

抄 録

— 銑鉄の製造 —

熔銑炉の出銑量およびコークス比を支配する要因分析 (W. O. Philbrook: J. Metals, 6, (1954) Dec. 1396, 1406)

熔銑炉に装入するコークスの役目としては 1. 化学的な還元剤 2. 熱源 3. ボイドを与えるための充填剤の 3 つが考えられる。銑石の還元は CO による間接還元と C による直接還元とがあるがコークスの実際使用量はこれらの理論量と比較すると実際使用量に対する支配的な因子となっていないことがわかる。また熱的な要求がコークス使用量を支配するものとするればこれは送風温度を高くすれば足りる筈である。処がコークスを減少し送風温度を上げると円滑な操業ができなくなる。すなわちコークス使用量を決定するものは熱源としてでもなく経済的な円滑な操業を行うためには必要なボイドを与えることが主要な役目でこれがコークス比を決定する。この関係を数式を用いて説明すると modified friction factor f' と modified Reynolds' number N'_{Re} との関係は次式で与えられる。

$$f' = 1.25 (N'_{Re})^{-0.3} \dots\dots\dots (1)$$

ただし、ボイド $\epsilon = 0.5$, $N'_{Re} = 20 \sim 150$ と仮定した。チャージが粗粒で $N'_{Re} = 100 \sim 1,000$ の場合は

$$f' = 0.8 (N'_{Re})^{-0.2} \dots\dots\dots (2)$$

となる。

Dobscha のデータを Fanning の“流体の圧力降下”の式に適用し、また熔銑炉操業は今少し送風速度を大にするとチャージが運動しはじめの条件 (fluidization condition) に近いと考え (1) 式より次式が導かれる。

$$\frac{[(1-\epsilon)/\phi]^{1.3}}{\rho_s' \cdot \epsilon^3} \times \frac{G^{1.7}}{\rho \cdot D_s^{1.3}} = \text{常数} \dots\dots (3)$$

ただし ϕ : 表面積に関する係数 (0~1), ρ_s' : チャージ (固体) の密度, G : 1 時間当りのガス量, ρ : ガスの密度, D_s : チャージの平均直径

(2) 式を用いると (3) 式の乗数 1.7, 1.3 が 1.8, 1.2 となる。これはコークスの多い炉心部にあてはまり Joseph のデータに一致する。

G はほぼ出銑量を示すと考えてよい。(3) 式において $[(1-\epsilon)/\phi]^{1.3}$ はあまり大きな変化を示さない。 D_s , ρ または ϵ が大になると G すなわち出銑量が増大する。 ρ_s' を大にし同時に銑石のサイズを大にすると出銑量が増大する。

また D_s のみを変化しその他の変数は変化しないようにすると、 $G \propto D_s^{0.77}$ となり Dobscha のデータに一致する。

次に高圧操業によつて ρ を大にすると G が大となる。すなわち他の変数を一定にすれば $G \propto \rho^{0.59}$ となり Slater のデータに一致する。また ρ を大にすれば D_s を小にしても同一出銑量を維持することができることがわかる。

送風速度をあまり大にするとスラッグが上方に吹上げられてボッシュの熔解帯の上部で所謂 flooding をおこしハンギングの原因となる。酸素富化送風は熔解帯を下降させ炉頂ガスの温度も低下する。従つて酸素富化送風にはボッシュを更に短かくしシャフトを低くすることが必要である。

銑石は大なる程よいがその上限は熱伝導よりはむしろ被還元性によつて決定される。サイズとしては $1/2 \sim 2''$ 位がよい。大なる銑石を用いるとガスは銑石の多い部分をも通過しやすくなり風量を増加することができ、またはコークス比を低下させることができ、または両方を同時に実施することができ出銑量を増大することが可能である。

Ergun は最近同様な問題について報告している。(1) または (2) 式に対して Ergun は

$$f' = 0.292 + 4.17/N'_{Re} \dots\dots\dots (4)$$

を用いておりました $\epsilon = 0.29$ とした。従つて $N'_{Re} \geq 1500$ となり著者と異なる結果を得ている。(盛利貞)

ソビエトに於ける高炉操業の二. 三のデータ (British Iron and Steel Research Association: Iron and Coal T. R. 169 (1954) 1035~1037)

ソビエトに於ける高炉操業については余り良く知られて居らず、一般に興味をもたれているが、British Iron and Steel Research Association で入手した最近のソビエトの高炉操業報告について紹介してある。主に使用されている高炉は大別して三つの大きさにわけられるが、小さい炉は炉床径 18ft, それに 23ft 及び 26ft, 高さ 76ft, 84.5ft 及び 90ft のものである。概してソビエトの送風量は英国の行つているより遙かに多く、又熱風温度も $738^\circ\text{C} \sim 787^\circ\text{C}$ と高目であるが、これは使用銑石が柔らかく又粉銑が多く用いられている為である

第 1 表

操業成績	南ソビエト	ウラル		シベリア
	高炉A	高炉A	高炉B	高炉A
容 積 (m ³)	940.1	1,181	1,300	1,165
製 造 銑	Bessmer	O. H	O. H	O. H
日 産 量 (t)	1,243	1,656	1,747	1,466
コークス比	0.88	0.79	0.75	0.86
荷: 鉄銑石 (kg/t)	1,707	1,555	1,560	1,626
焼 結 銑 (%)	1,353	1,011	1,219	647.7
石 灰 石 (%)	440.9	315.5	27.2	303.8
ドロマイト (%)	189.5	—	—	—
鋼 屑 (%)	71.6	43.2	36.6	61.9
ガス灰損 (kg/t)	255.5	33.5	24.9	65.0
風 量 (m ³ /mn)	1,044	1,540	1,695	1,275
風 圧 (lb/in ²)	17.1	18.3	23.7	20.3
風 温 (°C)	732	660	647	717
炉頂ガス温度 (°C)	331	287	362	260
炉頂ガス中の CO ₂ %	10.3	11.5	12.0	10.7
銑滓量 kg/t	680.2	589.3	565.4	684.8
荷下り時間 (h)	7.03	7.10	7.35	8.17

う。従つてガス灰損量は銑鉄 ton あたり 100kg 以下のものは極く稀で一般には 200kg~300kg の多きに達する。送風量多く熱風温度が高いので衝風中の水分を一定に調節し、炉内の棚吊りもなく、又出銑量も以前より 10~15% 増加したと云われる。第1表は操業成績の一例である。

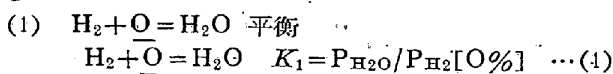
第1表はソビエトに於ける高炉操業としては最良のもので常にこの様な操業が行われな様である。ソビエトの銑石事情からして粉銑が多いので焼結銑が漸次多く使用せられる傾向にあり、将来は 100% 使用も計画されている。操業成績にしても改良が加えられた結果出銑量の増加が目立ち 1 例としては 1,181t/day の高炉が 1,437t/day に増加し又良質な石炭が多量に産するのでコークス比も減少の傾向にある。又水分の衝風に及ぼす影響も研究せられ一定水分の衝風を送ることに成功したといわれる。ソビエトにおける普通銑 ton あたりの平均単価の配分を 1000% としてみると鉄銑石、焼結銑 Mn 銑及び平炉滓等の原料が 31.6%, 鋼屑 1.9% フラックス 4.8% 燃料 41.7%, 電力、蒸気、水、衝風及びガス清浄費 7.7%, 賃銀 1.7%, 維持費、修繕費 5.4%, 輸送費 3.4% 管理費 1.8% となつている。(千田照夫)

— 鋼 の 製 造 —

熔鉄中の Cr-O 平衡 (E. T. Turkdogan: J. Iron & Steel Inst 178 (1954), 278~283)

この報告は FeO-O-Cr 系溶鉄と H₂O-H₂ ガスの平衡についての実験結果である。実験は 1565, 1600, 1660 °C で P_{H₂}/P_{H₂O} が 22~48, Cr 3~12wt% の範囲で行われている。なお平衡状態を確実に得るために種々の工夫を実験操作上に凝らしており、繰返しのデータがよく一致するのは、平衡に達している証拠である。2, 3 の例ではスラッグを作らず、Cr < 5% の時には茶色のクロマイトスラッグを生成する外は、スラッグは緑色の Cr₂O₃ である。

このような Cr₂O₃(S), H₂O-H₂ ガス下の熔鉄では、これら相の間に平衡状態が存在すれば次の 3 反応が行われる。



Fe-O 系で上の平衡恒数を K₁' とすれば、Fe-Cr-O 系における O の活量係数 f_O は、f_O⁰=1 であるから

$$\log f_O = \log f_O^{Cr} = \log K_1' - \log K_1 \dots (2)$$

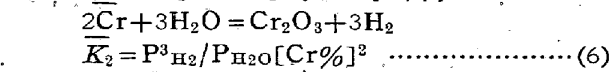
この f_O と [%Cr] は直線関係を示し

$$\log f_O = \log f_O^{Cr} = -0.064[Cr\%] \dots (3)$$

で温度の影響は認められない。f_{Cr} に対する O の影響は

$$\partial \log f_{Cr} / \partial [O\%] = -0.064 \times 52/16 \dots (4)$$

$$\therefore \log f_{Cr} = \log f_{Cr}^0 - 0.208[O\%] \dots (5)$$

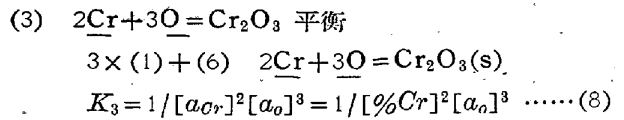


ここで log(P_{H₂}/P_{H₂O}) と log[Cr%] は直線関係を示し、温度にかかわらず平行で

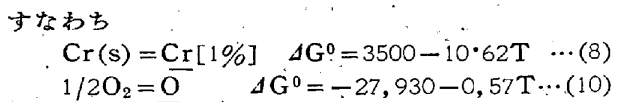
$$\log(P_{H_2}/P_{H_2O}) = 2/3 \log[Cr\%] + C \dots (7)$$

