

抄 録

—耐 火 物—

溶鋳炉炉床の寿命に関する考察

(E. WILMS and L. DIEFENBACH: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 11, p. 548~559)

炉底破損の機構は、一般に炉底の割れや欠陥に溶銑が浸入して、その浮力で耐火物が破損すると考えられているが、大きな寸法のカーボンレンガを用いた場合は、別の機構が考えられる。炉底および炉床壁に存在する吸収銑鉄層は、数日間の周期で対流しており炉床壁のそれは冷たく、重くなり炉軸付近では上から加わる熱量が下から逃げる熱量より多い場合には再加熱によつて軽くなり対流を生じる。吸収銑鉄は、液相温度以下になると高炭素相と低炭素相に分かれ、低炭素相は、再加熱の際に炉底より炭素を吸収して軽くなり上へ移動し、一部は溶銑中へ戻る。炉底部の温度が炉床壁の吸収銑鉄の温度と同じかそれ以下であれば対流は起こらず、炉底破損を生じない。つまり炉底部の冷却と熱の逸散を工夫して吸収銑鉄への炭素の溶解反応が停止するに十分な温度以下に下げることが必要である。August Thyssen の Ruhrort 工場の7号高炉は炉床上部を水冷、下部を強制空冷とし炉底には炉底板とカーボンレンガの間に熱伝導度の高い黒鉛板が7 cm の厚さで挿入されている。炉床内径9 m、炉床壁厚さ0.7~0.8 m、出銑口面から炉底下端までの距離は2.6 mで、冷却空気は17500 Nm³/hr の能力のプロワー2台で送られた。この高炉は、もつぱら Basic Bessemer 銑を造り、炉底温度は、炉底板と黒鉛板の間の3つの同心円上に挿入された16本の熱電対で測定された。火入れ後約1年で炉底下端の温度上昇が終り、明らかに破損のプロセスが終了した。実測による熱の移動量 α は、冷却炉底の放射方向で $\alpha = 6.36 + 4.32\bar{\omega}_0$ kcal/m²·hr·deg. ($\bar{\omega}_0$ (m/sec) = 平均の冷却空気速度)、炉軸方向で $\alpha = 40 \cdot \omega^{0.4}$ であつた。黒鉛板の厚さは炉床径Dに関係する。炉軸部分でのカーボンレンガの残部の厚さをできるだけ厚く保つには、H/D (H = 出銑口面からカーボンレンガの炉底下端までの距離) の大きい高炉では比較的薄い黒鉛板で十分であり、H/D の小さなものでは厚い黒鉛板を必要とする。(梶永剛啓)

—製 銑—

低堆積銑石還元におけるたて方向のガス混合の重要性について

(E. FÖRSTER et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 4, p. 249~253)

還元速度係数におよぼす銑石の表面でのガス流境界層の影響、還元ガスのたて方向の混合におよぼすガス流速および銑石粒の層数(堆積銑石の単位深さ当たりの銑石粒の積層数)の効果、これらの理論に関する実験的証明、銑石粒の層数およびガス流速に関する還元速度の修正について述べている。

還元の反応速度には、次の式を用いた。

$$\ln \frac{C_{gl} - C(x)}{C_{gl} - C_A} = -k \frac{x}{u}$$

ここで C_{gl} は固相と熱力学的に平衡なガス中の CO₂ あるいは H₂O の体積分率、 C はガス中の CO₂ あるいは H₂O の体積分率、 C_A は銑石層にふれる CO₂ あるいは H₂O の体積分率、 k は速度係数 (l/sec)、 x は流れる方向に沿った距離 (cm)、 u は流速 (cm/sec) である。

実験結果、次のようなことが明らかとなつた。すなわち、ガスによる銑石の還元速度の計算に際しては、流動ガスのたて方向の十分な混ぜ合わせを考慮すべきである。その際に、銑石粒の層数および流速に関して修正をする必要がある。両者の修正の傾向は反対である。

銑石粒の大きさが大きいあるいは粒の層数が少ないときは、銑石の層数に関する修正が大きくひびく。銑石粒が小さいとき、あるいは粒の層数が多いときには、ガスの流速に関する修正が必要である。鉄鋼試験法 1770-64 にもとづく今までの還元実験では、たて方向のガスの混合に対する流速の影響があまり考慮されていない。

(雀部 実)

高炉に似た条件下での銑石、焼結銑、ペレットの溶融時の挙動

(K. D. HAVERKAMP et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 5, p. 319~327)

高炉内における装入物の溶融時の挙動について調査するために、Kiruna D, Wabana, Rif, Minette 銑石、塩基性および酸性焼結銑、マルコナペレットが高炉と類似条件で加熱還元された。Wabana および Rit 銑石については、部分還元した銑石を Ar 気流中で昇温し、スラグの溶融温度はスラグ分の組成と残存 FeO 量により決定されることが事前に調査された。

試料 1 kg を黒鉛容器に入れタンマン炉中で、40% CO、残 N₂ の還元ガスを 5 Nm³/hr の割合で流しながら 4°C/min の昇温速度で試験した。溶融の過程は次の3種に大別される。大部分の銑石では、還元により生成した粒子外周の強固な鉄殻が黒鉛容器および黒鉛皿との接触部で溶けるとともに、すでに溶けている内部のスラグが流出する。この温度は 1200°C ~ 1300°C である。難還元性または、気孔の高い銑石で外部に強固な鉄殻を形成しない場合は比較的低温でスラグが溶出する。装入銑石の脈石分が塩基性で融点の高い場合は、炭素と鉄の接触を固相のスラグが妨げるため 1300°C を越える温度でも装入物のすべては溶解しない。

溶融したスラグの組成は、FeO を除けば、装入物のスラグ分の組成と同一で、FeO 含有量はスラグ中の“free の SiO₂ 量”と正の相関がある。これは SiO₂ を含むスラグからの FeO の還元が困難なことに起因している。

溶解した銑鉄中の C 含有量は平均で 3.8% であつた。

実験結果の検討から実操業高炉内においても上述の実

験と同様な過程で鉄鉄の生成，溶融が起こっていることが推定され，試験高炉のゾンデサンプルもこの推定をうらずけている。(福永 剛)

