

抄 録

— 原 料 —

高塩基性焼結鉄の生産技術 (V. JA. MILLER, et alii: Stal. (1961) No. 11, 963~967)

本研究は新タギリスク冶金コンビナートの焼結工場の原料を用いて焼結鉄の強度に対する高塩基度の影響を調査したものである。焼結は直径 400mm の試験鍋および 50m² の焼結機で行い、有効生産量は 2m の高さから落下後の +10mm の含有量により決定し、その他ドラム試験、還元試験を行なった。その結果によると塩基度上昇にともない焼結の線速度ならびに還元性が増大し、0.7~0.9 以上になると強度は著しく低下する。ただしこの場合 0~5mm の小さい部分の含有量はほとんど塩基度に無関係である。この強度低下はカルシウムモノシケートの存在しないことからして、ピローグにおける気孔率増加によつて説明される。しかしてこの気孔率増加は石灰石添加量の増大およびそれにともなう溶融物の粘性低下による収縮と関係がある。

また焼結速度の増大、従つて冷却速度の増大は恐らく自溶化の際における焼結鉄の強度低下に重要な役割を演ずるだろう。このことは塩基度上昇時のガラス相と強度の関係から充分推定できる。

以上のことから強度の点では、0.6~0.9 が最適塩基度であるが、この値は高炉装入物から生石灰石を抽出に必要な値よりはるかに低い。しかし長い実験によると高炉装入物から生石灰石を除去することは高炉操業の技術経済的指数を改善することが確認されている。もし強度の高い高塩基性焼結鉄を作ることが出来れば、低塩基性焼結鉄、酸性鉄石若くは溶剤を含まないペレットとの併用が可能となる。

高塩基性焼結鉄の生産には比較的細い粒例えば湿式磁選精鉄が適しており、著者等はそれを用いて塩基度 5.0 の焼結鉄を作りその強度に影響する各要因を研究した。それによると一定限界までは燃料消費量が増すと焼結の線速度は低下し強度が増大する。すなわち強度は線速度の増大にともなつて低下する。また原料中の返鉄量の増加およびその粒度の増大は焼結速度および生産量を増加させ同時に強度を低下させる。特に粒度の影響が著しい。

そこで最適の条件として返鉄粒度 0~3mm, C 量 5.5%, 線速度 18.2mm/mn が考えられる。

高炉で試用した結果によると塩基度の異なる 2 種の焼結鉄を併用することは還元性、強度、平均粒度を高め、高炉の能率を増進できる。(長井 保)

— 耐 火 物 —

マグネトゴルスキー冶金コンビナート(MMK)の高炉の炉床ならびに炉底ライニングの寿命について

(I. M. GALEMIN and L. A. LEPIKHIN: Stal (1961) No. 10, 874~877)

マグネトゴルスキー冶金コンビナートでは 1958~1959 年に A, B, C の 3 基の高炉を大修理のため吹卸したが

その調査によると残留煉瓦は羽口部で 200~250mm, 湯溜部で 700~900mm, 出鉄口部では 300~400mm 程度であり、煉瓦の目地はほとんどなくなり、代りに鉄、鉛、グラファイト、アルカリなどが析出していた。特にアルカリは羽口附近に多く、鉄、カーボン、石灰およびマグネシウムは出鉄、出滓口のレベルに多くみられた。

炉底壁の比較的薄くなつていゝる所では、すべての煉瓦が鉄物学的変化を受けると共に、鉄、カーボンを多量に含んでいた。所が炉 A と B のコンクリート礎盤内にあるサラマンダーと接した下の方の煉瓦はその影響を受けていなかった。すなわち明かにサラマンダーの温度が煉瓦の組織を変える程高くなかつた訳である。しかしコンクリートの内部には鉄およびアルカリの侵入が認められた。

出鉄口中心から 2m 下までの炉底部は何の混合物も含まない純粋グラファイト層と、コークス塊、メタル薄層煉瓦破片および滓を含んだグラファイト板から成る層が附着していた。

恐らくこの層は鉄物特に鉄物の冷却に際して過剰の C が分泌されたものであろう。

また煉瓦積の縦目地内におけるメタルの薄鉄の厚さは 0.5~25mm で、横目地におけるよりも遙かに多かつたことからして縦目地を通すことは厳に避けるべきである。

出鉄口の 1500~1700mm 下では目地内に Ti の窒化物および炭化物を含むメタルの薄鉄がみられたが、Ti 化合物の比重が鉄の約 1/2 であるから、この附近でもある程度メタルの循環が起つていゝることがわかる。

以上 3 炉を通じて、炉底や礎盤の侵蝕が大きかつたことは単に操業期間が長かつたことだけでなく主として熱い鉄物を大量に吹製したことによると考えられる。

(長井 保)

— 製 鉄 —

高炉の装入物と溶解生成物との間における S の分布について (G. A. VOLOVIK: Stal. (1961) No. 11, 967~971)

高炉内の各ゾーンにおける S の挙動については、従来多くの関心もたれながら、その平衡状態への接近程度が不明確なため熱力学的計算が十分利用できなかつた。そこである大型高炉においてそのための研究を行なつた。炉の装入物は焼結鉄 75~85%, 節分鉄 25~15% で、製鋼用鉄を吹製した。炉の高さ方向につき 4ヶ所のレベルおよび出鉄口、出滓口、送風羽口より特殊な装置を用いて試料を採取し、解析を行なつた。

コークス中の S はシャフト部ではほとんど変化せず、羽口レベルで初めの値の約 40% が失われ、出滓口レベルでは極めて少くなる。また炉床コークスの調査によるとその気孔中に侵入せるスラッグおよびメタル粒には硫化物を含有しており、スラッグおよびメタルを介しての脱 S が起つていゝることがわかる。焼結鉄は上方から漸次

還元されてメタリックになり、その程度に応じてSを吸収する。そしてシャフト下部までほとんど吸収を終りそれから羽口までメタル中のSはほとんど変化がなく、出滓口レベルではすでに最終含量の近くまで低下する。すなわちメタルの脱Sは大部分羽口レベル以下で行われる。石灰はガス中のSを最もよく吸収し、石灰石の分解が70~80%に達するシャフト下部においては、S含量は初めの値の2倍以上になる。

液相の現われる時期からガス相と固相間のSの交換は急に活発になり、それはさらに温度により促進される。

炉床におけるメタルの脱Sは出銑と出銑の間に形成されるスラッグ層によつて、3段階に分けられ、そのうち炉内滞留時間の最も長い下部層の効果が最大である。すなわちスラッグのレベルが脱Sの進行にとつて極めて重要な価値をもっていることがわかる。