C: 温度による常数

この事は [Cr%]=a_{Cr} とおいてよい事を示している。



ここで f_O は (3) 式から求められる。Cr による脱酸反応は (8) 式により支配されるわけである。実験の温度範囲が狭いので (8) 式の K の温度函数式を求めるには正確を期するために既出熱力学データも使う。



と (8) 式の関係から得られる ΔG⁰ を使えば、1565~1660°C の温度で Cr(S)+3/2O₂=Cr₂O₃ ……(11) の ΔG⁰ が求められる。この反応の 1600°K 以下の ΔG⁰ に対してはかなり豊富なデータがあり、これらを参考にすれば (11) 式の ΔG⁰ として

$$\Delta G^0 = -246,000 + 48.0T \quad (1700 \sim 2100^{\circ}K) \dots (11')$$

この ΔG⁰ から逆に (9), (10) を用いて

$$2Cr + 3O = Cr_2O_3(S)$$

$$\Delta G^0 = -169,210 + 70.95T \dots (8')$$

この結果から Cr-O の関係が求まるが、Cr ≈ 4.5% の処で [O] % が min. になる。Cr の脱酸力はここで最も強く、それ以上の Cr 濃度では f_O が小さくなるため脱酸力は弱くなる。

さらに C+CO₂=2CO, CO+1/2O₂=CO の ΔG⁰ を用いて Cr₂O₃(S)+3C=2Cr+3CO

$$\log K = [Cr\%]^2 / a_C^3 = -33,620/T + 21.9 \dots (12)$$

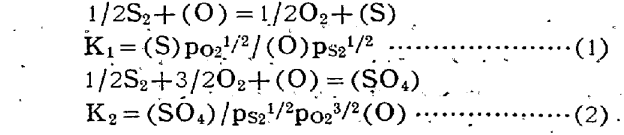
この式から p_{CO}=1atm. 下の Fe-Cr-C 系溶鋼の Cr 損失の伴わない脱炭限度を計算することができる。

(新実稔生)

シリケート・アルミネートスラッグ中の硫黄 (F. D. Richardson & C. J. B. Fincham: J. Iron & Steel Inst 178 (1954), part 1, Sep. pp. 4~15)

この実験はスラッグ中の S の挙動に対するスラッグ組成と酸素ポテンシャルの影響を別箇に知ろうとする目的で行われた。

1450~1650°C で熔融スラッグと、pO₂, pS₂ 既知の H₂-CO₂-SO₂-N₂ 系ガスを平衡せしめ、pO₂-pS₂-(S) の関係を求めたが、pO₂ の大きさによつて次の 2 反応が考えられる。



(1) は pO₂ < 10⁻⁵~10⁻⁶atm. の時の主反応で (S) と pO₂ は逆比例的な関係をなし、(2) は pO₂ > 10⁻³~10⁻⁴atm. の時の主反応で (S) は pO₂ と比例的になる。この両者の中間の pO₂ では相反する影響の結果 (S) は min. を与える。鉄鋼製錬で問題となるのは (1) 式であり、(2) 式は考えなくてよい。

次に Sulphur capacity : C_S = (%S)pO₂^{1/2}/pS₂^{1/2} を定義すると、pO₂, pS₂ の異なるデータの比較に便利であ

る。Cs とスラッグ組成の関係は塩基度 (CaO, MgO, FeO 等のモル分率で示す) が大なる程, Cs は急増する同一温度, 塩基度の時, 2 元系シリケートスラッグでは塩基性成分が FeO, CaO, MgO の順に Cs は小さくなる。FeS, CaS の生成熱がほゞ等しいのに差を生ずるのは $\alpha_{FeO} > \alpha_{CaO}$ ということに因る。MgS は生成熱が小さく Cs も小となると予想されるが α_{MgO} が大なるため, それ程小さくならない。CaO-Al₂O₃ 等では Cs は FeO-SiO₂系, CaO-SiO₂ 系の間の値となる。CaO-Al₂O₃-SiO₂ 3 元系で Cs が, CaO と Al₂O₃・SiO₂ を結ぶ直線上の組成のスラッグで max. を示すのも Al₂O₃・SiO₂ の生成熱が大で α_{CaO} となるためであり, Cs に対しては α_{MO} が大きな因子となるのである。

次に 2, 3 の鉄鋼製錬現象をとり扱っているが, この実験結果からスラッグ—ガス間の S の挙動も考察することができる。

(1) スラッグによる脱硫——上述のことから α_{MO} と $-4H_{MS}$ が大きいことが好条件となるが, さらに高 S ポテンシャル, 低 O ポテンシャルも必要になる。熔鋳炉と平炉操業ではスラッグだけについていえば Cs は前者は 100 倍以下であるが, p_{O_2} が非常に低いため脱硫が進行するのである。

(2) 平炉におけるスラッグ—ガス間の S の移動——溶鋼を考えず, スラッグ—ガス間の反応だけを考える。発生炉ガス中の p_{S_2} はその燃焼度により変化するが, その時の p_{S_2} とスラッグに平衡するガス中の p_{S_2} の相対的大きさによつてガス—スラッグ間の S の移動の様相を説明できる。平炉内ガスとスラッグ間の S の出入が相当激しいのは発生炉ガスの炉内部分における燃焼度の不均一性も 1 因子をなしている。

(3) 溶鋳炉スラッグの吹精——溶鋳炉スラッグに空気を吹き入れてやると O₂ によつてスラッグ中の (S) は置換, 或は酸化されて気化し除去されて, このスラッグは脱硫力が恢復される。しかも, この時の反応は発熱反応で, その発熱量により, 熱風の吹精は必要ない。この廃ガスは適当な方法で S 回収に役立てることができ, その効率も CO₂ を空気に混入することで改善できる。

(新実稔生)

Fe を含む熔融スラッグの電気分解

(O. A. Esin & P. M. Shurygin: Doklady Akad. Nauk SSSR 94 (1954). 6, 1145~1147)

陽極として C を用い, 陽極槽は粉碎マグネシアで陰極槽と隔離して, 酸化鉄を含まない CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ 系スラッグを満たし, C が酸化鉄を還元しないようにする。陰極槽に酸化鉄を含む被電解スラッグを入れる。陰極としては, Fe を溶解する利点もある熔融 Au を用い, その外に中性電極用の隔室 (ブランク用) を附随せしめる。これは電解電流とは別途に Au 極中の Fe 分を調節するものである。実験はクリプトル電気炉中で 1300~1400°C で行われ, 特に純粋酸化鉄スラッグの場合には真空炭素抵抗炉を用いて行つた。実験は陰極で行われる $Fe^{3+} + e \rightarrow Fe^{2+}$ なる反応を抑えるため N₂ 気流中で行う。電流は 2~4Ap, 電流密度は 0.2~0.5Ap/cm² であり, 銅電量計で電氣量を測定する。実験後

坩堝ごと水冷して FeO の分解を妨げる。この電解後, Au 極及び中性電極隔室中の Fe 量を求め, 電流効率 (%) を計算し, これとスラッグの酸化度, $\%Fe^{3+}/\%FeO \times 100$ との関係を図示している。

FeO-Fe₂O₃-SiO₂ 系では SiO₂ を 8~34% 変化させているが, SiO₂ が増すと $\%Fe^{3+}/\%FeO$ は減少し, 電流効率は大きくなり, $Fe^{3+} \approx 0$ の時には 80% 以上になる。FeO-Fe₂O₃ 系では電流効率が 33% を越えることはない。FeO-Fe₂O₃-SiO₂-CaO 系では FeO の 1 部を CaO で置換した場合, SiO₂ の 1 部を CaO で置換した 2 つの場合が行われているが, いずれにしろ電流効率は前 2 者に比較して相当に高い。FeO の 1 部を Al₂O₃ で置換した FeO-Fe₂O₃-Al₂O₃-SiO₂ 系では電流効率は $\%Fe^{3+}/\%FeO$ 100 が 40~50 になつても 60~22% と前例に比較すれば非常に高い。

このようにスラッグの酸化度が電流効率に大きな影響を与えるのは $Fe^{3+} + e \rightarrow Fe^{2+}$ なる反応が大きな役割を果し, これが電流のかなりの部分を消費するからである。

この $Fe^{3+} + e \rightarrow Fe^{2+}$ 反応にはスラッグの粘性も影響する。例えば粘性の小さい FeO+Fe₂O₃ 系では Fe^{3+} の移動が容易であり, SiO₂, CaO, Al₂O₃ を加えると粘性が増し, Fe^{3+} の移動が妨げられ $Fe^{3+} + e \rightarrow Fe^{2+}$ の反応が抑圧されて電流効率が増すのである。

しかし, さらに熔融スラッグの電気伝導はイオン電導と電子電導によることを考えなくてはならない。SiO₂, CaO, Al₂O₃ を添加して Fe 分の濃度を稀釈すると電子電導の役割が減少し, 電流効率を増加するのである。

(新実稔生)

熔融珪酸鉄スラッグのイオンの性質について

(M. T. Simnad, G. Derge and I. George: J. Metals 6 (1954) Dec. 1386~90)