攪拌装置を用いた高炭素含有鉄の脱硫

(H. P. SCHULZ et al.: Stahl u. Eisen, 88(1968) 7, p. 321~326)

Östberg 脱硫法の評価を行なうため，モデル実験と45 t とりべを使用しての実験を行なつた。以前の研究は，遠心力ポンプの影響と，とりべの大きさの影響を考慮していないが，本研究ではこの点を解明することに力点をおいている。

	T.Fe	Met.Fe	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	S	P ₂ O ₅
A	57.17	— (0)*	2.23	75.2	0.72	8.13	8.84	0.50	0.65	0.027	0.08
B	71.93	38.3(53.3)	32.0	12.5	0.85	9.35	0.8	1.34	1.03	0.15	0.23
C	69.68	32.5(46.7)	37.9	11.01	0.24	7.54	6.44	2.24	1.37	0.29	0.07
D	69.30	35.2(50.9)	32.4	12.73	0.26	7.98	6.80	2.37	1.45	0.27	0.08

まず本研究では，östberg 法の回転パイプの水平方向を閉鎖して遠心力ポンプの作用を殺して脱硫実験を行ない，ポンプ付きの場合とあまり異なる実験結果を得た。さらに，遠心力ポンプの作用を解明するため，水とコルク粉を用いて模型実験を行なつた。この結果，遠心力で吐出された湯の流れは，とりべの壁で方向転換を行ない，溶鉄中の熱対流を強化し十分な攪拌を行なうことがわかつた。しかし，脱硫に与える効果としては，回転体の回転部長さと回転数を正しく選択することが脱硫剤を正しく選択したときに得られる効果に匹敵することがわかつた。

遠心ポンプを用いず回転攪拌のみを行なう新しい方法で45 t のとりべを用いて，脱硫剤をCaC₂とし1350~1400°Cで15minの脱硫実験を行なつた。このときの脱硫剤使用量と脱硫率の代表的な値を表に示す。なお，同時に行なつた時間の短い脱硫実験から，脱硫時間は6~9 minで十分であることがわかつた。この結果，簡単なöstberg法は遠心ポンプ付östberg法，あるいは設備費の大きい振動とりべ法に匹敵するものであることが証明された。

また，ふつうの方法はスラグをかき出すことで脱硫は改善されるが，本法ではスラグをかき出すことは必ずしも必要ではない。本法ではCaC₂以外の脱硫剤も使用することができる。

[表] 脱硫剤使用量 (kg/t鉄鉄)	脱硫率 (%)
3.5	50
5.0	70
10.0	90

(雀部 実)

試験高炉における還元ペレットの溶解試験

(B. Л. ЖУРАКОВСКИЙ et al.: Stal, (1968) 5, p. 392~396)

最近，アメリカ，カナダおよび日本で高炉への予備還元装入物の適用試験が行なわれ，いずれも炉の生産性の増大ならびにコークス比の低下の面でかなりの成績を得たことが報告されている。本稿は，ソ連の中央鉄冶金科学研究所にある内容積6m³の試験炉で行なつた各種還元ペレットの溶解試験について述べている。

本試験炉はソ連の内容積1386m³の標準型高炉と同じプロフィールを有し，羽口は径60mmで90°の角度で4本配置されている。また付帯設備として，800°Cの熱風を保証する熱風炉2基，完全に自動化された装入系統ならびに酸素および天然ガスの添加装置が備えられている。

試験に使用したペレットはFe 63~66%のマグネタイト精鉱から製造した普通の自溶性ペレット(A)およびその還元ペレット(B)，ならびにFe 64~65%の精鉱から得た還元ペレット(C, D)の4種である。これらペレットの化学組成は次表のとおりである。

* かつこ内の数字は金属化率。Met.Fe/T.Fe×100%

以上の各ペレットについてそれぞれ100%装入の溶解試験を行ない，通常の自溶性ペレットおよび還元ペレットの製錬諸指数の対比により還元原料の製錬諸指数におよぼす影響を調査した。なお本溶解試験のおもな操業条件としては，各期間とも送風量16~18m³/min，熱風温度773~785°C，送風湿分7.3~8.0g/m³に保たれ，鉄鉄中Si 0.6~0.9%を目標に操業した。

以上の試験結果から，装入物中金属化率10%当たりコークス比で4.85~5.65%の低下，そして炉の生産性で1.78~2.44%の増大が確認された。これらの数値は諸外国の試験結果に比していずれも低い値であるが，この相違は還元装入原料の金属化率の違いによるものと思われる。また還元ペレットの装入と併行して(ペレットAおよびDで)天然ガスを吹込み，それによるコークス比のより一層の低下が期待できるかどうかをも調査したがその効果は認められなかつた。(鈴木吉哉)

— 製 鋼 —

鋼の凝固時における酸化物系および硫化物系介在物の生成について

(C. A. DUCKWITZ et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39(1968) 5, p. 333~338)

実験は真空高周波炉を用い，アルゴン雰囲気で行なつた。真空容器内には，ある定められた時点で次々と溶湯から試料を採取できるように試料採取装置をとりつけた。供試材としては工業用純鉄約900gを用い，硫化物系介在物がはつきり確認できるように0.05~0.2% Sを添加しさらに約1% Mnを溶湯に加えた。ルツボはアルミナルツボを使用した。

脱酸剤にはZrを用いた。Zrを使用したのは，この実験を行なつた時点で，L. V. BOGDANDYらによりZr酸化物の均質核生成に必要な臨界過飽和度が明らかにされていたため後の考察が行ないやすいからである。Zrは粉末状にして，キャリアガス(Ar)により溶湯表面に吹きつけた。Zr添加は約30sec続けたが，この途中で試料採取を開始した。

