

抄 録

— 製 鉄 —

CaO-Al₂O₃系スラッグに依る銑鉄脱硫機構の研究

(O. V. Travin, L. A. Shvartsman: Sessia Akademii Nauk SSSR Pa Mirnomu Ispolzovaniiu Atomnoi Energii, Zasedaniia Otdeleniia Tekhnicheskikh Nauk, (1955) 48~68)

S³⁵ のラジオアイソトープを使用し銑鉄からスラッグにSが移動する過程を調べた。このような研究は従来も行われたが、本研究のようにアイソトープを使用した研究はない。アイソトープを用いると極めて微量のものまでもその存在が認知される。又試料の採取量も僅かでもよく、試料採取に依り実験条件の変化は殆んどない。

高周波電気炉を使用し、太い黒鉛棒に三つの孔をあけてこの孔を坩堝とした。これに S³⁵ を有する銑鉄を入れ、スラッグと接触させ銑鉄試料の放射能強度が時間と共にどのように変化してゆくかを求めた。

先ず脱硫反応の次数を決定する実験を行った。銑鉄は 350g, スラッグは 15g, それは CaO 45.50% Al₂O₃ 50%, MgO 5.18%, SiO₂ 0.25% の組成であり銑鉄中のS濃度は 0.68~0.00027% の非常に広い範囲に変化している。log [S] と時間は直線的関係にある。即ち脱硫反応は一次反応であり、脱硫速度は [S] に比例する。次に温度を高くして 1675°C まで約 50°C 毎に各温度について同時に実験した。その結果は高温になる程、脱硫速度が [S] に比例すると考えた場合よりも大きくなってゆく。1450~1500°C の低温では大体一次反応と見做される。

次に銑鉄中に Si とか Mn のある場合速度恒数Kがどのように変化するかを求めた。Si, Mn を各々単独に加えた場合は最初はKはむしろ減少し、約 1% 以上になると次第に大きくなってゆく。Mn, Si 共存の場合は単独の場合に比して非常に大きくなる。

次に実験事実に基づいて脱硫機構を考察した。銑鉄—スラッグの接触部分に於いてはスラッグ中に飽和層があり、その上部に拡散層がある。全体としての脱硫速度はSがこの拡散層を移動してスラッグ内部へ行く速度に支配される。拡散層の厚さをδ; 界面の大きさをS, 拡散中のSの拡散係数をDとすれば脱硫速度を表すものとして次の式が得られる。

$$-d[\%S]/dt = K[\%S]DA/\delta$$

温度が高くなつてゆくと、スラッグと銑鉄の界面で起っている酸化鉄の還元反応に依るCOガス発生が激しくなり、界面の状態が変り、又スラッグの粘性も小さくなる。これらのことがAとかδに影響し、脱硫速度は[S]に比例すると考えたものよりも大きくなる。

尚スラッグと銑鉄の界面に拡散層が存在することは急冷スラッグ試料のオートラジオグラフィにより認められた。(森 一美)

高炉の内部熱の機構

J. Givaudon: Comptes rendus, 242 (1956) 2, pp. 258~261

高炉の羽口前でコークスの酸化によつて発生した熱は炉頂から装入したチャージの予熱と予備行程に使われるものと、銑鉄並びにスラッグの生成に吸収されるものとに別けられる。ここで Fe-Mn (フェロマンガ) 製造の1基、トーマス銑吹製の5基について、炉内各帯の主化学反応と本質的な熱現象を分離して考察した。ただし送風には酸素富化せず、スクラップも使わない普通操業である。

炉の上から下に向つての各帯は3つに別けられる。第1はチャージの予備行程帯で、チャージの予熱、銑とノロ生成の準備反応が起り、900°C までの間に鉍石の脱水と炭酸塩の分解が完了するが、熱損失と炉頂ガス顕熱を含めて Q₁ の熱量を吸収するとしておく。第2は銑とノロの生成帯で、その熱量は損失も含めて Q₂ としておくと、ここで固体鉍石及びコークスの加熱、チャージの溶解、銑とノロの生成が行われる。この帯はコークス酸化帯を完全に巻き取っていて、ここからコークスが酸化帯に移る点の温度は 1200°C と推定できる。第3は羽口先端のコークス酸化帯で、その熱量 Q が O₁+Q₂ に相当し、風量、コークス重量にもよるが、送風温度、酸素含有量及び水分できまってくる。ρ=Q₂/Q という係数を考え、ガス化したコークスの焔温度θとの関係をみると、