FeO-SiO₂ 系スラッグ中における電流効率および輸率を実験的に求めた。すなわち化学的に純粋な Fe₂O₃ の粉末をアームコ鉄製坩堝中で溶解して FeO を作りこれに更に Fe₂O₃ 又は SiO₂ 粉末を添加して SiO₂ が 0~44% の珪酸鉄スラッグを熔製し鉄板上に注いで凝固せしめ次の実験に使用する原料スラッグとした。このスラッグをアームコ鉄製坩堝中で高周波炉またはカンタル抵抗炉で加熱熔融せしめ 1200~1400°C の範囲で 4h 一定温度に保持した後純鉄製陽極または Pt 製陽極を挿入しアルゴン雰囲気中で一定時間一定電流密度のもとで電解し鉄製陽極の減量または Pt 製陽極の場合は発生した O₂ ガスによる Pt 極懸吊鉄線の重量増加を求めてこれを Cu クーロメーターと比較して電流効率を計算した。陽極附近のスラッグを分析して成分変化を調べ Hittorf 法によつて輸率を求めた。実験装置および操作に関する可成り詳細な説明がなされている。この実験結果は次のとおりである。

1. SiO₂ < 10% では電流効率は 8~12% で 10 < SiO₂ < 34% の範囲では電流効率は SiO₂ % の増加するにつれて直線的に増加し SiO₂ = 34% 附近で電流効率はほぼ 90% 一定となる。更に SiO₂ % が増加しても電流効率は変化しない。

2. 電流密度は $0.5 \sim 4.0 \text{ A/cm}^2$ の範囲においては電流効率にいちじるしい影響を与えない。

3. $1200 \sim 1400^\circ\text{C}$ の範囲においては電流効率に及ぼす温度の影響は認められない。

4. $\text{SiO}_2\%$ と電流効率との関係曲線の屈曲点の位置と FeO-SiO_2 2 元系平衡状態図との間には直接的な関係は存在しないが $\text{SiO}_2=34\%$ における屈曲点は $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ の成分に近いからこの成分以上に SiO_2 を含むスラグでは錯イオンが存在するのであろう。

5. $\text{SiO}_2=10\%$ における屈曲点はこの成分において、 Fe^{+3} イオン濃度が最小となりまた FeO の活量係数が変化することに関係があるようである。

6. FeO-SiO_2 系スラグは主として珪酸塩イオンと Fe^{+2} イオンよりなり Fe^{+3} イオンが少量存在する。イオン電流はほとんど全部 Fe^{+2} によつて運ばれることが輸率よりわかる。 Fe^{+2} イオンの輸率は 1 である。

以上の結果を Schumann and Ensio の FeO-SiO_2 系スラグの FeO の活量に関する実験結果および、Richardson の提案した FeO-SiO_2 2 元系固体のイオン構造と比較考察するとよく一致することがわかる。

(盛 利貞)

最高寿命を保つための混鉄炉の裏付

(C. H. Bruchhausen: Iron & Steel, 27 (1954), No. 11, 500)

独逸では 1949 年に混鉄炉のマグネサイト煉瓦に就て規格を制定し統一寸法の利点を明らかにしたけれど一般には普及されなかつた。混鉄炉の大きさが増大すれば消耗煉瓦が増すことは鉄とスラグの生産量の増大に応じて煉瓦工事の負担が大きくなる為めと思われる。混鉄炉の裏付煉瓦の厚さは一般に 13.75in で、下裏付けは $5 \sim 8\text{in}$ が適当とされている。下裏付けにマグネサイトの代用として耐火煉瓦を利用することは余り感心しない、と言うのは耐火煉瓦はマグネサイトに接触すると熔融点が $1,700^\circ\text{C}$ から $1,300^\circ\text{C}$ 迄下げられるので下裏付けが急速に崩壊する原因となるからである。マグネサイトの節約の意味での下裏付けにはカーボン煉瓦を使用する事が望ましいとされている。これは熔鉄炉のカーボン炉床でも既に経験済みの様に他の裏付材料と反応は起きず抵抗は強いからである。従つてマグネサイトの 13.75in の裏付けとカーボンの 8in の下裏付では重量で 18% 、又価格の点で 20% の節約が出来ると言われている。

混鉄炉裏付けの寿命を最高を保つためには局部的消耗に対しても留意しなければならない。早期の消耗は装入口の近くに発見されるのが常でこの所の裏付けを厚くしたりドアの設計や装入される鉄の流れの角度を変えたり又二つの装入口で交互に装入したりして消耗を平均にすること等が適当な対策であらう。

湯出口には出来るだけ大きな肌焼煉瓦を用いて湯流れの速度や湯騒をゆるやかにする事が磨耗を少なくする上に於て必要である。又スラグの侵蝕による消耗は天井を吊式にすれば減少出来る様である。

混鉄炉の形状に就ては目下研究中であるが四角のものは長方形のそれより表面積が小さいため消耗比が大きくなつても全体の煉瓦重量が少いためそれによつて補われ

るわけである。マグネサイト煉瓦も高耐火温度では標準寸法に対する偏差は避けられないので煉瓦価格の $10 \sim 15\%$ を占めるグライインディングは仮令時間を費してもそれを行う価値は充分にある。小さな接目にはマグネサイト粉末の乾燥したものを用いて水和作用 (Hydration) の危険を避けなければならない。(谷 昌博)

固体石灰による脱硫 (S. Eketorp: Blast Furnace Steel Plant 42 (1954) 1159)

最も Cost の安く強力な脱硫力ををもつ石灰の利用は既に屢々試みられ、独の Eulenstein 及び Krus, 英の Giedroyc 及び Daucy が夫々可成りの成果をあげているが、瑞典 Domnarvet に於て Kalling 等により成功した方法は (Jour. of Metals 1951 Sept. p. 739 参照) 過去 4 年間大規模に操業され満足すべき結果を得た。この方法は既に報告されているように、熔鉄を回転炉中で強還元性雰囲気のもとで細粒 (0.5mm 以下) の石灰で処理するのであるが、容易に極めて低 S 鉄: $0.001 \sim 0.002\%$ S のものを製造出来る。今日では Domnarvet に於ては最大 30t のものが出来、尙 60t のものが建設中である。既に Surahammer 工場では 4 年間連続操業を行っているがこゝでは 15t のものを使用し脱硫の成果は、平均処理前 0.090% 、処理後 0.007% でその 55% は 0.005% 以下となつている。lime の消費量は 1.2% である。又 Fagersta 工場では 1952 年以來 25t 炉が稼動している。この工場では acid bessemer pig を 0.060% から約 0.010% まで脱硫している。斯様な実績から考えると一般の coke blast furnace では比較的塩基度の低い slag で操業出来、出鉄量、コークス消費量の点で著しい改良が可能であり、脱硫処理の cost を償ふことが出来る。

本法の設備は blast furnace と mixer の間か或は mixer と steel furnace の間に設ける。前者の場合は熔鉄の温度が高く流動性がよいので取扱い易いが幾分 slag の混入を避け難く又 rotary kiln 自身も大きい容量のものを要するが、後者の場合は kiln は小型でよく都合が良い。

一般に高炉外の脱硫処理は温度降下の為に喜ばれないが、本法は熔鉄を入れた後 Kiln は完全に close しているので温度降下の心配はなく、又 soda による脱硫法に比べれば dust の発生による操業し難さもなく脱硫効率は問題にならない位秀れている。(井上道雄)

塩基性転炉法の冶金とその実際 (A. Weyel, H. Kosmider, Blast Furnace and Steel Plant, 42 part I (1954) 1039, 42 part II (1954) 1162)

従来の転炉法及び平炉法の差異を冶金学的に又実際操業の面から論じたる後、近年欧州に就て目ざましい発達を遂げた新しい方法、即ち特に低 N 鋼を得るに至つた幾つかの方法を紹介した。これ等の劃期的な諸方法により今や製品の鋼の性質に就て平炉鋼との差異が見られなくなつた。普通転炉鋼の N 含有量は $0.012 \sim 0.020\%$ であるが低 N 鋼を目標とした新しい方法では次の通りである。

HPN 法、LNP 法: 前者は独 August Thyssen 後者は英 Corby に就て発達した。原理は同じで bath の

温度を下げ blow を短縮するため blow 中適宜 ore 又は roll scale を添加する。斯くして 0.01%N 以下の鋼を得るが鑄込温度が下るので常に用いるわけにはゆかぬ。

MA法: 之は Mannesmann-Rohrenwerke に於て発達したもので底吹き転炉の代りに特殊の横吹き転炉を用い出来るだけ送風と熔鉄との接触時間を短くした。かくて 0.006~0.008%N を得たが羽口の寿命が短い難点があり、之に代つて底吹き転炉を脱P期の間だけ斜にして吹精して熔鋼と送風の接触を短くして 0.006~0.010%N を得る方法が Sweden に就て既に行われて居る。

酸素富化送風法: 酸素富化送風若しくは酸素で吹精せんとする考えは既に 1932 年独乙で起つたが今次大戦後欧州各国で積極的にとりあげられ今日では 28~30% の酸素富化送風を用い適当な冷却剤、例えば屑鉄、鉍石或は石灰石の添加によつて確実に 0.004~0.008%N の鋼を得ることに成功した。本法の利点は更に吹精時間を短縮し高温の湯を得ることである。

酸素—水蒸気送風法: 独及び白に起り既に成功して 200,000t 以上を製鋼した。之は 98~99% の酸素と過熱水蒸気を bath 中に吹き込む。水蒸気は 180°C に予熱するがその 70% は bath 中で分解し refining action をする。本法によれば平炉鋼に充分匹敵する 0.0015~0.004%N を得る事が出来る。水蒸気の使用により鋼中の H₂ 含量が増大することなく何等鋼の性質に害を与えないことが確められた*。

尙本法に類似せるものとして酸素と炭酸ガスを混合吹精する方法もあるが大きな差異はない。

LD 法: 奥に於て発達せるもので普通の底吹き転炉を用い上部から湯の表面に lance によつて酸素を吹き込む。之に用いられる熔銑は普通のトーマス銑と異り、P が低く Mn が高い平炉銑に殆んど近いもので、云わばこの方法は転炉法と平炉法を組合わせたものと考えてよい。98~99% の酸素を用い平炉鋼と殆ど同じ程度の低N鋼を得る。尙現在本法は発達の途上にある。