このようにして，凝固速度 v および過飽和度 α_0 (An-

fangs-übersättigung) の影響について検討を行なった。

得られた結果の一部を示すと次のようである。

酸化物系介在物間の平均距離 x は v および α_0 により定まり、 α_0 が小となり介在物間の距離 x が大となると介在物は網目状の分布をとり、 α_0 が大となると分布は不規則となる。また本実験の条件下では、網目状の介在物は oberhoffer 腐食により見られる初晶粒とは一致しなかった。

次に E.P.M.A. により介在物を調べ、硫化物は単独では生成しておらず、常に Zr 酸化物からなる核を有しておりその周辺に S-rich な層があることが明らかとなった。介在物間距離は S 量には依存していなかった。したがって本実験条件下においては、凝固前面では Zr 酸化物が核生成能が大きい相でありそのためまず Zr 酸化物を生じそれに硫化物が生成したのである。しかし酸素量が少なく強脱酸を行なった場合には、硫化物が凝固前面で最大の核生成能を有し一次的に硫化物を生ずることも当然考えられる。

(斎藤鉄哉)

合金元素を含む溶鉄の炭素の酸化速度

(S. N. PADERIN and S. I. PHILIPPOV: Izvestia Vysshii, (1968) 5, p. 5~10)

3 元素溶鉄の脱炭過程の速度論的研究。第 3 元素として(炭素活量を変化させるものとして)Nb, W, V, Mo, Ni, Co, S および(酸素活量を変化させるものとして)Ni, W, Co, Mo を選んだ。実験: 高周波加熱炉-250 kg 溶解, 脱炭ガス- O_2 または O_2+N_2 , ガス吹きつけ管-1 mm ϕ , 管の先端-溶鉄面から 40 mm 上に位置, 脱炭量の決定-排ガス分析と溶解試料分析。結果: 炭素臨界濃度 $[C]_{crit}$ -ある酸素供給速度において気相側の酸素供給が脱炭を律速する状態から反応帯への炭素の供給が律速する状態へ移行するときの炭素濃度-以上について。(i) 第 3 元素の種類および量には無関係。純酸素 $400 cm^3/min$ で脱炭したときの脱炭速度定数 $\alpha = \alpha_0 \exp(-E_a/RT) = 2.75 \exp(-7300/RT)$ を得た。(ii) ガス流速変化に関して $\alpha = \alpha_0'' (V/V_0)^n = 1.26 (V/V_0)^{1.0}$ (V_0 は標準ガス流速 $= 100 cm^3/min$) を得た。 n は流体力学的状態に依存。(iii) 酸素分圧変化に対しては $\alpha = \alpha_0''' (P/P_0)^m = 1.875 P_{O_2}^{-0.125}$ を得た。以上をまとめて $-d[\%C]/dt = 1.41 \exp(-7300/RT) \cdot (V/V_0)^{1.0} P_{O_2}^{-0.125} \cdot S \{O\} / V_m$ (V_m は溶鉄の容積, S は反応表面積, $\{O\}$ はガス中の酸素濃度 mol/cm^3)。硫黄と窒素は特異。脱炭速度は $[\%S] < 0.06$ で一定, ガス中の $\%N_2 = 10 \sim 12$ で極小値をもつ。(iv) $[C]_{crit}$ におよぼす第 3 元素の影響。理論的に $[C]_{crit} = a + bV_{O_2} \cdot P_{O_2} / \gamma_0 e^{-E/RT}$ が導かれている。 a, b -溶鉄の条件が変わっても一定の定数, $\gamma_0 = D_0/\delta$ -炭素の供給速度定数, D_0 -炭素の拡散定数, δ -拡散境界層の厚さ, V_{O_2} -酸素の流速, P_{O_2} -ガス中の酸素分圧。実験値は理論と一致して次のような結果を与える: W, Mo, Nb, V は $[C]_{crit}$ を増大させるが, 温度が高いととくにそれは著しい。Ni はわずかしかな影響を与えない。第 3 元素は D_0 を通して $[C]_{crit}$ に影響を与える。W, Mo, Nb, V のごとく溶けにくい金属の添加は溶鉄の粘性を高め炭素の反応帯への拡散を困難にする。

(小林三郎)

高能率吹錬における転炉浴への酸素供給特性が反応経過におよぼす影響

(B. V. NIKIPHOROV et al.: Izvestia Vysshii, (1968) 5, p. 57~60)

現在のソ連の転炉の酸素消費量は $2.2 \sim 2.9 m^3/t \cdot min$ 。現在の多孔ノズル噴気管で酸素吹量を増大させると鋼のスプラッシュとスラグ形成の悪化を招き脱リン脱硫効果が低下する。この欠陥を補って吹量をさらに増大するには酸素を分流化し反応帯(火点)を拡大し浴中深くまで大きな速度で酸素を供給するような噴気管を用いなければならない。そこで酸素吹錬強化の過程を 80 kg 転炉で研究した。噴気管は主ノズル (2 mm ϕ) 1 本, 副ノズル (1.5 mm ϕ) 3 本からなる(A)。副ノズルはそれぞれ主ノズルに対して 45° 傾きその先端は後者の先端より 50 mm 上方にある。酸素量は $4.5 \sim 8 m^3/t \cdot min$ 。比較のため主ノズル (2 mm ϕ) のみの噴気管 (B) についても吹錬実験を行なった。吹錬前 $1290 \sim 1340^\circ C$ 。吹錬開始とともにまず石灰 3.5 kg と蛍石 0.2 kg 添加。普通 6 min 後強力な吹錬のときは 4 min 後にさらに石灰 1 kg 添加。吹錬を中断することなく金属とスラグの試料採集。

結果: (i) スラグの塩基度: (B) では吹量増加とともにスプラッシュ激化。一次スラグの飛沫の転炉の上部耐火物への固着量は吹量とともに増大。このことにより終点において不溶解石灰が残っているにもかかわらず石灰が完全溶解したときの装入物計算によるスラグの塩基度よりその塩基度を高める。(A) ではそういうことはなく石灰は完全溶解。(B) とは逆に(A)では吹量の大きいとき終点でスラグの塩基度が低下するのは認められず, (A) ではスラグ塩基度安定。(ii) スラグ中の鉄含有量: 吹量 $> 6 m^3/T \cdot min$ のとき (B) では全期間を通じて低い (A) では前半においてのみ認められるだけ。(iii) 脱炭速度: (B) では脱炭速度に急激なピークが現われるが (A) では反応面拡大のため変化がなだらかな。(iv) 吹錬時間に対する吹量の関係: $5.5 m^3/T \cdot min$ 以上では (A) のほうが短かくこれ以上では逆。これは $5.5 m^3/T \cdot min$ 以下では (A) においては酸素流が極端に弱くなるため。