従つて脱S能力を上げるためには、原料の事前処理の強化およびスラッグの活性化が必要であり、特に下部滓の形成され始める出銑直後において炉床温度の上昇ならびに塩基度上昇を計ることが望ましい。

また上部滓の効果を大ならしめるためには、出銑の回数ならびに時間の調整や出滓口レベルの引上げ等も考えられる。

しかし根本的にはやはり炉況の安定が脱Sプロセスの基礎であるといえる。(長井 保)

一製 鋼一

Steel Co. of Wales の VLN 工場における酸素/蒸気吹転炉の操業

(M. C. HARRISON and P. TRUSCOTT: J. Iron & Steel Inst. (UK), 198 (1961) Part. 4, p. 341~352)

Steel Co. of Wales の Abbey 工場は底吹転炉によつて、ブラストに酸素と蒸気の混合物を使用して深絞用鋼塊を製造している唯一の工場である。設備としては1,250t混銑炉2基、60t転炉3基を中心として、石灰工場まで一貫して保有しているがブラスト用のブローアは持っていない。酸素は British Oxygen Co. から受け、最大圧力 600 psi で約 274,000 ft³ 容量の容器に貯えている。蒸気は工場主管から受け高炉ガス焚きの過熱器で 350°C に加熱している。タール分が風函内に残っていると爆発を起すおそれがあるので予め空気を吹いて除去している。

ライニングは 8 mm 以下のドロマイト粒にタールを 8% 添加し、ニューマチックランマで搗固する方法を採つており寿命は 230~240 回である。炉底は外径 14mm、内径 12mm の銅管をボトムプレートに取付け、振動テーブルの上で約 70°C のタールドロマイトを充填し 30 分間振動させた後 600°C に 3 日間保持して製作する。銅管のシールは特に重要で、鉛綿あるいは鉛ワッシャーを叩込んである。これで寿命は 2400 t 以上である。

溶銑の成分は C 3.8, Si 0.35, S 0.024, P 1.8, Mn 0.8, N₂ 0.005 (各%) であつて、脱磷のために二段スラッグ法を採用している。出銑時のスラッグの塩基度 V (=CaO/SiO₂+0.634 P₂O₅) を 3.5~4.0 と高めて復磷を防止している。使用石灰の品質は大切に粒度は 1~2 in としているが化学成分と焼き工合に注意を払つてゐる。

酸素と蒸気の比率は吹銑の初期 1.5 とし、脱磷期に 0.7 に低める方法を採用しているが、スクラップは 10~15% 使用できる。脱硫率は使用した溶銑成分の S 量が 0.04% 位に高い場合には約 40% にもおよぶ。鋼塊の大きさは 10~20 t である。出銑成分は C 0.048, Si 0.022, P 0.022, Mn 0.30, Cu 0.03, Ni 0.05, Sn 0.01 (各%) で N は平均 0.001% で 0.0008% 以下の Ch が 15% となつている。O も平炉鋼より低い。従つて本法による鋼材の時効性は優秀である。(堀川一男)

塩基性アーク炉における酸素吹銑の際の温度に依存する炭素、酸素、クロムおよびマンガンの間の平衡、第 1 部クロム (KURT TESCHE: Arch. Eisenhüttenw. 32 (1961) Heft. 7, p. 437~450)

酸素吹銑の発展にかんがみ、高合金鋼の溶製法を物理化学的法則に基づいて研究する必要があることを説き、まづ高合金鋼の酸化反応を取扱う上に必要な合金元素の酸素に対する親和力、活量などの問題について理論的考察を行なつた。この報告では塩基性アーク炉における酸素吹銑の際のクロムの反応過程について述べている。

実験には 300 kg 塩基性アーク炉を使用し、酸素吹精前 Cr 含量が 1.25~12.5%, 温度範囲 1540~1740°C において 9 溶解を行なつた。原料として自家製の軟鉄および鉄合金ならびに電極片を用い、溶落除滓後純粋な CaO-CaF₂ 鋼滓をつくる。1/2" 径の吹精管により鋼滓直下に 1.5~2 気圧で酸素を 2 分間吹込み、2 分後に分析試料を採取する。温度は熱電対浸漬法により測定した。実験結果を要約すれば、次のようである。

(1) 鋼滓鋼浴間の Cr の分配比 (Cr)/[Cr] と鋼滓中 (FeO) 含量との関係がかなり高 FeO 濃度まで良好な直線関係、(Cr)/[Cr]=0.275·(FeO)、を示すことから、Cr の酸化は [Cr]+(FeO)⇌(CrO)+[Fe] なる反応によつて行われ、Cr は塩基性鋼滓中でもほとんど 2 価の形で存在することが明らかになつた。

(2) Cr を含む鋼浴の脱炭反応 (CrO)+[C]⇌[Cr]+[CO] に対して HILTY が与えた見掛けの平衡恒数 K' [Cr]/[C] について調べ、log K' と 1/T との関係は一本の直線で表わし得ず、酸素吹精前 Cr 含量の函数ともなり、一定温度では吹精前 Cr 含量が高いほど K' は高い値を示す。実験結果から吹精前 Cr 含量が 1.25~12.5% の 6 溶解について log K' の温度函数式を求め、更にこの関係から吹精前 Cr 含量が任意の場合の K' と温度との関係を得た。[Cr]/[C] が吹精前含量によつても変化するのは、鋼滓中の酸化クロムの濃度が一定に保たれていないためであることを実験的に確かめ、しかして鋼浴中の Cr 滓化は吹精前に鋼滓を酸化クロムによつて飽和しておくことによつて低減しうることを明らかにした。

(3) [Cr]+(FeO)⇌[Fe]+(CrO) 反応の見掛けの平衡恒数 K₁=(CrO)/[Cr]·(FeO) は CaO/SiO₂=2.75~4.25 の実験範囲では塩基度および温度に無関係で K₁ (平均)=0.35 となる。この値は Plöckinger による酸性鋼滓における 0.45 にほぼ近い。なお Cr が鋼滓中に Cr₂O₃ の形で存在するとして導いた K₂=(Cr₂O₃)/[Cr]²·(FeO)³ の値は K₁ よりかなり小さくまた温度の影響を受けるが塩基度には無関係である。