これ等の転炉法の発達に伴い特に酸素の利用に際しその経済的利害の検討を必要とする為、主としてHaspe会社の Klockner 工場の実績を基として考察した。酸素富化が 45% にも達すると炉底の損耗が激しいが 35% 酸素以下の送風ならば Converter bottom の lining 損傷も殆ど問題とならず 20t 炉で普通法に比し 8~15% の生産増となつて居る。酸素を送風に利用するという事は、可成りの量の scrap 又は ore を同時に加えて製鋼出来る利点がある。而も凡ゆる点に於て平炉鋼に匹敵する品質の鋼が得られる点も注目し値する。

* 水蒸気は熔鉄に対し強い冷却剤の役をなし、本法に於ける酸素と水蒸気の混合比は 1:1.4 を限度とする。(井上道雄)

高周波誘導炉のライニング (H. E. White: Metal Progress Sept. (1954) p. 99~106)

工業用に使用されるライニング耐火材はマグネシア、アルミナ、珪酸、ジルコン (ZrO₂·SiO₂) である。本文は合金鋼、耐熱耐酸合金熔解用の大型炉のライニングにつき、ライニング作業、補修、各耐火材の特性等を Ajax

社の 1/4 世紀以上の経験にもとづいてのべている。

米国に於て最も多く用いられているライニング材はマグネシア (70~60%) + アルミナ (30~40%) の混合物で、その外にジルコンが使用されている。断続的熔解で前者は 2000lbs 炉にて不銹鋼の熔解にて 60~170 回の寿命。後者は 1000lbs 炉にてジェットエンジン部品の熔解にて 90~150 回の寿命をえている。

コイル用のライニングとしては (1) 銅コイルによく附着するもの (2) 電気伝導度のよいものを含め (3) 熔融金属がしみこむのを防ぐこと (4) 固化して充分強いもの、等の要求を充たさねばならぬ。

ライニング搗固め作業では先づ炉の形状、特に炉底の R に充分注意せねばならぬ。スタンプする時は仮付熔接により伸縮性をもたせた鋼板の型、又は石棉等の型を使い最初の熔解に際しとかし出す時と、乾燥に充分注意を払う時は抜取型を使う時とある。スタンプには 3×1¹/₄ 吋以下の短衝程のランマーを使う。ランマーの空気圧は 80~100lbs がよい。ライニング用耐火材は通常 2% 以下の水と混合し、スタンプ作業直前に再混合して偏析を防ぐ。ライニング補修用には元のライニングと同一系統の耐火材を使用し 0.5~2% の飽和硼酸溶液又は 1% 水ガラス溶液を粘結剤として加える。

高周波炉操業では次のことに注意を要する。即 (1) 炉の中に熔融金属を残さぬ (2) slag を完全に除去すること (3) bridging をおとすこと (4) 底がういたときは炉をとめる。 (5) 鉍滓反応の効果を少なくする為同一レベルのみの熔解量とせず、熔解量を変化する。ライニングの鉍滓に対する抵抗はライニングの作り方に左右される。

マグネシア+アルミナ型耐火物はスピネルの成分をもち之は 2030°C の熔解点であるので高温熔解にたえる。この耐火物は高温になれば常に膨脹するのでライニングは固くなる。マグネシアに珪酸を含むと耐火性が低下するので珪酸は 3% 以下にせねばならぬ。Cr を含む金属を熔解するこの耐火物は Cr 酸化物と高熔解点の鉍滓を作りライニングに附着する。之にジルコンの塗型をぬると上記の slag ring の除去を容易にする。ジルコンは 1775±25°C で熔解するので 1760°C 以上で長時間の使用には不適當である。(長谷川太郎)

—鉄及び鋼の鑄造—

最近の鑄造圧延用ロールの製造と応用に就いて (F. H. Allison, C. E. Peterson: Iron & Steel Engineer 31 (1954) No.12 68~77)

1953 年米国で生産された鋼塊 111,350,000 t の 99.5% は鑄鋼ロール及び鑄鉄ロールにより圧延された。著者は鑄型、熔解、熱処理、機械加工、並に検査法に亘る鑄物ロール製造に関する全貌の紹介とその使用面の各個に就いて詳細な説明を行つて居る。1) 鑄型: 使用される鑄型としては円筒状ロールに使用されるチルトタイプのもの及びロールの縦方向に二分した鑄型を注入時締付け一体物とする 2 種が使用された。冷し金はロール胴部と同じ長さを持つものと、多数の円筒状冷し金より組立てられるものの二種の型がある。二段注入法 (予め定められた時間内 hard iron を注入後同一湯口より soft iron

の熔湯を注入、表面は硬く、内部は柔らかいロールを作る方法)により作られるロールもある。又ロールの Cope neck の改善には Top の電弧加熱が有効である。2) 熔解: 近年迄著しい変化はないが、スラッグ及び雰囲気調節、温度測定、炉、取鍋での添加にに関して可成りの改善は行われている。鑄鉄ロールの熔解ではロール・スクラップの使用量が重要な問題とされている。3) 熱処理: 鑄鋼ロールの焼鈍に関し、精密な熱処理一覧表が発達してきている。又硬度、強度の要求により特殊な熱処理に頼る必要性が増している。近年 4.5% Ni 鑄鉄ロールの T-T-T 曲線が困難な研究条件を克服して作成された。ロールの net fillet に対して冷間加工の利用も行われている。4) 機械加工: 加工の改善としては、硬鑄鉄ロールの切削に対し、カーバイト工具を備えた engine lathe の利用があげられ、その他の二、三の例について説明が加えられている。5) 検査: ショア硬度の精度の改善、内部欠陥検査として超音波探傷法、一方研究的には電子顕微鏡の利用について述べている。応用面として Blooming mill, Structural, Tube mill, Merchant mill, Rod mill, Plate mill, Three-high sheet mill, Skelp mill, Two-high & four-high cold mill 等に用いられるロールにつき粗、中、仕上各ロールに亘る使用ロール品種の解説を詳細に論述している。

(牧岡 稔)

鑄鉄中のガス及び酸化物と装入原料の影響

(P. Bardenheuer u. P. von der Forst: Stahl u. Eisen 74 (1954) 24, 1577)

鋼中のガスを分析すると同様な真空抽出法で、鑄鉄中のガスを温度別に分析し併せて残査分析を行って酸化物の組成を明にして、装入原料に依る影響を調査し、ガス及び酸化物と鑄造品に現われる欠陥との相互関係を解明している。

鑄鉄中の O_2 は一般に 0.004~0.007% で、珪酸塩又は Al, Mn 及び Fe の金属酸化物として存在し、其の大部分は鑄鉄の熔解温度以上でなければ分解しない不活性介在物である。然し装入原料中に錆びた鋼屑を多量に配合すると暗色の FeO を著しく含有するようになり、 O_2 の量は 0.01% にも達し、且つ 1000°C 以下の凝固過程に C に依つて容易に還元せられて CO 又は CO_2 ガスを発生するので鑄巣の最大原因となる。

鑄鉄の熔解温度以上でなければ分解しないような珪酸塩や Al 酸化物の量は装入原料の良否に依つて余り影響を受けない。砂型鑄物中の O_2 は徐冷中に還元し易い酸化物中の O_2 が大部分逃出してしまうので金型鑄物の 1/2 以下になる。ナマコにした銑鉄中の O_2 は 0.005~0.01% であるが、高炉から直ちに汲み取つた試料中の O_2 は 0.0025% 以下である。増加の原因としては、空气中及び型の湿気が考えられる。鑄鉄を再熔解して O_2 が増加するのは錆や送風から O_2 が入つて C では除去し切れない為である。取鍋で Si を添加する事はガスの発生を少なくするのに効果がある。Mn は 1.7 S+0.2% を必要とするが熔鉄中に FeO が多いと、Mn は S と結合せずに FeO と反応してしまうので Mn の不足を来す事がある。

装入銑鉄中の H_2 はキューボラ上部に於て大部分除去さ

れてしまつて砂型鑄物中の H_2 は $2cm^3/100g$ となる。併し錆びた鋼屑を多量に使用すると、湯溜に於て水酸化鉄が分析せられて多量の H_2 を吸収し、凝固中又は凝固後に於ても放出されるので鑄巣を作つたり結晶粒内の欠陥を招く。

N_2 は窒化物として 0.01% 前後存在し、低温に於て分解するものと、鑄鉄の熔解温度以上で初めて分解されるものとの 2 種類がある。前者は錆びた鋼屑を多く使用した場合に増加し、 O_2 , H_2 と同様な欠陥を与える。

このように錆びた鋼屑を使用すると銑が不完全還元のまま機械的に湯溜まで下りて来て、こゝで熔鉄に加えられたまゝ出銑されるので O_2 , N_2 , H_2 共に増加し且つ鑄物凝固過程に放出されるものが多いので、鑄物不良の原因となるのである。鑄鉄の凝固温度範囲の大なるものは純度の高い初晶が析出して、残液は成分濃度高く且つガス其他の不純物が多くなり最後に凝固する所は組織上弱くなる。なお凝固後に現われる収縮応力はこの弱い所に集中されるので亀裂又はマイクロ気泡を生ずるのである。即ち凝固温度範囲の大なる鑄鉄はガスの多い鑄鉄と同じ関係になるから注意を要する。

著者は以上の研究から Niedersachsen の鑄物工場で製品の 1/2 も不良を出している原因を追求し、其の原因が錆びた鋼屑を 40% も使用している為であることをつきとめて、トロンメルで鋼屑の 2.5% に相当する銑を落して使用した処不良を数% 以下にまでに改善した事例を挙げている。(酒井晋一郎)

球状黒鉛の生成機構 (E. Ward: Metallurgia, 50 (1954) Oct. 155)