(小林三郎)

粉状物質の吹き込みによる炭素鋼の脱リン

(N. A. SMIRNOV and M. F. SIDORENKO: Izvestia Vysshii, (1968) 5, p. 71~74)

現在鋼の脱リンに石灰または(石灰+蛍石)粉を用いる試みがなされている。この粉だけでは脱リン作用はない。リン酸化物形成には同時に酸化鉄が必要なので酸素とともに鋼浴に吹き込むとスラグ中の酸化鉄濃度を高め脱リンが促進される。

脱リンの律速段階はスラグ中のリンの拡散であるといわれている。リンの拡散係数は熔融スラグに対しては $10^{-5} cm^2/sec$, 固体スラグに対しては $10^{-7} \sim 10^{-9} cm^2/sec$ 。よってスラグは酸化鉄濃度が高いことと粘性の低い液体であることが必要である。状態図その他の物性値から考えて脱リンに最適の脱リン剤粉の組成は 75% 石灰 + 15% $\rightarrow$ マタイト + 10% 蛍石と考えられる。この点を確かめるために 50 kg 誘導炉で脱リン実験を行なった。i) 実験: 鋼の最初の組成 $-0.048 \sim 0.071 [\%P]$, $0.50 \sim 0.86 [\%C]$ 。脱リン剤(混粉)-粒径 $< 1 mm \phi$, 消費量-鋼浴

に対して $4.79 \sim 5.16\%$, 組成-(石灰+ヘマタイト+螢石) = $75\% + 15\% + 10\%$, $70\% + 20\% + 10\%$, $60\% + 20\% + 20\%$ および $70\% + 15\% + 15\%$. 酸素消費量-1溶解当たり 0.20m^3 . 吹き込み管-内径 $8\text{mm}\phi$, 鋼浴中 80mm 浸漬. 脱リン時間-2min. 温度-吹鍊前 $1560 \sim 1580^\circ\text{C}$, 後 $1565 \sim 1620^\circ\text{C}$. 試料採取-30sec 毎. ii) 結果: 脱リン剤組成が $75\% + 15\% + 10\%$ のとき脱リン効率は最良であつた. iii) 考察: 他の研究者のデータ ① 80% 石灰 + 20% ヘマタイト, ② 100% 石灰, ③ 80% 石灰 + 20% 螢石, ④ 100% 石灰石, ⑤ 86% 石灰 + 9.4% ヘマタイト + 4.6% 螢石との比較. 比較の結果 (i) 石灰または石灰石 100% より石灰-ヘマタイト+螢石混粉の方が脱リン速度はずつと大きい. (ii) 脱リン終了時の分配率 $(\text{P}_2\text{O}_5)/[\text{P}]$ とスラグの $(\text{CaO})/\Sigma(\text{FeO})$ との関係より $(\text{CaO})/\Sigma(\text{FeO}) = 1.25$ のとき分配率は最大. (iii) 脱リン剤の使用量と脱リン度との関係より粉量 3% までは脱リン度は増大するがこれ以上では脱リン度は一定 ($\sim 90\%$) となる.

(小林三郎)

電気炉における脱リン剤吹き込みによる鋼の脱リン

(M. F. SIDORENKO et al.: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 3, p. 35~40)

電気炉における新しい脱リン技術として酸素による脱リン剤の吹き込み法が開発されつつある. 脱リン過程を律速するのはスラグ中でのリンの拡散だといわれている. 脱リン速度は同一条件下ではスラグ-溶鋼界面積に比例する. よつて溶鋼中深くにおいて脱リン剤を吹き込むことにより脱リン剤(スラグ粒子)と金属との混合を強化し界面積を増大すれば脱リン速度は大きくなり $[\text{P}]$ を十分低くすることができる. この過程に影響をおよぼす噴気管の位置, 脱リン剤の吹き込み強度および送圧についての研究. i) 実験 10t 電気炉, 溶鋼- $11400 \sim 12500\text{kg}$, 噴気管- $3/4''$, 先端位置-溶鋼-スラグ界面および界面下 $200 \sim 350\text{mm}$, 脱リン剤-石灰: 鉄鉱石: 螢石 = $7:2:1$ の湿粉, 初期溶鉄組成- $[\%C] = 0.45 \sim 1.5$, $[\%Mn] = 0.20 \sim 0.59$, $[\%Si] = 0.03 \sim 0.10$, $[\%P] = 0.014 \sim 0.048$, $[\%S] = 0.011 \sim 0.043$, $[\%Cr] = 0.10 \sim 0.27$, 初期温度- $1540 \sim 1560^\circ\text{C}$, 脱リン剤の使用量 (I) = $1.8 \sim 6.0\text{kg}/T \cdot \text{min}$, 酸素送圧 (P) = $2.5 \sim 6.8\text{atm}$, 粉濃度 = $6.6 \sim 7.7\text{kg}/\text{Nm}^3\text{O}_2$. ii) 結果 脱リン剤吹き込み終了 ($3 \sim 10\text{min}$) 後もそのまま酸素を吹き込み, 炭素量調整した結果対時間脱リン曲線は脱リン剤添加時の $[\text{P}]$ の減少部分と送酸のみのときの $[\text{P}]$ = 一定部分とから成る. 第1の部分では一次スラグ排滓後吹き込みでは直線であるが排滓なしのときは脱リン初期で若干ゆるやかな脱リン曲線となり後直線的に減少する. ① 噴気管の浸漬深さは脱リンのパターンは変えないが速度に影響する. ② スラグ-溶鋼界面より溶鋼中吹き込みの方が脱リン速度は大. ③ 脱リン速度 V_p は I とともにいずれの場合も直線的に増大. $V_p = kI - b$, k は p に関係し, b は一次スラグの量と組成に関係する定数. ④ V_p が吹き込み期間中一定であるのはリンのスラグ粒子中での拡散が律速であることを立証. ⑤ 剤供給速度は P に比例. P の増大は流速を高める結果, 剤の吹き込み深さだけでなくリンのスラグ粒子への物質移動係数をも大にする. ⑥ 流れのエネルギーの増大は金属-スラグ粒子-酸素エマルジョン流れ速度を