(4) 鋼浴の酸素溶解度と [C] 含量、温度、[Cr] 含

量ならびに鋼滓中の (FeO) 含量との関係をそれぞれ他の信頼しうる測定結果と比較検討したところ、実験結果はこれらと定性的に一致することがわかった。

(5) 本研究において得た実験結果は 10~20 t 炉の操業結果とよく一致する。(坂尾 弘)

塩基性アーク炉における酸素吹錬の際の温度に依存する炭素、酸素、クロムおよびマンガンの間の平衡、第 2 部: マンガン (KURT TESCHE: Arch. Eisenhüttenw. 32, (1961) Heft. 8, p. 503~508)

前報のクロムの場合と同様にして、酸素吹精前 Mn 含量 2.5~12.5%, 温度 1635~1750°C の範囲において 4 溶解を行なった。実験結果を要約すれば次のようである。

(1) まづ鋼浴、鋼滓間の平衡達成程度を調べるため $[Mn] + [C] + 2(FeO) \rightleftharpoons (MnO) + 2[Fe] + \{CO\}$ 反応をとりあげ、この反応の見掛けの平衡恒数

$$K' = \frac{[Fe]^2}{[Mn] \cdot [C]} \cdot \frac{(MnO)}{(FeO)^2} \cdot P_{CO}$$

において P_{CO} を一定とし、右辺第 1 項および第 2 項をそれぞれ両軸にとり両者の関係を調べた。実験結果は多少のばらつきはあるが温度に無関係にほぼ直線上にのる。このことから試料採取時には鋼浴鋼滓間の平衡は充分達成されていることがわかる。

(2) Mn を含む鋼浴の脱炭反応 $(MnO) + [C] \rightleftharpoons [Mn] + \{CO\}$ に対して導いた見掛けの平衡恒数 $K' = [Mn]/[C]$ について調べると、 $\log K'$ と $1/T$ どの関係は、Cr の場合と同様に、吹精前 Mn 含量によつてそれぞれ位置の異なる平行な直線によつて表わされ、一定温度では吹精前 Mn 含量が高いほど K' の値は高い。

(3) 鋼浴、鋼滓間の $(Mn)/[Mn]$ と鋼滓中 (FeO) 含量との関係は温度には無関係に $(Mn)/[Mn] = 1.24 \cdot (FeO)$ なる直線関係で表わされる。この値は Cr の場合の 4.5 倍に相当する。

(4) $(FeO) + [Mn] \rightleftharpoons (MnO) + [Fe]$ 反応に対する $K = (MnO) \cdot [Fe] / (FeO) \cdot [Mn]$ の値は 90~127 の範囲にあり平均 146 で温度の影響は認められない。次に $K_{Mn} = (MnO) / (FeO) \cdot [Mn]$ について塩基度の影響を調べると $CaO/SiO_2 > 2$ の範囲では塩基度および温度の影響はほとんど認められず K_{Mn} (平均) = 1.53 となる。この値は Plöckinger による 1600°C の値 $K_{Mn} = 2.00$ よりも若干小さいが、これは著者の実験温度が高い (平均 1675°C) ためである。

(5) 鋼浴中の酸素量が分析されていないので、そのかわりに鋼滓中 (FeO) 含量をとり C との関係調べた。実験結果は近似的に $[C] \cdot (FeO) = 5.5$ で表わされる。この値を鋼浴、鋼滓間の酸素の分配数および VACHER & HAMILTON の関係から $P_{CO} = 1$ として計算した値と比較すれば、実験結果は数倍大きく、 $P_{CO} = 4 \sim 6$ atm に対する値に相当する。このような傾向は酸素供給の増加したがつて精錬速度の増加によつてもたらされる。

(坂尾 弘)

平炉生産能力の指標について

(N. G. VESELKOV: Stal' in English (1961) No. 8 p. 562~567)

平炉生産能力の指標については、さきに、現在用いら

れている単位炉床面積あたりの平均の 1 日の出鋼量と云う値 (G) は、不適正な炉床面積と鋼浴深さをもたらしから用いるべきではないとの見解がのべられている。

現在世界的な傾向として、平炉能力の指標は単位時間あたりの出鋼量か、単位炉床面積の単位時間あたりの出鋼量のどちらかを基礎として居り、多くの表示方式が提議されているが、これは炉の能力を知ると共に、異なつた炉の間の比較をも併せて行なう必要があるためである。

スモリヤレンコなどは、G にかわるものとして単位平均鋼浴重量あたりの 1 時間についての平均出鋼量を提案して居る。しかしこの値は、精錬時間が炉容の増大にとまない延長するので、比較を適切に行なうことが出来ない。

モロゾフなどは平炉能力の指標として、稼動時間あたりの出鋼量をとるべきだとし、ポフトマンはこれを平均鋼浴重量を製鋼時間で割つて求めている。これはまた、経験的な式で求められると云われている。しかしこれは、より適切な値ではあるが、炉容が異なると比較ができず、ソ連の新鋭平炉について見るとほぼ炉容の平方根に比例して増加している。しかもこの関係はこの 25 年間、年とともに変動している。従つて上記の式も実情より小さい値しか与えない。暦日の 1 時間あたり出鋼量も指標として考えられるが、これは修繕時間や作業法の影響が多く入ってくる。年間出鋼量を稼動時間あたりの出鋼量から、天井の材質、酸素使用量その他の因子を用いて求める方法は煩雑である。にも拘らず、この値はそれだけとしては平炉の機能をよく示している。

グリーンコフは、G は 100 t 以下の炉では炉床面積あたりの鋼浴重量がほとんど等しく、指標になるとしているが、現在は炉容も炉床面積あたりの鋼浴重量も大巾に変動している。これは約 35 年前にバンゼンにより提議されたもので、その頃はあまり変動がなかつた。これにかわるものとして、単位鋼浴重量あたり・単位稼動時間あたりの出鋼量が提議されており、グリーンコフは 200 t 以上の炉ではこの値は炉容によらないとしているが、現在はこれは問題とならない。

コロレフは比較のためには経験的法則より、鋼浴重量 100% の増加で年間出鋼量は 60% の増加として換算すれば良いと云うが、これも調べると変動が甚だしい。

以上の如く現在一般的な指標は得られていない。

(磯 平一郎)

鋼塊押湯の発熱焓による加熱

(N. F. RODIN and I. G. GORYACHEV: Stal in English (1961) No. 8, 569~571)

鋼塊重量 1.0~2.5 t のキルド鋼押湯焓に発熱性物質を使用して、押湯量を減少させる実験を行なった。実験には 2 種の配合のものを使い、その各々の成分は次の通りである。