球状黒鉛の生成機構には多くの研究がなされ夫々の意見が発表されて非常な進歩は遂げたけれども、まだ完全な意見の一致は見られない。著者は従来迄の研究発表からその重要な要素を要約し、よりよき理解への資としてこの論文を提供したのである。

球状黒鉛鑄鉄製造の代表的方法は、Mg, Ce, Ca 処理法で Mg は亜共晶、過共晶鑄鉄何れにも適用出来、Ce は過共晶鑄鉄のみ有効である。そして Ca 法はまだ余り工業化されておらない。尚、Ti, B, Li, Sr, Ba, Na, K, Bi, Se, Th 等は限定された球状黒鉛を製造することが出来る。

Mg 法の発達中、Sb, As, Bi, Sn, Pb, Se, Te, Ti, 等が球状黒鉛の妨害元素として作用することが分つた。そしてこの妨害元素中には Bi, Se, Te, Ti, の如き限定された球状化を促進する元素がある事から 2 つ又はそれ以上の異つた機構で黒鉛の球状化が起ることが暗示された。又、更に Mg, Ce, Ca は球状化に活発な累積効果を持つことが示唆された。

球状黒鉛の生成に関する理論としては、次の 2 つのグループに分けられる。

- 1) 球状黒鉛が生成する位置を中心として述べたもの。
 - 1a. 過飽和オーステナイトに球状黒鉛が生成されるものに就て、
 - 1b. オーステナイトデントライトに近接した熔体に球状黒鉛が生成されるものに就いて、
 - 1c. 最初に生成されたカーバイト粒子に球状黒鉛が生

成されるものに就て。

2) 球状黒鉛が生成する原因に就て述べたもの。

2a. Mg 化合物を核として球状生長を説明したもの、

2b. 過冷却に原因する片状黒鉛核の除去が球状黒鉛生長に相当であるとして説明せるもの、

2c. 鑄鉄の湿性を減少させて球状生長を説明せるもの

2d. 最初に生成した黒鉛が球状化元素を吸収して所謂螺旋型転位 (Screw Dislocation) を行い球状生長に効果有りとして説明せるもの、

結論として以上の如く球状生長の理論は非常に多いが黒鉛生成に就て知られている事は余りにも尠い。ノルマルな黒鉛生成に対する基礎が充分に作られれば球状黒鉛に対する理解はそれだけ明白になるであろう。

又、球状黒鉛の凝固方式には専門を異にする研究者間に今尙大きな意見の相違がある。X線の技術が従来以上に熔鉄にも適用される様なになれば球状黒鉛の凝固過程はもつと確実に掴める様になるであろう。(谷 昌博)

或種鑄物の欠陥と対策 (Tribal Cain: Iron & Steel 27 (1954) Sep. 456)

鑄物工場では或製品が軌道にのり出して生産が繰り返される様になると欠陥が起きてくる。多くの場合原因は容易に診断され対策が講じられる。しかし乍ら原因が容易に発見されず、為に種々な実験研究が行われなければならない時がある。そしてその結果或種の鑄物製品は遂にスクラップになつてしまう場合が尠くない。

著者がこゝで特に紹介している或種の鑄物の欠陥は或工場で最近経験したものであるが、其の原因に就て検討していくと必ず共通な事実遭遇する点で、強がちこの工場ばかりに限つた原因とは思われないので広く生産工場に従事する者に強調するわけである。その原因と言うのは製品の主要部分を司る人が種々な事情でその責務を離れ、臨時に代用の人が其の場に補充される事に依るのである。と言うのは代用の人達は其の仕事に対しての肝要な知識や経験を持合せていないために何でもない様な手ぬかりや思い掛けない不始末を起すからである。

1 例を挙げると砂落しの工員が事故で長い期間仕事を離れた時のことである。或特殊鑄物の内壁の厚さに不均等な場所が出来、中に就て種々検査したが何れも完全であつた。それで最後に砂落しの作業を検べると、代りを務めた工員がブラストのノズルを全然動かさずに固定したまま内壁の砂落しにあたつた為に、ノズルの直ぐ前方の内壁の部分が著しくすりへつたためである事が判明した。

もう一つは長い間欠陥もなく作られたシリンダーに寸法不良が起きた時であつた。この場合も原型は全然異常がなかつたのでなかなか原因が分らず長い間神秘の種となつていた。しかしよく調べて見ると砂こめに当つた新しい職人が鑄型に砂をこめる前に鑄型の彎曲部に粘土を塗ることを忘つたために砂と鑄型との粘着がなくなり、鑄入した鑄物に圧力がかかつた時砂が振動したためである事が分つた。しかも之は鑄入後たえず仔細に観察していた職長によつて突然砂が動くことを発見された為に解決出来たのである。

鑄物作業に神秘なことはないと言われている。確かに原因さえ発見されればそうであるが、多くの製品を流し

ている間には必ず神秘とも言うべき以上の様な原因による欠陥が起きて来るのである。確かに思いもよらない微妙なことが原因する事を思う時に、機械以上に正確な条件で仕事を行う熟練工の整備が何よりの対策であると同時にその育成が重要なことと言えるのである。

(谷 昌博)

一鉄及び鋼の加工一

連続圧延に於ける孔型設計の基礎及び圧延速度の計算 (Z. Wusatowski: Metallurgie u. Giesserei Technik, 4 (1954) 7, 308~10)

1. 平ロールの場合の圧延速度の計算

従来連続圧延機の孔型設計に於て慣用的に次式が用いられた。

$$F_1 \cdot Rc_1 \cdot n_1 = F_2 \cdot Rc_2 \cdot n_2 = \dots = F_n \cdot Rc_n \cdot n_n = \text{const}$$

茲に F_n = 各 Stand に於る材料断面積。

Rc_n = 各ロールの有効半径。

n_n = 各ロールの回転数。

この式は各スタンドを通過する材料の量が等しい事をもとにして誘導せられ、之に 1% の張力のかゝる事及び先行の影響を考慮して成立つて居る。

併し金属の流れ速度に対して斯様な仮定をするのは次の三点から誤りである。

即ち、i) 圧延材の嘴込及び吐出速度に対して考慮が払われていない事。ii) カリバー速度の等しい様な正しい位置に就いて考慮されていない事。iii) カリバーに於ける断面の平均高さに就いては考えられていない事。

之等の諸点を考えた上で孔型設計に就いて次式が得られる。

$$F_1 Rc_1 \cdot n_1 (1+k_1) = F_2 \cdot Rc_2 \cdot n_2 (1+k_2) \\ = F_3 \cdot Rc_3 \cdot n_3 (1+k_3) \dots = F_n \cdot Rc_n \cdot n_n (1+k_n) = \text{const}$$

茲に Rc_n = ロールの有効半径。

k_n = 先行量。

2. 対称孔型の場合の圧延速度の計算

この場合に於ても、ある因子を考慮に入れれば前式と同様な計算を行う事が出来る。

3. 連続圧延機の孔型設計の計算例

当章に於ては i) 54 mmφ ビレットから 12 mmφ 角鋼を 8 パスで圧延する場合。及び ii) 140 mmφ ビレットから 34.5 mmφ 角鋼を 8 パスで圧延する場合。の 2 例に就いてその孔型設計法を計算により説明して居る。

(財前 孝)。

軟鋼プレス時に於けるストレッチャー・ストレインの除去 (B. B. Hundy: J. of Iron Steel Inst., 178 (1954) 2, 127. ~138)

リムド鋼薄板にマクロ的及びミクロ的な残留応力が存在する場合は「降伏点伸び」を消滅せしめる事が可能であり、従つて之はストレッチャー・ストレインの防止法として利用する事が出来る。但しこの方法では時効による機械的性質を改善する事は不可能である。

「降伏点伸び」とストレッチャー・ストレイン発生との関係、及び「降伏点伸び」と「残留応力」との関係は、Cottrell-Bilby 理論により転位論的に説明する事が出来る。

著者はこの点に就いて 2 種の実験を行い、之に考察を

加えて居る。

(1) 時効性に与える残留応力の影響

薄板の時効性が残留応力の種類により如何に影響されるかに就いて、調質圧延、矯正加工及び引張加工の三種の加工法を用いて実験を行った。

(2) 調質圧延後の時効に及ぼすロール矯正加工の影響

調質圧延材に於けるストレッチャー・ストレインの発生速度が、後続の矯正加工の条件により如何に影響されるかを知る為、調質後の時効時間を種々変えた場合、及び後続矯正行程の条件を種々変えた場合の「降伏点伸び」の再現速度を比較検討した。

以上の実験の結果次の各項の結論的に見出した。

(1) 調質圧延材は矯正加工材よりも時効速度が遅い。之は残留応力が高い為である事が判つた。

(2) 残留応力により「降伏点伸び」は消失するが、併し之は機械的性質の変化とは無関係である。

(3) マクロ的残留応力は主として圧延方向の「降伏点伸び」を消失せしめ、ミクロ的残留応力は直角方向の「降伏点伸び」を消失せしめる。

(4) 調質圧延に際しては、小径のロールを用いた場合及びロール面の粗い場合の方が「降伏点伸び」の消失に対して有効である。

(5) 軽いロール矯正加工により調質圧延板の降伏点再現が促進せられる。この理由として、ロール矯正加工により残留応力量が減少する事が考えられる。

(6) この点で強いロール矯正加工を加えた場合の方が軽い場合よりも有害ではない。Roller Levelling の程度が大きい場合の方が残留応力は減少する筈であるが、この場合にはミクロ的残留応力が増加するという事実があり、之が「降伏点伸び」の再現を防止するものと考えられる。

尙著者は軟鋼薄板の時効性及びストレッチャー・ストレインに関する一連の研究結果を次の3誌に報告しておく。

(1) ストレッチャー・ストレインに就いて

Iron and Steel: 27 (1954) 14, pp. 598~605

(2) 軟鋼に於ける歪時効の加速に就いて

Iron and Steel: 27 (1954) 14, pp. 628~30

(3) 軟鋼プレス時のストレッチャー・ストレイン防止に関する B.I.S.R.A. の最近の研究。

Sheet Met. Ind: 31 (1954) 331, pp. 909~920

(財前)