高め金属-スラグ粒子の混合を改善する. ⑦ $I = 5 \sim 6$, $P = 5.5 \sim 6.5$ の場合 $5 \sim 7\text{min}$ で $[\text{P}] = 0.019 \sim 0.033$ から $0.003 \sim 0.005\%$ に減少する. このとき脱炭速度も鉄石沸騰で製鍊するときより $3 \sim 4$ 倍高くなり酸化期は約 2 倍短縮される.

(小林三郎)

一加 工一

冷間鍛造用の低炭素マルテンサイト鋼

(J. B. R. ANDERSON and C. H. FITZWILSON: Blast Furn. Steel Pl., 56 (1968) 6, p. 495~499)

ボルトなどの留め具ならびに工具のような冷間鍛造成形品分野での材料消費量はさらに増加が見込まれている. 現在この目的に用いられている 0.40% C 程度の中炭素鋼は, 加工前に焼鈍が必要なため, 工程が増しコスト高になつていく. 代わりの材料として, U.S. Steel で開発された一連の低炭素マルテンサイト鋼 Q-temp. は焼鈍なしで冷間鍛造ができて, しかも焼処理によつて強度を上昇できるものである. この平均的な成分は, C: 0.2% , Mn: 0.8% , Si: 0.3% , B: 0.0005% 以上, であつて, グレードによつては焼入性や強度を向上する目的で, Cr: 0.3% , Mo: 0.2% , V: 0.5% などの炭化物形成元素を組み合わせで添加している. 特長としては, 冷間加工性がよいことのほかに, 熱処理時に焼き割れないことがあげられる. 代表的な Q-Temp. 材の機械的性質を示すと, 焼入直後で, ひつぱり強さ $120 \sim 140\text{kg}/\text{mm}^2$, 降伏点 $100\text{kg}/\text{mm}^2$, のび 14% , 減面率 57% であつて, 焼戻し温度を上げると, 強度は低下し延性は向上する. 降伏比は, 焼入直後で 0.78 であるが, 200°C 焼戻して 0.83 , 430°C 焼戻して 0.94 へと上昇する. そのほかの利点として, 切欠き強さが大きいことがある. たとえば, 同じ硬さ (ロックウェル C 40) の材料に対し, シャルピー V ノッチの衝撃エネルギーは, Q-Temp. 材で $60\text{ft}\cdot\text{lb}$, 中炭素鋼では $25\text{ft}\cdot\text{lb}$ である. また低温衝撃強度も優れている. このような材料を用いると, 焼鈍が省略できるので, 代替する鋼種や用途によつて $9 \sim 25\%$ のコスト低下になり, 加工性がよいことから型の寿命の延長が期待される. 場合によつては低合金鋼の代わりに用いることができて, かなりの材料費が節減される. 使用上の問題点は, SAE や ASTM の高張力留め具の規格に, 低炭素マルテンサイト材があげられていないことである. 現在, 疲労・切削性・応力緩和などの点について, データが集められていて, 近いうちに規格化されようとしている.

(橋田 垣)

粗圧延機における剪断作業のコンピューターコントロール (J. A. DONOGHUE and G. ROSSER: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 5, p. 467~473)

Park Gate Iron & Steel 社は 1961 年から 64 年にわたる拡張で $20000\text{t}/\text{week}$ の鋼塊を処理する粗圧延機群を設置し, この設備を更に効率よくするために自動制御を導入したが, その制御機構に関して, 設備, 操業方法, 手動の場合と数値制御を行なつた場合の比較および相違などについて具体的な例をあげグラフで説明している.

当工場の配列は分塊圧延機と水平および垂直圧延機各 1 基からなる粗鋼片圧延機の間 $14''$ まで剪断できる

鋼片剪断機があり、粗鋼片圧延機の次には水平および垂直圧延機が各 2 基ずつ交互に配置された仕上鋼片圧延機列がある。仕上鋼片圧延機列を出た材料はフライングシャーによつて所定の長さに切断され仕上圧延機列へ送られる。この工程の中の鋼片剪断機とフライングシャーに自動制御装置を設置し効率化を計つたものである。

当工場での制御機構は次の 2 つの装置より成り立っている。すなわち

(i) 剪断制御装置=これには 2 台のテレビカメラと多くの光電管を使用し、鋼片の全長をキャッチするとともに所定寸法での剪断とその生産制御装置への報告が行なわれる。

(ii) 生産制御装置=生産ラインに沿つて各鋼塊の進捗を追跡し、生産管理上の欠陥を除き中央計画装置に情報をフィードバックする。

自動制御を適用しての経験では概念的に期待したものよりはるかに具体的利益があることがわかるが、しかしこのような創造的用途はデータの抽出や解析によつてのみ達成されるのであつて必然的な失敗に対する理解の必要性について特に強く述べられている。(福原基彦)

一 性 質

鋼中の介在物の熱膨張とモザイク状応力との関係

(D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 6, p. 595~599)