A 配合		B 配合	
鉄 鉱 石	44%	コークス粉	50%
アルミ粉	21%	木炭粉	25%
粘土粉	5%	オガ屑	15%
石英粉	30%	粘土粉	5%
純水ガラス	10%	硝酸ソーダ	5%
		硫酸液	20%

押湯棒は厚さ約 35mm で約 5%の押湯量を減少させるように設計された。

溶鋼注入中は、A 配合押湯棒は、何の変化もなかつた注入後冷却した鋼塊を切断したところ押湯部には円錐状のパイプが入っていたが、押湯線以下は健全な組織で収縮孔もなく多孔質でもなかつた。

B 配合の押湯棒は注入中長焰を出して燃え接触した溶鋼はボイルした。また棒の近く 15~25mm の深さに滲炭が起つていた。押湯線の下では収縮孔もなく多孔質でもなかつたが、10%硝酸液でエッチした所、鋼塊の中心部へ向つて滲炭が行われていた。

結論として、配合 A では、鋼塊に悪影響を与えることなく、約 5%の押湯量を減少させることが出来ることがわかつた。

(河野拓夫)

平炉での高速加炭法 (K. E. SELTZ: *Stal in English* (1961) No. 9, p. 651~655)

製鋼過程で、鋼浴中の炭素濃度を高めるため、普通、追加溶銑の注入、あるいは、追加冷銑の投入が行われているが、溶鋼重量が炉の能力一杯である時には、アンストライト、コークス、電極屑などの投入が行われている。しかしながらこれを効果的に、迅速に行うためにこれら炭素質物質をガス流とともに鋼浴中に吹込む装置が考案された。

その大きさは 40 t 炉には 400 kg、80 t 炉には 800 kg の装置が適している。炭素粉は圧縮空気でタンクよりワイヤーで補強されたホースを通じて、吹込器へ導かれる。吹込器は 1 インチのガスパイプ (この場合パイプの消耗は 10mm/mn である) または、先端を黒鉛製とした水冷管である。圧縮空気は 6 気圧で吹込まれ、若し 4 気圧以下となると、作業は困難となる。空気中の湿分があると鋼中の水素が増加する。粉末の大きさは径 0.15 mm~1mm が適しており、これよりこまかいと、爆発の危険がある。炭素粉の材料は、電極屑が適しており、石炭粉、コークス粉などは、灰分、揮発分が多く不適である。

炭素粉を 140 kg/mn の速さで吹込んだ場合、その炭素は約 50% が有効に働き、1 t の溶鋼中 C を 0.10% 上昇させるのに 0.022mn かかつた計算となる。50 t 炉でカーボンブロックを使つて加炭した場合 0.0052% C/mn に対し、この方法では 0.105% C/mn と約 20 倍の速さである。炉容と加炭量についてその所要時間を示すと次の表となる。カッコ内は所要炭素量である。

炉 容	加 炭 量 %			
	0.1	0.3	0.6	0.9
25 t	0.55 (50)	1.65 (150)	3.30 (300)	5.00 (450)
45 t	1.0 (90)	3.0 (270)	6.0 (540)	9.0 (810)
68 t	1.50 (135)	4.50 (405)	9.0 (810)	13.50 (1215)

この粉末吹込法は、加炭以外の目的にも使われる。例えば脱硫剤、鉄鉱石の吹込などである。また炭素吹込を

出鋼前に僅か行なうことによつて鋼の予備脱酸を行なうことも可能である。

(河野拓夫)

Fe 基および Ni 基合金のガス溶解量

(M. J. TRZECIAK & F. W. BOULGER: *Proc.*

Electr. Fur. 17 (1959) p. 203~212)

Fe 基合金 (Ni-Cr, Ni-Cr-Mo-Cu, Ni-Cr-Mo-V, オーステナイト系ステンレス鋼) および Ni 基合金 (Ni-Cr, Ni-Cr-Al-Ti, Ni-Cr-Al-Ti-Mn-Mo, Ni-Cr-Al-Ti-Mn-Mo-Co-Si, Ni-Cr-W-Al-Ti) 中の水素・酸素・窒素ガスの含有量を純 Fe, Ni 中の最大可溶量と比較すると非常に低く、Fe 基合金の場合だと 6~43% に過ぎず、Ni 基合金ではさらに下廻る値が得られた。

[水素] 酸性電炉鋼の水素含有量は普通の作業で溶落時に 2 ppm, 酸素吹精でも変りないがスラッグの形成・合金添加にともなつて 3 ppm 程度に上昇し、乾燥不十分なトリベに移すと 4.5 ppm にも増大する。しかし注意深い作業の下では酸素吹精により 1 ppm に下げられ出鋼時に 1.5 ppm, トリベでも 2 ppm 程度に押えることができる。

Fe 基合金 (9 種類・64 試料) についての出鋼時の水素ガス含有量実測結果は 0.3~9.9 ppm (平均 5.0 ppm), Ni 基合金 (6 種類・23 試料) は 0.2~1.9 ppm (平均 0.7 ppm) となり、溶融純 Fe および Ni 中の水素ガス最大可溶量 (2900°F において Fe...26.0 ppm, Ni...39.0 ppm) とは逆の関係を示したが、これは Ni 基合金溶製作業の方が注意深く行われたためと思われる。

[酸素] Fe 基合金 (9 種類・31 試料) については 0.003~0.168% (平均 0.012%), Ni 基合金 (6 種類・23 試料) については 0.0004~0.013% (平均 0.005%) を示した。(最大可溶量は 2900°F において Fe...0.21%, Ni...0.85%) しかし酸素の溶解量は C, Mn, Cr, Al, S などの存在によつて急激に減少するので、上記の値は大凡の見当でしかない。

[窒素] Fe 基合金 (8 種類・39 試料) については 0.003~0.14% (平均 0.018%), Ni 基合金 (5 種類・19 試料) については 0.0034~0.027% (平均 0.017%) という値が得られた。(2900°F での可溶量は Fe...0.042%, Ni...0.042%) 低合金鋼の窒素は空気との接触による場合がほとんどで、例えば平炉のようにスラッグ層による空気との隔離、炉内ガスなどにより、0.005% 程度という低い値が期待される。

(上正原和典)

— 純 鉄 —

純鉄の高温靱性におよぼす結晶組織の役割

(J. L. ROBBINS et alii: *J. Iron & Steel Inst.* 199 (1961) Part 2, p. 175~180)