不銹鋼々線のスケール除去法 (J. H. Corson:

Wire and Wire Products, 29 (1954) Oct. 1143~1147)

不銹鋼のスケール除去法として、16% Cr 以下の鋼に対しては普通鋼と同じく抑制剤を添加した硫酸溶液で充分であるが、快削不銹鋼やオーステナイト系不銹鋼に対してはかかる酸洗いで不満足であり、これに代るものとして、近年熔融塩による方法が発達し盛に使用されるようになった。スケール除去を行うに際し考慮すべき事項は形成される酸化層の性状であり、使用される焼鈍法の形式の如何によつて、その性状は種々に変る。又不銹鋼の酸化層の化学成分に関しては近時多くの研究結果が発表されて居り、これらの諸性質を考慮に入れて、熔

融塩によるスケール除去法を解説する。現在使用されている不銹鋼のスケール除去法は極めて多種多様であるがそれらの中 AISI 430 及び 403 用として使用されている代表的な処理法の実例を挙げた。熔融塩によるスケール除去法の中、棒鋼及び太線に対しては、先ず品物を熔融塩浴中で処理後、水中に焼入れて拘着性を失つたスケールを剥離せしめると共に、附着した塩類を洗滌して後途中に水洗を挿入しつつ、各種の酸による酸洗を行うのが原則である。熔融塩には水素化ナトリウム (1~2%) とパーゴソルトの2種類があり、両者の効能、所要経費其の他に關する得失については、種々論議がある。

次の酸洗に対しても硫酸、塩酸の2種類が使用される前者は 10~15%、後者は 10~17% が最も効果的である。この場合抑制剤は不要である。又この酸洗の後、品物表面の汚物を酸化し品物に光沢を与えるために硝酸や硝酸が使用される。これらの他に最後の工程で過マンガン酸及び塩酸を使用するものもある。他方細線に対しては形成されるスケールが薄いために熔融塩を使用せずに硫酸と硝酸を用いるのみでよいとの意見と、熔融塩処理後硝酸にて酸洗を行う方法を用いるべしとの意見がある。この他に熔融塩処理後クルップ溶液 (15% H₂SO₄-2.5% HNO₃-2.5% HF) を用いる方法があり、極めて有効である。

実際作業としては、これら各種の方法の中最も目的に適したものを選び用いるべきである。(大西忠利)

塩浴加熱炉による線材の処理 (L. B. Rosseau: Wire and Wire Products. 29 (1954) Oct. 1150~1158)

塩浴加熱炉は各種の金属線の製造に広く利用され、その主な適用法としては、1) 各種金属の冷間伸線に於ける中間焼鈍、2) 主として銅、アルミニウム合金等の熔体化処理、3) 焼鈍又は熱処理材表面のスケール除去、4) 高炭素鋼のパテンティング処理、5) 亜鉛鍍金やカロライジングに先行する鋼線の洗滌やフラックスの塗布等が挙げられる。これらの各種の処理に対して新しい設計になる内部加熱型(電極浸漬型)塩浴炉は極めて有効に利用され得るものである。本稿に於ては鋼製又は磁性の塩浴槽を有するこの種の電極浸漬型塩浴炉を各種の材料並びに処理に対して使用する際の得失を実際操業に於ける各種の資料に基いて論じ、且、中間焼鈍、スケール除去、パテンティング其の他の処理に対するこの種の塩浴炉の取扱方法、構造、必要経費、作業能率、塩消費量、維持方法等について実例を挙げて詳細に説明している。中間焼鈍に使用される塩浴の種類としては、炭酸塩、塩化物、硝酸塩等でこれらは金属の種類と、使用温度に応じて単独又は適当な組合せで使用される。アルミニウム、銅並びにそれらの合金、低炭素鋼より高炭素鋼、更にオーステナイト系不銹鋼、Ni-Cr 合金に至るまで、良好な結果が得られる。スケール除去に塩浴炉を使用する場合、塩浴には水素化ナトリウム又はパーゴソルトが使用される。この方法は主としてオーステナイト不銹鋼 Cr-Ni 合金等に対して用いられる。パテンティングに対しては鋼線のオーステナイト化用、焼入用共に使用出来る、結論としてかかる塩浴加熱炉を金属線製造に使用すれば 1) 工場面積当りの生産t数が増加すること、2) 他の種

々の加熱法に比し最も小額の資本投下にて設備可能なること、3) 作業時間が大いに短縮されること、4) かかる塩浴炉の使用により、調整雰囲気加熱炉を使用せずとも、金属線のスケール形式を防ぎ得ること、5) 目的に応じて設計を変更すること及び同一設計で各種の用途に向けることが極めて容易である。6) 均一な温度分布と調節の容易なことによつて高品位の製品の得られること、等を挙げている。(大西忠利)

スルファミン塩鍍金槽による Ni 被覆

(Myron B. Diggins: Metal Progress, 65 (1954) No. 5, 132)

スルファミン塩溶液による Ni 被覆の最初の商業的使用は 1950 年 R. C. Barrett の方法の紹介が始めである。著者等の研究所では Barrett の鍍金槽の組成とは相当異なる溶液を研究した。その配合はガロン当りスルファミン Ni 40 オンス、塩化 Ni 4 オンス、硼酸 4 オンス、有機作用剤(SN-1)* 1 オンスを含む水溶液である。

鍍金槽の作業条件は温度 75~160°F, 電流密度 20~140A/ft², pH 3.5~4.2, その作業条件の影響は次の通りである。

温度は高い方が粒子は小さい。電流密度は高い程よい。140A/ft² で完全な結合と見られる良好な粒子特性を得た。pH の増大は析出物の内部応力と硬度を変化し又粒子組織の構造を変化した。特に影響の大きいのは有機作用剤でこの増大は粒子の生成と結合の進歩改善に著しい効果を持った。

析出物の物理的性質について、まづ応力は電鍍析出物にはつきものであり、特に電鍍工業において商業的に最もふさわしい皮膜は圧縮力を得ることが第一である。研究の結果、有機作用剤の添加によつてその応力は 100A/ft² まで電流密度を上げて常にも常に圧縮力を示した。硬い皮膜は多くの電鍍作業に必要であつた。これも有機作用剤の添加によつて硬度は pH 3.5~5.5 の範囲内でピッカースの 574~646 を得た。抗張力と伸は有機作用剤の添加によつて硬度の増加と同様に抗張力も増加した。しかし伸は減つた。高い電気抵抗力は塩化 Co と有機作用剤の使用によつて得られた。

この方法の応用は (a) 機械の部分品の保存と寸法の不正確となつたものの再調整。(b) 外形を変化させない目的のための大物被覆。(c) 電鍍作業、以上三つの分野がある。

* SN-1 はナフタリンとトリスルファミン酸混合物から得た。(川村弘一)

自動亜鉛メッキ (C. E. Fisher, D. F. Zlatnik: Metal Progress, 66 (1954) No. 3, 107~112)

Cu と Zn を節約するために真鍮の代りに鉄で薬莖をつくる場合、使用上の一つの制限は耐蝕性、特に海水に対する耐蝕性であり、これに関しては O. S. Spec. 1394 "Specifications for the Corrosion Resistance Requirements of Steel Cartridge Cases" に詳細にその仕様がきめられている。このため種々の防蝕法が考えられているが、その一つに Zn メッキがあり、本論文では Hanson-Van Winkle-Munning Co., 製の自動 Zn メッキ装置による Riverbank Ordnance Plant にお

ける実際操業の状況を多数の写真をかゝけて詳細に述べている。その工程の概要は次の通りである。

(1) 予備処理

(i) Cathodic Electrocleaner—酸洗を一様にするため表面の油、埃等の汚物を除去する清浄処理で溶液は 8oz/gal のアルカリ溶液、温度は 140°F, 電流密度は 30 A/ft² である。

(ii) Overflow Rinses—Electrocleaner の水洗

(iii) Pickle—酸洗で溶液は 10% H₂SO₄ 水溶液、温度は 150°F で Inhibitor を使用している。

(iv) Anodic Electrocleaner—酸洗で表面に出来た反応生成物を除去する清浄処理で 12oz/gal のアルカリ溶液を使用し、温度及び電流密度は (i) の場合と同じ、

(2) Zn メッキ

溶液は 15oz/gal NaOH+15oz/gal NaCN+Zn metal (5.5 oz/gal) で電流密度は Zn 被膜の厚さが 0.0003~0.0004inch の場合には 35.0~37.5 A/ft² である。

以上の各工程はいずれも自動的に且つ連続的に行われるもので、そのため電流密度の調製、溶液の濃度及び温度の一定保持、メッキ装置各部の補修が常に必要でありこれらについても詳しく述べている。(益子美明)

—鉄及び鋼の性質、物理冶金—

不銹鋼に対する稀土類元素添加 (Howard O.