鋼中の多くの介在物は疲労に悪い影響を及ぼす。介在物と疲労の関係は複雑であるが tessellated stress に基づいて取り扱うことができる。本論文の目的は応力場の解析をより厳密に行ないうるよう正確な膨張係数を求めることにある。試料は (1) 18%Cr-10%Ni から電解抽出した Tin (2) 快削鋼を塩化第二鉄溶液電解抽出の MnS, (3) Cr₂O₃, (4) MnC₂O₄, 2H₂O から合成した MnO, (5) 41%MnO-51%Al₂O₃ を真空加熱して作成した MnO·Al₂O₃ である。高温 X 線カメラは Johnson によつて修正されたものと類似で Pt/Pt-13%Rh 熱電対に試料粉体を装てんし CrK α or CuK α を用いて回折した。立方晶格子パラメーターは Nelson-Piley 法、六方晶は Hott の Elliot 803 コンピュータープログラムを用いて計算した。各物質の格子定数の温度依存性は直線または放物線であつた。平均線膨張係数は一次式として求めた。格子定数の精度は適切な熱処理により改善される。介在物のまわりの tessellated stress を計算すると線膨張係数の小さい Al₂O₃ では大きくアルミネートまたは TiN の場合にはより小さくなる。XO (X=Mn, Mg, Ca) のまわりの応力は無視できる。MnS は地鉄よりも早く収縮するために、そのまわりに void が作られるであろう。従来の実験結果によると 1% C-Cr 鋼の疲労性質は Al₂O₃, アルミネート, TiN の順に悪くなる。tessellated stress が疲労性質と関係があるという従来の考え方と一致する。MnS は特殊な場合で void に水素が拡散して水素脆化を起こしにくくすると考えられる。また MnS が他の介在物と結合した場合には、tessellated stress を減少させる。このことが鋼の疲労性質に与えるものと考えられる。(浜野隆一)

18Ni-9Co-5Mo マルエージ鋼の 1000°-1300°F (520°-700°C) 温度範囲における熱処理の研究

(D. L. CORN and A. R. WAZZAN: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 6, p. 600~608)

18Ni マルエージ鋼を 1000°~1300°F 温度範囲に熱処理したときの冶金反応とその影響を、室温における硬さ密度(これにより γ 量を定量した)、機械的性質、X 線回折、マグネージの読みなどを行なつて研究した。 γ 状態での恒温焼鈍の影響をみるために、1500°F × 65 min 後直ちに 1000°~1300°F の鉛浴中に移し種々の時間保持したのち室温に水冷した(焼処理 1)。この場合は 1500°F × 65 min 水冷して α' 組織になつた標準試料と比較して著しい差はなかつた。しかし、1500°F × 65 min 水冷して α' 組織にしたのち、試験温度範囲に再加熱する(熱処理 2)と、得られる性質に著しい影響が生じた。再加熱の最初はすべて α' であるが、時間とともに連続的に γ 量が増加し、ついには 100% γ となるが、この途中の時間で室温に水冷すると γ の一部、特に γ 安定化元素の少ない粒の周辺部が α' に変態し、3 つの異なつた組織が得られるであろう。すなわち、過時効された α' 、残留 γ 、あらたに変態した α' である。この考えを用いて熱処理 2 において得られた結果を説明した。

(1) 1200°F における加熱時間と、冷却後の残留 γ 量の関係は、1 hr まで増加して最高の 53% に達したのち、次第に減少して 384 hr ではすべて α' になつた。これは加熱時にすべて γ になつたものが、変態したのである。

(2) 1200°F 加熱時間の増加とともに、冷却後の降伏強さはいつたん急速に低下した。これは残留 γ が増加したためで、その後あらたに変態した α' が増加するので上昇がみられる。引張強さの場合は、試験中に冷間加工によつて γ が α' に変態するので、挙動は異なる。

(3) 1200°F の加熱時間と冷却後の時効能力の関係は、最初時効能力の全くない γ が増加するので能力は低下するが、その後 γ に変態したとき析出物を再固溶し、ついで α' に変態した組織が増加するので時効硬化能力は増加した。(金尾正雄)

炭素鋼および低合金鋼の腐食速度

(W. SCHWENK und H. TERNES: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 7, p. 318~321)

C が約 0.12% で Cu がそれぞれ 0.10%, 0.18%, 0.27% の抗張力 37 kg/mm² 程度の 3 種のキルド鋼と 0.09% C, 0.13% P, 0.85% Cr, 0.34% Cu, 0.32% Ni の耐候性鋼を 2 つの工場地帯で 4 年間大気暴露試験を行なつた。試験片は 150×200×4.5 mm³ で暴露後ブラシで錆を落とし、インヒビターを加えた酸で洗つた。腐食減量は曝露時間の関数となる。つまり $i = Kt^n$ (ただし i = 腐食減量: kg/m²·year, t = 暴露期間: year, K , n は鋼種、腐食環境によつて変わる定数)

かりに生成された錆層を通して、たとえば鉄イオンが錆層を表面に向かつて拡散するとか、あるいは空気中の諸成分が錆層を拡散して地鉄に達して腐食が進行すると考えると、式の n は 0.5 となり放物線になる。拡散速度が他の原因で低下する、たとえば時間とともに錆の状態が変化し、拡散係数が低下すると考えると n は 0.5 より大きくなる。さらに暴露中に生成した錆が剝落すると、 n は 0.5 より小さくなる。一般に時間とともに腐食速度

が低下するのは鉄表面に強固な錆が生成し、拡散抵抗が増大するためである。

炭素鋼の大気腐食は通常の場合 $n=0.5$ であるが、耐侯性鋼の n は 0.5 より大きい。Cu 含有量が増すと n は増加するが、空気が汚染されると n は減少する。

大気腐食速度は以上のごとく式で表現できるが、鋼種と環境条件が最も重要な因子である。さらに試験開始当初の気象状態も影響を及ぼす。この試験はもつと続け n への合金成分、環境条件の影響を調査する必要がある。

(須田興世)

切欠き衝撃曲げと引張り試験における結晶粒度、温度、歪硬化、時効依存性としての炭素、低合金構造用鋼の脆性破壊挙動

(W. DAHL et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 11, p. 578~596)