純鉄の高温靱性についての研究は Sauver が不完全な方法でテストした以外はづれも γ 相の温度範囲でしか行われていない。本研究は次のような 3 種類の純鉄を試料として α と γ の両相における高温靱性を高温振り試験に

Fe (%)	C (%)	O (%)	
99.7	0.024	0.08	アームコ鉄
99.95	0.002	0.04	ピューロン鉄
99.97	0.0025	0.0049	電解真空鑄造純鉄

よつて検討したものである。試片寸法は平行部の径 0.2 in, 長さ 1 in で, 長さ 18 in の管状抵抗電気炉内で加熱し平行部を $\pm 3^{\circ}\text{C}$ 以内に保つようにした。振り過程中で試片が伸縮できるように一端を自由に動けるようにして, また歪速度を約 47%/s (45 rpm) に一定として試験した。各試料共 600~1200 $^{\circ}\text{C}$ において試験したが, 純度の高い試料ほどすべての温度範囲で靱性が優れていた。

試験温度の高いほど一般に靱性は高くなるが α - γ 変態付近の α 温度範囲 (約 900 $^{\circ}\text{C}$) で最も脆化する。600~800 $^{\circ}\text{C}$ のデータを延長して比較すると α 相の方が γ 相より靱性が高かった。 α 相は体心立方格子で迂り機構が 48 個あつて面心立方格子の γ 相が 12 個しかないのに比較して変形し易いことも α 相の方が高温靱性の優れている一因 (約 25%) であるが, 自己拡散速度について α 相の方が γ 相の約 400 倍であることが大きく影響している。(約 75%) 体心立方晶の方が変形双晶が容易であること, 並に粒界剪断と再結晶などはそれほど大きく影響していない。

次に純度の高い試料の方が高温靱性の優れている理由は, S のような不純物が粒界剪断に関係しているものと思われる。

温度の高いほど高温靱性の改善されることは自己拡散速度の大きくなることから説明できる。

約 900 $^{\circ}\text{C}$ における脆化は α 相の結晶粒界に γ 相が生ずることによるものであろう。

以上の結果より純鉄を工業的に加工するには α 相の高温部 (600~800 $^{\circ}\text{C}$) で行う方が経済的でもあり材質的にも好ましいことが結論される。(堀川一男)

—加工—

白心可鍛鉄の鉄石焼鈍 (J. C. WRIGHT et alii: J. Iron & Steel Inst, 199 (1961) Part 4, p. 333~342)

白心可鍛鉄の鉄石焼鈍作業は, 近年生産能率を高める目的で焼鈍温度を約 20 年前の 950 $^{\circ}\text{C}$ から 1050 $^{\circ}\text{C}$ に高めたために種々困難な問題が起つている。一方燃料も従来は石炭を使用していたのが重油に変わったので雰囲気中の S が増加し皮剝 (peeling) 発生の危険も増大している。

また 1957 年迄は品質も良好で鉄量も豊富だった Cumberland のヘマタイト鉄石も近頃は鉄床が貧弱になつて脈石が多くなり耐熱性が低下して代用品の探求が問題になつている。

しかし現状では焼鈍作業のトラブルは主として作業管理面にあるように思われる。特に留意すべき管理項目は焼鈍炉の温度と分布並に雰囲気であり, 異種鉄石の混用は絶対に避けねばならない。温度が高過ぎると当然粘着や滓化の現象が起る。異種の鉄石を混用するとおのおの鉄石の含有する不純物が作用し合つて粘着, 滓化が起り易い。

Cumberland ヘマタイト鉄石の代用品を見出すべく 7 種類の鉄石を試料として実地試験を行なつたがそれぞれ一長一短があつて理想的な銘柄は見出せなかつた。

鉄石の品位を向上させる方法として篩別を検討したが費用のかかる割には流化物の濃化などが伴つて面白くな

かつた。従つて鉄石としては Cumberland のような良質のものを選び, むしろ返し鉄の処理 (クリーニング) に重点を置くべきである。排除すべきは珪酸, 石灰, 弗化物および硫化物であつて, これら不純物が細かく分散せず分離した状態でしかも多量に含有されていると, 焼鈍中に滓化, 粘着, 脱炭力の低下等を招く。返し鉄の処理方法としては磁選が脱炭能力を低下させることなく粘着性を減少させ得て最も好ましい方法であることが今回の実験の結果から結論された。(堀川一男)

不銹鋼のガス窒化

(V. J. Coppola: Metal Progress, 80 (1961) No. 1 p. 83~84)

従来不銹鋼の窒化は表面の酸化膜が窒素の拡散を阻害するために, これを取除かねばならないと考えられていた。従つて窒化の前処理として sand or vapour blast 後に酸洗を行う方法が広く用いられている。今回 Cameron Iron Works で開発された方法は酸洗を必要としない。すなわち最終研磨した製品を窒化容器に封入し, 空気を追出して加熱し, そのまま窒化処理を行なう。この時空気は容量で 3% 以下にしておけば充分である。

この方法の開発は以下のような実験結果に基づく。

窒化におよぼす酸化被膜の影響を調べるために 410 型不銹鋼について, 常温で種々の時間空气中で放置, 温硝酸中に浸漬, 空气中で種々の温度で加熱して酸化被膜を作つたものを窒化して, 窒化層の深さを調べた。その結果常温での空气中放置, 温硝酸処理, 900 $^{\circ}\text{F}$ 以上での加熱によつて生じた酸化被膜は窒化を阻害しない。これにより窒化容器中の空気を追出して 3% 以下にして昇温途中の酸化を防ぐことが本質的なことであることが明らかになつた。

また窒化の前処理後に常温で放置しておくことは悪影響がない。

従来の工程では結果がしばしば変動した。例えば Sand Blast はしばしば表面に凹凸を作り, 窒化後の表面仕上に問題を生ずるばかりでなく, 窒化むらを起す。その他酸洗, 熱水洗滌の時の液の流れた跡も窒化の不均一の原因となる。また機械加工や粗研磨したままの面は加工の影響を受けた層があつてそのままでは窒化不能であるが, 新らしい方法では 25 rms 以上に研磨か lapping することによつて, この加工の影響を受けた層が取除かれ, 常に均一な窒化層が得られるようになった。(加藤直)

不銹鋼管材, 線材の熱処理

(C. H. VAUGHAN: Metal Progress, 80 (1961) No. 1, p. 108~111)