Beaver, Metal Progress, 66 (1954) No. 4, 115~119)

高合金不銹鋼の熱間加工性を改良するために稀土類金属の添加が有効であるが、本報では Carpenter Steel Co. の経験にもとづき添加方法、作用の機構、改良される性質及び影響をうけない性質等について解説している。稀土類元素(原子番号 57~71)はその化学的性質が互に近似しているため最近イオン交換法が完成される迄工業的な分離ができなかつた。したがつて今まで不銹鋼に対する添加は天然の鉱石を還元して得られたミッシュメタルでなされ、その代表的な成分は 45~55% Ce, 20~30% La, <5% Pr, 15~18% Nd, 2% その他の稀土類金属, 0.5~3% Fe の如くである。他の添加法として稀土類酸化物に Ca-B, Ca-Si 等の還元剤を加えた混合物も用いられる。これらの添加により 308, 310, 316 型の不銹鋼ではたとえ残留稀土類元素が検出されなくとも鋼片又は製品歩留が改良される。しかし先天的に高温脆性をもつ耐熱鋼や耐硫酸合金に対しては前記のミッシュメタルを用い適量の残留量を得るように添加することが最良の加工性を与えるために必要である。最良の含有量は合金の組成により異なり主として Ni% に左右される。たとえば 28% Ni, 20% Cr, 3% Mo, 3% Cu, 0.07% C max. の耐硫酸鋼に対して稀土類含有量は 0.10~0.35% が最もよい。尚個々の稀土類元素の内訳の如何より、それらの全量の方が重要な基準となるようである。

稀土類元素の効果の冶金的機構は明確でないが、脱酸、脱硫、一次晶微細化、Sn, Pb 及び Ag 等の汚損元素に対する効果があげられる。又 Mo, Cu 等を含有する鋼に対し稀土類元素が残留すると加熱時の酸素の拡散を妨げ高温加工性を改良する。

AISI の各種不銹鋼に対し標準の Huey test を行つ

た結果では耐蝕性には稀土類元素の効果は見られず又常温高温の引張り強さ、衝撃値にもほとんど関係しない。時効性にも影響が見られない。一方クリープ破断強さは明らかに改良され、たとえば 310 鋼で 1200°F における 100h 破断応力が 25%、1000h では 13% 上昇する。伸、絞もよくなる傾向を生ずる。耐酸化性に対しては 310 鋼で稀土類元素の添加により 1900°F までは向上しそれ以上で急に悪化する現象が見られるがその理由は明確でない。(河井泰治二)

冷間圧延せる珪素鉄結晶の一次及び二次再結晶
(C. G. Dunn: Journal of Metals, 6 (1954) 5, 549)

A B 2つの単結晶が層状に重なり粒界が試片面に平行な板状二結晶珪素鉄試片を冷間圧延後焼鈍し、一次再結晶粒及び二次再結晶粒の結晶方位を調査した。

冷間圧延前の A B 各結晶の方位は夫々 (113)-[332] 及び (111)-[112] であり、之を 70% 冷間圧延すると夫々共通な [110] 軸に関して結晶方位が廻転して、A は (001)-[110]、B は (111)-[112] の聚合組織を示した。之を 980°C で焼鈍すると B は急速に微細な一次再結晶粒を生じ、A はゆつくりと大きな一次再結晶粒を生じた。更に長時間焼鈍すると二次再結晶が起り、この場合は A の大きな一次再結晶粒が B の小さな一次再結晶粒を喰つて生長してゆくことが認められた。

之は異方性珪素鉄板の (110)-[001] 方位の発達過程に重要な基礎実験である。(阿部秀夫)

鋼構造物の脆性破壊—その主要因子

(M. E. Shank, Metal Progress 66 (1954) No. 4 120~127)

鋼板構造物の脆性破壊は古くから鎮留したものに生ずることが現象的に観察されているが、第2次大戦時に溶接船体特に油槽船に頻発し大きな問題となつた。本報ではこの種の破壊に関係する多くの要因を説明していくつかの要因が総合されて破壊を生ずることを解説的に述べている。先づ急激な温度変化による熱応力のために破壊した例もあるが、他の要因が加わらなければ熱応力のみではさほど重要とは考えられない。次に拘束応力即ち船体の場合溶接による個々のメンバーの残留応力と組立工程に生ずる応力との総合された応力もそれ自体では破壊の主原因とはいえない。但し構造物に欠陥がありそこに残留応力が集中されて破断を生じた事例がある。

冶金的な要因として遷移温度が高いと脆性破壊が生じやすい傾向があり周知のごとく脱酸方法、フェライト粒度、成分、不純物及び熱処理等が影響を及ぼす。又冷間成形時の歪時効による脆化も要因の一つである。鋼板の切欠靱性と船体の脆性破壊との関連を統計的に調査した結果、破断の起点となつた鋼板の衝撃値は、破断の終点或いは破断しなかつた板に比し明らかに低値に分布しており、遷移温度が高いものが多い。尙あまり清浄でない鋼が屢々良質の清浄な鋼より衝撃値が高いことが注目される。

第2次大戦中の溶接船体破壊事故は屢々溶接の設計及び作業の不良のための明瞭な幾何学的不連続点を起点としているが、割れの進路は甚だしく溶接が不良の場合を

除き溶接接目に沿う傾向が見られない。これらの事故は衝撃的な作用に関連づけられるものは少なく重大な脆性破壊の 10% 迄がドックの附近又は静かな海面で生じている。したがつて他の要因がそるえば静的荷重のもとで脆性破壊を生ずることが明らかに知られる。(河井泰治)

残留オーステナイトの焼戻による硬度変化

(P. Stark, B. S. Lement: Journal of Metals, 6, 9-I, 1074)

H. Hanemann によれば 1.7% C 炭素鋼の残留オーステナイトのマイクロ硬度は焼戻によつて高くなる。焼戻温度 260°~280°C で最も高い値を示しテムマルテンサイトと同一硬度になる。Hanemann はこの現象は焼戻の際に残留オーステナイト中に微細なマルテンサイトが生成するためであると説明したが、最近 B. S. Lement, B. L. Averbach, M. Cohen はオーステナイト中に直径約 1000Å のサブグレインの存在を認め、焼戻に際してはその境界に炭化物が析出するために硬度が高くなるのではないかと推定した。著者は 1.7% C 炭素鋼の残留オーステナイトの焼戻後の硬度を荷重 25g のマイクロヴィッカース硬度計で測定した結果、硬度が高くなる部分と硬度が不変な部分とがあることが認められた。更に 2000 倍の倍率で顕微鏡組織を観察した結果、硬度が高くなるのは表面マルテンサイト (Surface martensite) の形成によるものであることが分つた。残留オーステナイトを焼戻してから試片表面を研磨する時に表面マルテンサイトを形成し易い。(阿部秀夫)

鉄中の硼素の拡散 (P. E. Busby, C. Wells: Journal of Metals, 6 (1954), 9-I, 972)

硼素の鉄中への拡散に関する実験から C. Wagner の式を用いて拡散を算出した。

$$\alpha\text{-鉄中の拡散係数 } D_{\alpha} \text{ は, } D_{\alpha} = 10^6 e^{-62,000/RT}$$

$\gamma\text{-鉄中の拡散係数 } D_{\gamma} \text{ は, } D_{\gamma} = 2 \times 10^{-8} e^{-21,000/RT}$ で示される。硼素は $\alpha\text{-鉄}$ に対しては置換型固溶体、 $\gamma\text{-鉄}$ に対しては侵入型固溶体を形成する。

C. Wagner の式を用いて $\alpha\text{-鉄}$ 中への硼素の固溶度を計算してみると、850°C で約 0.0004% という値が得られる。これは C. C. McBride 等による Fe-Fe₂B 系状態図とよく合致する。(阿部秀夫)

軸方向に応力を受ける構造用鋼 (O. Krifka: Stahl u. Eisen 74 (1954) 12, 760)

水力及び蒸気タービン翼車は、使用中半径方向の応力を受けるものであるから、材料試験規格としては調質後の鍛造品の内外部から断面試料を採り、高度の機械的試験に合格するものでなければならぬ。其の製造上の難点は、二次及びV状パイプ、砂疵、偏析、白点等の欠陥に依つて内外部共比較的均一な組織の鍛造品を造られない事である。殊に二次及びV状パイプは致命的な欠陥となるべきものであるが、超音波探傷機を使用しても判らない事がある。

著者は Kapfenberg の Böhler 工場に、2 基の 18t 電気炉を使用し、C 0.3%, Si 0.3%, Mn 0.7%, Cr 0.7%, Mo 0.3%, Ni 2% 其他 2, 3 の鋼種で 18~34t の鋼塊を熔製し、鍛造調質の後内外部試料の機械的性質破面、マクロ及びマイクロ組織の調査を行い次の結論を得

ている：従来塩基性電気炉鋼は白点が発生し易いと考えられて来たが、酸化精練中Hの除去につとめ鍛造後の徐冷に注意すれば塩基性電気炉鋼でも白点は発生せず却つて純度の高い良鋼が出来る。錆びた材料を使用したからといって、直ちに鋼中のHが増加するとは限らない。要は熔解過程の如何に影響される。スクラップ法で純度の高い鋼を熔製するには、装入原料中に少くとも1%以上のMnを含ませ精練末期でも0.2%、出来得れば0.3%以上のMnを保持すること。熔溶Cは製品Cより0.7%位高くして、CとMnを一定限度に保ちつゝ酸化精練を行う。還元期はCに依る拡散脱酸を主体として少目のMn-Si (Mn 60%, Si 15%) とAlを使用して脱酸生成物を少なくする。Ca-Si (Ca 30%, Si 60%) の使用は脱Sに有効である。炉材に対する注意を怠つて鋼滓中に多くのMgが含まれた場合には完全な精練は出来ない。

低温鑄込と鑄込速度を小にすることは、砂疵を多少増加する傾向はあるがV状パイプを減少させる第一の条件である。鑄込温度は1410~1425°C (補正せず、 $\epsilon=0.4$ として補正し1538~1555°C) の狭い範囲に是非とも管理せねばならない。1440°Cでは明にV状パイプが増大する。鑄込時間は34t鋼塊で頭部まで15~20mn、上昇速度150~100mm/mnが適当である。鑄込中の跳ね返りは酸化した飛沫が巻き込まれるので、砂疵及び介在物の原因になる可能性がある。水分を除去した鑄型塗料を塗布する事は、鑄型内を還元雰囲気とし冷たい空気の浸入を防ぐ上に効果がある。頭部加熱は鋼塊歩留を向上させ内部組織を均一にするのに有効であるが、鑄込温度は多少高目にせねばならない。Moの添加は内部組織の均一化を促進させる。