著者らは $20 \sim -196^\circ\text{C}$ の温度における引張り試験と $250 \sim -100^\circ\text{C}$ での切欠き衝撃曲げ試験により、結晶粒の大きさが $10.5 \sim 104.5 \mu$ で、 $0.08\% \text{C}$, $0.08\% \text{Si}$, $0.41\% \text{Mn}$ 組成の炭素鋼と $0.19\% \text{C}$, $0.27\% \text{Si}$, $1.46\% \text{Mn}$ の低合金鋼の脆性破壊挙動を結晶粒度、温度の関数として求め、前歪 (20°C , 10%)、時効 (前歪後 $250^\circ\text{C} \times 1/2 \text{hr}$ 加熱) の影響を調べ、2つの試験法の比較を行ない、この結果に A. H. COTTRELL の脆性破壊理論を適用した。また遷移温度として引張り試験では試験温度範囲中の最大絞り値の 50% , 10% , 2% 、衝撃試験では最大衝撃値の 50% , 10% になる温度を採用した。

遷移温度は結晶粒度の影響を大きく受け、この試験の粒度範囲で、引張りにおいては最大絞りの 50% 遷移温度が炭素鋼で $-180 \sim -110^\circ\text{C}$ 、低合金鋼で $-200 \sim -80^\circ\text{C}$ であり、衝撃試験では最大衝撃値の 50% 遷移温度が炭素鋼で $-20 \sim 180^\circ\text{C}$ 、低合金鋼で $-40 \sim 120^\circ\text{C}$ と低合金鋼のほうが遷移温度が低く、結晶粒度依存性が大きい。 10% 前歪により、衝撃試験ではかなりの遷移温度上昇を示すが、引張りではその影響はほとんど見られない。一方時効による脆化は両方の試験法とも現われている。引張りと衝撃試験での遷移温度の結晶粒依存性における遷移温度選定の相違は温度間隔に現われるだけで平行関係があることから、2つの試験法の結果は同一特性を示している。

また COTTRELL によれば遷移温度の降伏強度 $\sigma_{yT\bar{u}}$ と結晶粒度 d の間には、

$$\sigma_{yT\bar{u}} = (K/k_y) d^{-1/2}$$

(K : 定数, k_y : 降伏強度の結晶粒度依存の係数)

の関係があるとされているが、本研究では

$$\sigma_{yT\bar{u}} = \sigma_0 + b \cdot d^{-1/2}$$

(σ_0 , b : 材料によつて決まる定数)

となる。したがって前処理の異なつたものが共通の原点を通らないことと、直線の勾配が k_y に依存しないことは COTTRELL の理論と一致しないが、遷移温度に対する切欠き、結晶粒度の影響などは一致する。

(小池一幸)

鋼のクリープ強さと延性 III

(F. B. PICKERING: Iron Steel (U.K.), 4 (1968) 5, p. 206~209)

針状ベイナイトまたはマルテンサイト組織は、Cr-Mo, Cr-Mo-V, $12\% \text{Cr}$ などの剪断型の変態をする合金鋼

に現われるが、クリープ中の挙動が複雑なため従来系統的研究が少なく、本論文ではこれらを取り扱った。

グレンサイズと固溶強化: 変態する鋼は一般に Mo, V などの強い炭化物生成元素を含有するが、温度を上げてオーステナイト粒を大きくすると炭化物の固溶が進み、その後の析出が多く強度を上げるためグレンサイズの効果は明らかでない。固溶強化は、合金炭化物の分散強化にくらべてクリープ強さにおよぼす効果は小さい。

前の組織の効果: 耐焼戻し性は、組織変化や合金炭化物の生長速度を支配し、クリープ強さを左右する重要な因子である。ベイナイト組織がマルテンサイトよりクリープ強さが大きいのは、前者の Fe_3C が大きいことため焼戻し中溶解が遅く、合金炭化物の生長が遅いためである。

析出効果: Cr-Mo-V 鋼は $\text{V}:\text{C}=4$ でクリープ強さが最大、破断伸びが最小になるが、このような現象は他の炭化物生成元素でもある。この比は金属と炭素の化学当量に大体等しく、溶解度積の式によれば、この比の時過飽和が最大になりその後の析出が多くなることを示している。 $2\frac{1}{4}\% \text{Cr-Mo}$ 鋼では、ある焼戻し時間でクリープ強さが最大になるが、一般に析出物は、ある析出量に対して最適クリープ性を与える臨界サイズがある。

延性: $1\% \text{Cr-Mo-V}$ 鋼は、破断時間とともに伸びが低下するが、再び伸びが回復する証拠はなく、この点はポリゴン化したフェライトの伸び喪失と異なる。Ti, Zr は炭化物の析出によつて伸びを増加させるが、B は伸びの減少を長時間側に遅延させる。これは、前のオーステナイト粒界に偏析した B が、拡散するのに時間を要するためである。最近、B, Ti のような元素は、原子的に空孔と強い相互作用があり、空孔を安定化し、粒界シンクへの空孔の拡散を抑制するという考えがある。

(高梨安弘)

鋼のクリープ強さと延性 IV

(F. B. PICKERING: Iron Steel (U.K.), 4 (1968) 6, p. 250~253)

本論文ではオーステナイト組織を扱い、粒の大きさ、固溶体の強度、析出物の効果について述べている。

【粒の大きさの影響】 C 含量が非常に低い (0.005%) 鋼では転位および粒界には析出が起こらない。また比較的高い C 鋼 (0.01%) では M_{23}C_6 という炭化物が析出し粒界でのりを限定することから粒の大きさはクリープに影響を与えない。粒の大きさが粗大化してもクリープ強度が増す原因は転位の析出物であり粒の大きさが与える影響はそれにかくされ関連的に小さな役割しか果たさないためである。

【固溶体の影響】 クリープ残留が固溶体の強化に与える影響について、オーステナイト鋼ではあまり研究されていない。しかし顕著に現われるクリープ強化の原因と思われる多くの元素 (Mo, TC, Al, Nb など) がわずかの濃縮で、侵入成分を析出するということがここでは問題となり、固溶体からの析出物による効果を区別することが重要な問題である。

【析出効果】 C 量の増加につれてクリープ試験中に転位で多くの M_{23}C_6 が析出し破断寿命が伸びる。また与えられた溶体処理温度に対しても強化は C 量の増加に伴い増加する。Nb:C の割合が一定のときに C 量を増す