不銹鋼, Inconel, Monel, Nickel, Hastelloy などの管材, 線材の熱処理は大別して 2 種にわけられる。一つは 1900 $^{\circ}\text{F}$ 以上に加熱後急冷するものと, 1500 $^{\circ}\text{F}$ 以上に加熱後急冷または徐冷するものとしてあり, これ等の条件が炉の仕様を決定する。その他に光輝焼鈍には露点 -50 $^{\circ}\text{F}$ 以下の分解アンモニヤか純粋な水素が用いられる。また小寸法のものでは分解アンモニヤを使用すると脆化の危険があり, 水素を使用しなければならぬ場合がある。

管材, 線材の熱処理に普通用いられる炉として次の 5

種の型式がある。すなわち塩浴炉, bell 型, wire mesh belt conveyor 型, roller-hearth conveyor 型, muffle tube 型炉である。塩浴炉は少量の巻線の処理に適するが, 光輝焼鈍には用いられない。bell 型炉は巻線に適しており, 光輝焼鈍も可能である。wire mesh belt conveyor 型炉は巻線に適するが, 余り大量でないときはあらゆる目的の熱処理に適し, ガス加熱, 電熱いづれも可能で muffle を用い光輝焼鈍もできる。Roller-hearth conveyor 炉は数千 lb/h の大量生産に適し, 焼入, 徐冷, 光輝焼鈍等あらゆる処理が可能である。muffle tube 炉は均質で, 良い品質の小, 中寸法の線材を熱処理するのに最適で, 光輝度, 機械的性質の制御も容易である。ただし線材の巻取り, 巻外しの装置が必要であるが, 酸洗が不要になるから生産原価は高くないが使用可能である。また一定長さの管には連続加熱だけでなくバッチ炉としても使用できる。

熱処理設備としては, 熱処理方法, 材質, 処理量, その他を考慮して最適の型式の炉を採用しなければならない。(加藤 直)

爆発成形法の用途

(VERNON H. Monteil: Metal Progress, 80 (1961) No. 2, p. 66~70)

爆発成形法は従来の成形法に置き代る, またはその困難な諸点を完全に克服した加工法ではないが, 従来, その成形の困難であった材料, 形状の複雑な部品ないしは大型部品の成形に適用して効果が認められる。本法は従来の成形法に比して次のような特徴ないしは長所, 短所をもっている。

1) 加工エネルギーとして爆発力を利用するため大きな力を, 急速に成形材に与えることができる。その加工速度は 250~500 ft/s に達する。2) 爆発源は非常に小さな所要の空間 (内径 0.1" 程度の大きさ) に封入できる。従って任意の位置の成形が可能となる。3) 各成形機械に適合した型およびその付属部品を作る必要がない。また, 型はメス型のみでよくオス型を必要としないため, 型費用およびその他の設備費が安くなる。4) 従来法に比して, 加工の一サイクルに長時間を要するため, 小型で成形工程の簡単な部品の大量生産には適当でない。しかし本法の加工単価は製作数量の減少または寸法の大型化によってもほとんど変わらない故, 多種少量品の加工に適する。5) 材料の成形状態は従来法の場合とほとんど変わらない。爆発加工の通常の公差は $\pm 1/32"$ である。更に精密に行えば $\pm 0.001"$ の公差で加工することができる。6) 爆発成形の設計にあたっては, 部品の材料特性, 特に各合金の変形能を十分把握しておく必要がある。(岡田隆保)

一性 質一

低炭素鋼の成形性におよぼす調質圧延と歪時効の影響

(D. V. WILSON, R. D. BUTLER and B. B. MORETON: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 198 (1961) Part 4, p. 376~386)

深絞用平炉リムド薄鋼板 (0.036~0.053in) 4ch について, 焼鈍後 1.2% および 5% の調質圧延を施し 17°C の室温で 4 カ月までおよび 60°C の油浴中で Hundy の式による 2 カ年相当までの時効を行わせた後, 引張, 深

絞りおよび張出した試験を行なった。深絞り試験には Swift のカップ・プレスを採用し臨界ブランク径を測定した。張出し成型試験としてはエリクセンおよび Swift カップ試験機を用いての大型試験を行なった。いづれの場合も主としてグラファイト潤滑剤を用いた。

単軸引張試験は圧延方向に対して 0, 45 および 50° の方向について行なったので方向性については明確になったが従来通りの結果を示した。1.2% の調質圧延では伸びは減じないが 5% では伸びが減少する。歪時効は 1.2% の調質圧延でも靱性を害する。

張出し成型試験の結果エリクセン値に対して調質圧延と時効は 1.2% 程度では 5% に比較してほとんど影響しなかつたが大型試験では 1.2% でも成績は低下した。エリクセンと大型試験の間に差の生じたのはクランプ条件の相違によるものと考えられる。絞込みに影響されるフランジ面積は降伏歪力の差によるためか焼鈍板より 1.2% 調質圧延材の方が大きかつた。

深絞り試験の結果, 一般に歪時効は深絞り性に無関係であることが認められたが, 5% 調質板を径の大きいポンチでテストした場合に限り歪時効による加工性の低下が現れた。しかし一般に調質圧延板は焼鈍板に比較して深絞り性は劣っている。軽いローラーレベラー (大気中で 1 カ月時効を抑えることのできる程度の) と表面平滑度 (ペーパーで磨いて) の影響について試験した結果では絞り性に無関係であつた。

要するに張出し成形性と絞り性に対する調質圧延と歪時効の影響はこれらが加工硬化係数におよぼす効果に等しいと云い得る。実際の製品の成形性に与える影響については, その加工条件が場合によつて異なるのでそれぞれの場合について考察する必要がある。(堀川一男)

高張力オーステナイトステンレス鋼

(K. J. IRVINE et alii: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 199 (1961) Part 2, p. 153~175)

オーステナイト系のステンレス鋼で強度の高い材料を製造する目的で研究した。冷間加工によつて強度を高める方法は高温で強度の低下を招き靱性も低いので研究の対象としなかつた。

固溶体硬化を利用する方法について先づ検討した。

C 0.1%, Cr 15%, Ni 25%, N 0.02% を基本成分としてフェライト形成元素である Si, Mo, W, Vなどを 10% まで添加し, 溶体化処理後硬度, 機械的性質, 衝撃値などを試験した。その結果原子間距離が Fe との差の大きい元素程硬化効果は大きいと強度を高める上には余り効果のないことが判つた。