V状パイプのある鋼塊を据込鍛造と伸鍛造を繰返して之を改善しようとしても其の効果は疑わしいものである。又調質に依つて内部の機械的性質の向上を計つても其の効果は著しいものではない。鍛造方法が不適當である為に内部欠陥を増長せしめる事がある。

要は品質の良い鋼塊を造る事が第一であつて、以上の注意を守つて熔製し、鍛造調質した試験材では内外部共機械的性質の差異は少く、降伏点50kg/mm²以上、抗張力70kg/mm²以上、伸20%以上の成績であつた。

(酒井晋一郎)

航空機用合金鋼の開発における問題

(F. L. Ver Snyder: Iron & Steel Engineer 31 (1954) May p. 115~123)

ジェットエンジン部品には高速回転繰返荷重及び温度勾配の結果、高温に於て高応力が生ずる。材料としては常温の機械的性質の他に高温のクリープ、ラプチャー、疲労強度を考えなければならない。タービン翼は小さい面積で高温高応力をうけねばならないし部品が共振することも考えられるのでラプチャーと疲労強度は重要な因子である。それで従来はこれら材料を評価するのに非常に時間のかゝる試験が必要であつた。Larson & Millerはラプチャー及びクリープ強度と温度時間の関係を見出しこの困難を非常に緩和した。即ちラプチャー及びクリープ強度を表わすのに従来は夫々の温度について、応力-

時間曲線が必要でそのために時間がかつたが之を応力-T($C+\log t$)で示すと直線関係ではないが一つの材料について一本の曲線で表わされ時間を温度に交換することが出来るので試験時間を節約することが出来る。ここでTは華氏絶対温度tは時間、Cは材料による常数で通常20である。エンジンの前部には圧縮機があり現在はAl合金12Cr鋼が用いられているが将来はTi合金が用いられるだろう。中央部には燃焼室と静翼があり燃焼室ライナーは従来1800°Fに於ける材料の抗張力の高いものが寿命が長いとされていたが放熱孔を多くつけた新しい設計のものでは成形性及高温の靱性の点から抗張力の低いものが望まれ現在ではInconelが最も良いようである。静翼部は321不銹鋼の帯にHS21の翼を熔接してある。之は急熱急冷に耐えねばならないが現在HS21の精密鑄造品を用いている。後部はタービン翼車がある。この材料は英、独ではフェライト系、米ではオーステナイト系が多い。16-25-6が広く用いられこれの鍛造条件がラプチャー靱性等に影響する。又hot cold workを行い降伏点、ラプチャー強度を上げている。使用条件の苛酷化に対する問題のいくつかはElectric Ingot Processのような方法で解決された。タービン翼の材料はCo基(S816)Ni基(Nimonic M252)等があり高温疲労の点で鍛造材が用いられている。S-816は1200~1500°Fで用いられNi基Ti時効合金としてM252は1500°Fまでの温度で使用される。これらの材料を精密鍛造により翼を製作するTiを含む合金の熔解はTi-Carbo-Nitrideが生成し鍛造を不能にするので添加合金の良いものを用い熔解鑄込温度に注意し熔解鑄込時湯面を雰囲気から遮断することが大切である。又Ni基の材料は鍛造及び燃焼処理中に粒界酸化を起しオーステナイト系の材料は翼表面の冷間加工をうけた部分が使用中に再結晶層を生じ高温の性質を害する。しかし之等の問題は翼の電氣的切削で解決した。Tail Coneに対しては現在321型不銹鋼が用いられている。

(鈴木 章)

鋼にとつて代る船舶用高級鑄鉄 (E.C. Pigott: Iron & Steel, 27 (1954) 10, p. 441~445)

毎年5,000~12,000tにのぼるスチーム及びディーゼルエンジン船用として生産された鑄鉄(B.S. 1452)が技術的な向上によつて450~500lb/in²の水圧試験とB.S.規格で制定された厳格な材料試験を通過して政府の認可を受ける事となつた。

筆者は、この鑄鉄鑄物の選択の動機並びに採用するに至つた経過などを次の如く述べている。

英国では曲軸、歯車、ポンプ、スピンドル、工具の柄等に片状黒鉛鑄鉄を用い非常に成功しているが、球状黒鉛鑄鉄は2,000の工場の内、僅か一つしか作つておらずイノキュレートされた片状黒鉛鑄鉄は研究所指導のもとに生産されその用途はかなり広げられている状態であつた。そこで、戦後、船舶規格協会は飽和蒸気用鑄物には厳格な規格を設け、普通鑄鉄は150lb/in²以下の蒸気圧の下に限つた。中央船舶機関会社も材料の改訂にあづかり流動性、強度、収縮率、などを修正した。鑄鉄が船舶鑄物として有利な点の一つは運搬が迅速に行われ造船船修理に間に合う事である。飽和過熱蒸気の為めの鑄鋼

の代用として Al ブロンズ B.S. 1400, ABI~C, が選ばれたけれども 600°C で僅か 4% の伸のために斥けられた。そして 1950 年に B.S. 1452 の 20 級, 23 級の高級熱処理鋳鉄が鋳物試験, 排気試験を条件としての認可が保証された。

次に, この鋳物の製造であるが, 木型と中子箱は黄松を用い放射状の部分には共通な材料で作られ収縮許容は 1 呎につき 3/16 吋が採用された。型込は人手による乾燥砂型が大部分で表面には篩にかけた Durkam 土壌 39%, 埋立砂 60%, ベインナイト 1% で強化されたものが使用されている。中子砂は Kordol 3%, Spermolin 2% の Chelford シリカ級で固めて作られている。黒鉛を塗る場合は乾燥前に行われ乾燥は回転空気炉で 200~250°C の温度で行われている。炉は初めに 42 吋キューポラを使用したが過熱による成分変化を来すので液体燃料のロータリー型 Stein-atkinson 炉を用う様になつた。中絶的作業を行う関係上, 耐火材料は Knistley ガニスターが選ばれた。このガニスターの化学成分は SiO₂ 90%, Al₂O₃ 6%, FeO 1%, で寿命は 100~150 熔解, 粒度は 30 B.S. mesh より細かく, 膨脹は 6% 水分で最小である。燃料の消費は 20~30gal/h で使用前に 60°C に予熱されることになつている。熔解時間は炉が回転される 1h の過熱時間も含めて 3h で, 成分は採取試料の分析によつて調節されている。1470°C で茶瓶型の取鍋に移され 0.5 吋以下の薄い鋳物は 0.4% 以上のフェロシリコンで処理されている様なわけである。

B.S. 1452 級 20 に就いては既に 1948 年次表の如く発表されている。

鋳物の主断面の厚さ in	屈 撓 試 験			
	鋳造まの直径 in	スパン in	平均破壊荷重 lb	破壊歪 t/in ²
3/8~3/4	0.875	13	1625	33.2
3/4~1 1/8	1.2	18	2700	31.9

	抗 張 力			
	撓み in	ゲージの直径 in	而 積 in ²	平均抗張力 t/in ²
3/8~3/4	0.120	0.564	0.250	21.0
3/4~1 1/8	0.190	0.798	0.500	20.0

最近の進歩から鋳鉄の性質を決定するのは黒鉛の存在状態よりも, 寧ろその条件であると言うことが出来る。要するに片状黒鉛は好ましい性質を有するけれど延性や強靱性を破壊する。之は取鍋処理で以つて球状黒鉛とする事に依つてかなり改善される。鋳鉄の価格は鋼のそれに較べて半分であるが単に安価な鋼の代用品と見るのは認識不足も甚しい。鋳鉄は鋼と同じく抗張力は 300°C で最高であるし, 熱歪に関する限り鋳鉄は弾性係数の低い事で決定的に有利である。作業温度がパーライトを分解する程高くなければ疲労強度もさして低下しない。延性の点で鋳鉄は欠いているが延性は材料の根本的性質でないから, 延性以外の性質を要求する数えきれない用途がある事は確かで B.S. 1452, 級 20 はそうした所に役立つ筈である。(谷 昌博)

低 Co, Cb タービン翼用鋳造合金 (W. Siegfried and F. Eisermann: Metal Progress 67(1955)No.1)

精密鋳造により製造するガスタービン翼は他の製造法による翼より製造面に長所を有している。ズルツァー社では精密鋳造用耐熱合金として Co, Cb の如き貴重元素を節約した合金につき一連の研究を行つた。第一に 25% Ni, 18% Cr, 0.2% N の地で残 Fe と LC は 0.1 0.2, 0.3% とし W, V, Mo, Np の総計が 4~6% の合金にて 700°C のクリーブ破断試験を行つた。この結果 V を含まぬものが最高の強度をもつていたので, 第二に上記基本系の Ni 8% の代りに Co 4%, Mn 4% におきかえると最高の高温強度を得ることを認めた。第三に第二の基本系にて第一と同様 W, V, Mo, Cb の総計が 6% なる如き合金にて同様の試験を行つた。

以上により 0.1% C, 0.2% N, 18% Cr, 17% Ni, 4% Mn, 4% Co, 1% Cb, 2% W, 3% Mo が最高の性質を有することを認め, この合金について生産上予期される成分範囲で熱処理法をかえて 650, 700, 750°C でのクリーブ破断試験を行つた。この結果本合金は G18 B に比し Co, Cb を 1/2 以下にして 750°C でのクリーブ破断強度が尙高いことが明かとなつた。

鋳造合金と鍛造合金との熱衝撃に対する抵抗を比較する為熱衝撃試験を行つた。Nimonic 80, S 816 (鍛造材) H.S. 31 (鋳造材) の同一形状翼について熱衝撃試験を行つたが, Nimonic 80 は H.S. 31 と同等若しくはそれ以下の熱衝撃抵抗性をもち S 816 のみ良好であつた。鋳造材が鍛造材より熱衝撃に対する抵抗が少いと考えるのは誤である。(長谷川太郎)