを明確にし、整理整頓を厳守するとともに作業床、クラッシャー、篩、容器等の清浄を実行しなければならない。

(3) 品質管理の手法と実際とを調整する責任をもつ部門を設けている。この部門では作業の標準化、作業改善を行い、技術者の定期的会合によつて推進している。またこの部門は新製品の開発を行い、そのためにパイロット・プラントを持つており、この活動の一例として低炭素フェロクロムの清浄度に関する研究をあげている。

討論に入つて Chromium Mining and Smelting の品質管理部長が、カントメーター、X線蛍光スペクトロメーター、X線回折計などの重要性および炉中での原材料の挙動の研究の必要性について述べ、また Electro Metallurgical Co. の主任化学技師も Sprankle と同じような見解を発表している。(八巻雄三)