オーステナイト形成元素 Mn, Co, Cu, Ni の効果についても C 0.1%, Cr 18%, Ni 10%, N 0.02% を基本成分として検討したが結果は同じよう強度の著しい向上は期待できなかつた。ただ上述の置換型元素は格子常数の調節には有効に活用できる。

侵入型元素については C, N および B の効果を Cr 18%, Ni 10%, を基本成分として試験した。N が最も有効であつたが一般にはそれほど効果はなかつた。

次に時効硬化による方法を研究した。先づ炭化物の析出について検討した。C+N系は粒界に析出するので硬化には役立たなかつた。Nb, Ti のような強い炭化物生

成元素も同様であつた。C+P系では靱性を考えると抗張力 60 t/in^2 が最高であり、C+N+P系は抗張力 70 t/in^2 位のものが得られるがNによつて衝撃値が低くなる。

金属間化合物の析出による時効硬化について詳細に調査した。基本成分として Ni 20~30%, Cr 13~16%, C 0.05~0.1% を選んで Ni-Al, Ni-Ti, および Ni-Al-Ti 系について検討した。いずれも析出物が金属間化合物であつて炭化物ではないので過時効を起し難く、時効温度が $750 \sim 850^\circ\text{C}$ と高いので高温における性質が優れており、成分調節その他により cell 状の析出物を抑えれば靱性も十分に高い。溶体化処理状態では軟化するの加工性にも好都合である。このうちでも Ni-Al-Ti 系が最も良好で、Ni 25%, Cr 15%, Al 1%, Ti 2.5% で最高の成績が得られた。(堀川一男)

超高温 (1000°C 以上) 用金属および合金

(D. J. MAYKUTH & H. R. OGDEN: Metal Progress: 80, (1961) No. 4, p.92~96)

1000°C 以上の高温構造用材料として現在コロンビウム、モリブデン、タンタリウム、タングステンおよびその合金が用いられている。本論文では、これらの物理的・化学的性質、製造溶接性を述べ、Cb とその合金 10 種、Mo とその合金 8 種、W とその合金 6 種、Ta と合金 3 種の成分、1961年1月現在の製造段階、密度、再結晶温度、高温引張強度、高温破断強度を表示し使用者の参考に供している。

Cb と Ta は V 族で、O, N, C をよく溶かし、臨界温度内で脆性の因となる H を多量に吸収する。低温でも展性があり、Ta は液体水素温度でも展性があり、Cb の展性より脆性への遷移温度は -198°C である。Mo と W は VI 族で O, N, C との反応は前者ほどでなく、H とは不活性である。遷移温度は純度、前歴に影響されるがかなり高い (Mo で $-50 \sim 40^\circ\text{C}$, W で $180 \sim 450^\circ\text{C}$)。鍛造品が一番展性が良いが再結晶により遷移温度が著しく上昇するので、再結晶温度以上に加熱する時には注意を要する。

製造上では、4 金属共に機械的締め付、ろう付、溶接可能であり、従来 Cb, Ta と比べて Mo, W は製造が困難であつたが最近粉末冶金が用いられている。W や Mo は融接により結晶粒の粗大化、遷移温度の上昇があり割れが生じることがある。 1100°C 以上の強度は Cb, Ta, Mo, W の順で強くなり Cb は軸受には使用できない。この種金属の強度は不純原子の量に敏感で、添加により再結晶温度上昇し拡散硬化のため強度は増す。

目下合金の開発は遂行中であり、Cb の持つ優れた溶接性、低温展性、製造容易さに加えて、Zr, W, Mo を加えた高温強度のある Cb 合金や、Ta, Hf を加えた高温強度と酸化抵抗の高い Cb 合金がつくられており、Mo より再結晶温度高く 1300°C までの強度の優れた合金も開発されている。Ta 合金、W 合金の開発は遅れているが、W 合金については Mo 合金より高温域すなわち 1500°C までで高強度のものを得るための研究がなされ、Ta 合金については高温引張強度大きく、低温展性の良い合金を得る研究がなされている。Cb や Ta は Mo, W と比べ値段は高いが溶接性、低温展性が優れ製造コス

トは安くつく。Cb と Ta 合金では Cb 合金は値段廉く密度が小さいので 1300°C までは有用であるが、それ以上では Ta 合金が Mo や W 合金と比べても良くなるように思われる。

これら合金は今後高温強度を増加するよりも、低温展性、溶接性が優れ、製造容易なものをつくる研究がなされるものと思われる。(塩尻 詢)

高温 (650°C 以上) 用合金

(WARD F. SIMMONS: Metal Progress, 80, (1961) No. 4, p.84~91)

650°C より 1000°C で用いる構造用材には、鉄を基本とする合金、コバルトを基本とする合金、ニッケルを基本とする合金がある。これらの超合金が高温酸化条件で用いられる唯一の金属材料である。超合金は 20 年前タービンに約 700°C で使用されたのが、今日ジェット・エンジンには 950°C で使われ、 1100°C に耐えるのも稀でない。材質的には最強超合金は、16-25-6, 19-9 WM など Fe 系合金より、Vitalium, S-816, X-40(HS31) のような Co 系合金に代わり、今日では Ni 系合金が主力となつている。使用に際しては、合金自身の物理的・機械的性質とともに、使用条件雰囲気を考慮しなければならない。一般に高 Ni 合金には硫化物特に亜硫酸の使用は避けるべきであり、高 Cr 合金は高真空に不向であり、Co 合金は中性子吸収断面積が大きいので原子力用に使用するには注意を要する。Cr は耐酸性を増すが強度を下げ、Al は耐亜硫酸性、耐酸性、熱疲労抵抗を増す。結晶粒度が大きいとクリープ抵抗は増すが疲労抵抗は下がる。従つて熱処理も使用条件に応じて変えなければならない。

Fe 系合金は $650 \sim 820^\circ\text{C}$ で使用され、(a) Mo, W, Cb, Ti などカーバイト形成元素を入れたステンレス、(b) 析出硬化合金、(c) Fe-Cr-Ni-Co 合金に分けることができる。(a) は熱処理によつても硬化しないので hot-cold-work または warm-work に用いられ、固溶化時効処理によつて 700°C 以上での長時間クリープ破断強度の優れたものが得られる。(b) は熱処理によつて硬化し(c) は 820°C 程度まで優れた耐酸性と強度を示す。Co 系合金は最近まで $870^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ で用いられてきたが、真空溶解法の発達により Ni 系析出硬化合金がとつて代わり、現在では 930°C 以上で使用されている。今後超合金は、高温強度特に Co 系合金の高温強度を高め、高温安定性を得るために析出以外に強度を上げる研究が進められ、 1000°C 以上では強度、成形性、溶接性、耐酸性、熱疲労抵抗の優れた簡単な一相二元(三元)合金の開発が行なわれると思われる。しかし超合金は $650^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ で使用される主要な構造用材であり酸化条件で 1200°C まで使用できる唯一の金属材料である。