と、析出物として多くの有効な NbC が与えられた溶体処理温度を変えるのではなく、多くの不溶の NbC が増加するのであり、C量が増すと強化されるのは実はこの不溶の NbC のためである。この不溶の物質がまわりに多くの転位を発生させる事実から NbC の析出によりそれが核としての役割を果たしこれが強化につながると考えられる。

NbC の分解もまた転位のもつれを起こさせ強化するゆえ転位によつて炭化ニオブの析出物も不溶の NbC もクリープ強度を増加させる。強化の効果は延性を低下し多くの面で障害となる。それゆえ延性を増すためには Al, Ti によるオーステナイト鋼の時効硬化が適用される。(宮本 章)

鋼のクリープ強さと延性—V

(F. B. PICKERING: Iron Steel (U. K.), 41 (1968) 7, p. 296~299)

〔破断延性効果〕 本論文では、Nb を含むオーステナイト鋼が粒界割れに伴い、クリープ延性の低下をきたすことから、この鋼についての破断延性について述べられている。応力によつて活性化した析出過程が延性を減少させる原因となり、同じく処理された試料でも応力のある場合は細い NbC の析出が起こり、応力がある値以下であるならば析出は遅く、粗い NbC が析出する。この場合マトリックスは強化されず、延性の回復を与える。粒とグレナパンダリー間のクリープ残留の相違はクリープ延性を支配することから、この間を空間域(析出自由域)とした場合、二つの考えられる仮定を述べている。この空間域はマトリックスより柔らかく、残留クリープは粒とグレナパンダリーとの間で非常に異なっている。しかしグレナパンダリーに与える空間の影響は破断延性に対して重要な要因であるけれども本質的な姿ではない。なぜならもしマトリックスの強さが小さい場合は空間の影響、強さに関係なく延性は十分であるはずだ。Mo 添加によつて破断延性を容易に証明できる。すなわち Mo はオーステナイト中で NbC の溶解を容易にすることから強さを減少させる。B はグレナパンダリーに偏析してマトリックスと同様グレナパンダリーも強化し、破断延性を促進させる。 $M_{23}C_6$ は B を十分に溶解することができ、グレナパンダリーの近辺に B があると $M_{23}(CB)_6$ が局部的に濃縮・増加しグレナパンダリーの近く

で優先的に析出する。最後にオーステナイト鋼のクリープ延性に及ぼす B の影響としては Ni をベースとした合金鋼の場合とは異なり、この違いはマトリックスの強さによるものである。一方 B は切欠きのない試料では強化の影響は必ずしも持たず強化はしばしば切欠き試料にみられる。この傾向は B が切欠き感受性を強く持ち、それゆえ延性にも影響する。以上で高温クリープ強さと延性について述べたが、目的としては他の多くの金属や合金について確立されたメカニズムと、新観察との理論的な関連付に置くべきであろう。(宮本 章)

調質圧延機制御における計算機の応用

(T. E. BRYAN and J. E. HOHN: Iron Steel Engr., 45 (1968) 6, p. 121~132)

電子計算機による 2 スタンド調質圧延機の制御と制御用計算機としてのハードウェアおよびソフトウェアについて検討した。

従来調質圧延機の制御はアナログ式自動制御装置が取り入れられているが、最近ではデジタル式の自動減速制御、延び率制御、スクリュウ位置制御などが使われるようになった。しかし制御内容が広がり、より複雑になつてくると単独のデジタル制御装置を組み合わすよりも電子計算機による計算機制御に移行するほうがコスト的に安くなる傾向にある。

計算機を使用すれば上記制御のほかに圧延機の自動リセット制御、生産および技術データ集計、さらに管理用計算機との情報交換も可能となる。

プロセス制御用計算機として必要な回路部品、レジスター、入出力回路、優先順位、およびマルチプログラミングなどについて詳細な説明が加えられている。

調質圧延機の計算機として、割り込み優先度 20 レベル記憶容量 12000~16000 語、サイクルタイム 0.5~1.0 $\times 10^{-6}$ sec を使つて各種プログラムを検討している。その一例として圧延速度 4500 FPM で制御時間を 0.41 sec とすれば、延び率制御におけるサンプリングは 10m に 1 回となる。延び率制御は 260 のプログラムよりなり、その実施時間は平均 585 μ sec となるので制御時間の 0.14% を必要とする。その他の主プログラムに関しても実施時間を算出している。

今後の問題点としてはトータル制御、数学的モデルの明確化、最適制御などの検討が必要となるであろう。

(1420 ページ特許記事よりつづく)

連続铸造鋳片の圧延時の加熱冷却方法

特公・昭43—22190 (公告・昭43—9—24) 特願: 昭40—81320, 出願: 昭40—12—29, 発明: 森永孝三, 井上俊朗, 出願: 富士製鉄(株)

鋳型調整法

特公・昭43—22281 (公告・昭43—9—25) 特願: 昭42—28931, 出願: 昭42—5—9, 優先権: 1966—5—9 (イギリス) 1966—5—9 (イギリス) 発明: ロデリック・ヒュー・ハマー-ton, 出願: フォセコ・インターナショナル・リミテッド

熱間圧延条鋼の製造方法の改良

特公・昭43—22492 (公告・昭43—9—27) 特願: 昭37—

15769, 出願: 昭37—4—17, 発明出願: 高石義雄

連続铸造装置

特公・昭43—22564 (公告・昭43—9—28) 特願: 昭41—5687, 出願: 昭41—2—2, 優先権: 1965—2—12 (アメリカ) 発明: トーマス・エル・プレイ, ジョージ・シー・ワード, 出願: サウスワイヤ・カンパニー

液状金属の連続铸造方法

特公・昭43—22565 (公告・昭43—9—28) 特願: 昭41—8791, 出願: 昭41—2—14, 優先権: 1965—3—8 (フランス) 1966—1—6 (フランス) 発明: ジアン・デュフロ, 出願: アンステチュート・ド・リシエルシエ・ドラ・シデルールジー・フランセーズ