なお Fe 系合金 38 種、Ni 系合金 35 種、Co 系合金 18 種の成分、破断強度、代表的使用例が表示してあるが使用者の参考になるとと思われる。(塩尻 詢)

一分 析一

Cu, Co, Ni および Cr の同時吸光光度定量

(V. K. GUSTIN, T. R. SWEET: Anal. Chem. 33, (1961) No. 13, 1942~1944)

本法は鋼中の Cu, Co, Ni および Cr を吸光光度法によつて同時定量するもので、分析操作の要旨はつぎの如くである。すなわち試料を HCl で分解し HNO₃ で Fe を酸化したのちジエチルエーテルで Fe を抽出分離する。水溶液相を煮沸してエーテルを駆除したのち Na₂O₂ を加えアルカリ性とし Cr³⁺ を Cr⁶⁺ に酸化する。HCl を加えて水酸化物の沈殿を溶解し、これにビウレットのアルカリ溶液を加えて Cu, Co および Ni のビウレット錯塩を生成させ、ビウレット溶液を対照として、333, 380, 412 および 570 m μ の波長における吸光度を測定し、つぎの式より各成分量を算出する。なお Cr はビウレットとは反応しないが、Cr₄²⁻ の吸光度を測定することにより定量が可能である。

$$C_{Co} = 53 \cdot 93 A_{333} + 5 \cdot 62 A_{412} - 13 \cdot 65 A_{380} - 30 \cdot 10 A_{570}$$

$$C_{Cu} = 288 \cdot 9 A_{570} + 18 \cdot 31 A_{380} - 55 \cdot 39 A_{333} - 27 \cdot 92 A_{412}$$

$$C_{Ni} = 139 \cdot 9 A_{412} - 16 \cdot 69 A_{333} - 25 \cdot 15 A_{380} - 10 \cdot 27 A_{570}$$

$$C_{Cr} = 1 \cdot 568 A_{380} + 0 \cdot 732 A_{570} - 1 \cdot 141 A_{333} - 0 \cdot 882 A_{412}$$

本法により Co は 0.5~50 ppm, Cu は 2~56 ppm, Ni は 2~66 ppm, Cr は 0.01~1.0 ppm の範囲が Beer の法則に従い定量が可能である。Co, Cu および Ni のビウレット錯塩を生成させる場合、ビウレットの使用量が少いと Co, Ni などが沈殿し定量が不可能になる。ビウレットを大過剰加える必要がある。そしてこの場合溶液の pH は 12.39 以上が適当であつた。よつて本法では強アルカリ性溶液において大過剰のビウレットを使用することとした。(8%の NaOH 溶液 1 l に 30 g のビウレットを溶解したものを 50 ml 使用する。) この錯塩の安定性は非常に大で、1 カ月後も吸光度に変化がなかつた。

本法では Fe²⁺, Fe³⁺, Pb²⁺, Mg²⁺, Cd²⁺, Mn²⁺, Hg²⁺ および Bi³⁺ が強アルカリ性において沈殿をつくり妨害となる。その他 MnO₄⁻ のような有色イオン、1000 ppm 以上の NH₄⁺ なども妨害となる。Na⁺, K⁺, Ca²⁺, Zn²⁺, Ti³⁺, Sr³⁺ および Al³⁺ は 1000 ppm 以上共存していても影響がない。

NBS 試料および合成試料によつて本法の精度をしらべた処良好な結果が得られた。特に NBS No. 126 a のような Ni を多量に含む試料 (Co 0.30%, Cu 0.092%, Ni 35.9%, Cr 0.054%) の場合も、試料 0.1 g を採り、ブランクに 338 ppm の Ni を加え示差法により定量し、正確な結果が得られた。(若松茂雄)

— そ の 他 —

超音波検査装置を選ぶ際に考慮すべき要素

(R. A. SEIDEL: Metal Progress, 80 (1961) No. 2

p. 83~87)

欠陥を検出するために超音波探傷器を選ぶには丈夫さ、必要な精度、照明条件、装置の安定性、信頼性、操作の簡易さ、寸法、重量および携行性が考慮すべき重要な要素である。この論文はこれらの要素について論じている。

1. ブラウン管指示器の明るさおよび焦点

薄暗い、コントラストの悪い像は観測の際に困るので明るさ、コントラストの高い装置がのぞまれ現在ではこの両者の改良のため特殊な調整を行なつた装置が存在し、また出力強度、焦点の調整も行い得るように成つて

2. 携行性

取扱いが荒くてもこわれないように丈夫に作られた装置は重量が大で持運びに不便である。最近小さくコンパクトな装置も作られているがどうしても壊れ易い。重い装置は大体において付属品も多く融通性が大きい。従つて運搬には不便であるが研究室などに適している。

3. 図形の型

ブラウン管に現れる図形に AC 型と DC 型とがある。AC 型は欠陥に対する分解能は良いが DC 型の方は見易いと云う利点がある。

4. 距離目盛

距離目盛には矩形波、ピラミッド型波、下向きの波の 3 つの型がありそれぞれ特色がある。例えば欠陥深さを測定する際に矩形波の距離目盛が最も正確である。

5. ブラウン管の大きさ

ブラウン管が大きければ像が大きくなり離れていても見易いが通常大きい管は小さい管よりもコントラストがひくくなる。また価格も高く成り装置も大きく携行性が悪くなる。実用上余り大きいブラウン管は必要ではない。

6. 操作特性

装置を選ぶ際に考慮すべき最も重要なことの一つはその装置の垂直直線性の限界である。正確な定量的データを記録するのに用いる装置を選ぶ時には高い垂直振巾直線性を持つものを選ぶべきである。

7. 動作範囲

装置を選ぶ際のもう一つ重要なことはその装置の動作範囲である。この動作範囲が非常に小さい装置はある一定の増巾領域で数多くの欠陥からの像を凡て示す能力がひどく制限をうけることに成る。

以上の如き理由から装置を選ぶには個々の使用目的に最も良く合致した装置を選ぶべきである。(小野通夫)