高炉記号	ρ	θ(°C)
A	0.32	1824
B	0.34	1833
C	0.35	1862
D	0.36	1930
E	0.38	1938
F Fe-Mn	0.40	2009

したがつて ρ=0.36(θ-900)/1000 という直線関係があり、チャージ予備行程帯の下端が 900°C であることも首肯されるし、炉内の熱伝達は対流、伝導であつて輻射によるものではないと思われる。炉のプロファイル、形態その他が変つても上記直線関係そのものは崩れないと思われる。(松下幸雄)

— 製 鋼 —

石灰—螢石ルツボ内の同時脱硫、脱酸に関する研究
W. A. Fischer, H. Engelbrecht: Rev. Mét., 52 (1955) 10, 785~792

石灰 (85%)—螢石 (15%) のルツボに Fe-C-Si 合金を溶かし (高周波誘導電気炉使用)、とくにスラッグを作らないで脱硫させると、W. A. Fischer, Th. Cohnen (Arch. Eisenh., 21 (1950) 355~366) によつて [C]·[S]=0.011 (温度にはほぼ無関係) となる。Vacher-Hamiltonの關係を用いると [C]·[O]=0.0025 (1600°C) であるから、[S]/[O]~4 となる。すなわ

ち、強い脱酸剤の使用によつて、脱硫も促進されるはずである。そこで先の実験値を一部利用し、同じ要領で実験を追加した。合金の溶解量は 6 kg であり、その表面には CO ガスを流し、Quick-immersion Pt-Pt-Rh カップルを用いてほぼ 1600°C に保つておく。[C] と [S] がほぼ平衡してから Si を添加することとし、全体の所要時間は 60~90mn であつた。

これによつて、初期の C%, Si 添加%ごとに分類して [S] と時間経過の関係を調べると、はじめ急激に減少した後に添加 Si 量に応じて再び復硫を示す。然し予めルツボを 1200°C で焼いておけば、ほとんど復硫しない。これ等の実験値を総合し、前者では [S] の極小点を採用すれば、1610±20°C において $K_{Si}(CaO)=[Si] \cdot [O]^2=1 \cdot 10^{-7}$ となる。一方において、Gokcen, Chipman によつて珪酸ルツボでは、 $K_{Si}=[Si] \cdot [O]^2/aSiO_2=2 \cdot 8 \cdot 10^{-5}$ (1600°C) となるから、この場合の $aSiO_2$ は $0 \cdot 36 \cdot 10^{-2}$ となつて大変小さいことが分る。これは SiO_2 と CaO とで $2CaO \cdot SiO_2$ 又は $CaO \cdot SiO_2$ 化合物を作ることに他ならない。これ等から次のような機構をみちびくことができる。

Si 添加によつて浴内に生成する珪酸塩は、固体シリカと共に、炉の激しい攪拌のために急速にルツボ壁に近ずき、Ca-珪酸塩を作る。その解離圧は、固体シリカに較べてかなり小さい。脱酸生成物は、Si 添加後少くとも 3mn でルツボ壁に達し、そこで反応する。

焼かないルツボでは、全系を或るていどの酸素圧が支配しているため、過剰 Si の酸化が継続し、その温度に相当する Ca-珪酸塩の解離圧になるまでつづく。その後、浴は再び O_2 を取り入れてボイルし、[C], [O] 平衡に達するまでつづく。焼いたルツボでは、浴上の酸素圧が大変小さいから、実際問題として C は酸化しない。

最後に、Kozakevitch の討論がついている。

(松下幸雄)

溶鉄陰極で珪酸塩を弧光電解して鋼を作る方法

(M. Dodero, R. Mayoud: Comptes rendus, 242 (1956), 1, 124)

この論文は、L. Andrieux の指導で著者の 1 人 M. Dodero が 1937 年に実施した研究のつづきである。溶融には弧光炉を用い、炉底は鉄製電導体でシリカ又はアルミナ・ライニングとし交換可能である。はじめ電解効果のないように、交流弧光で軟鉄 100 g, 珪酸塩約 200 g の両層を溶かす。後者の組成は、ルツボを選択してシリカ、酸化物及び炭酸塩を混合すれば広範囲に変えられるし、1600°C では弗化物を入れなくても電解浴の流れもよいし、導電性も充分である。溶融が終るとカーボン極を陽極に、炉底を陰極にして直流電解する。スラッグ

自由面上に弧光で画かれた模様は酸素気泡が認められる。同時に界面では陰極反応が起り、1次又は2次反応で析出した金属が鉄に溶解し、スラッグ—メタル間の化学熱力学反応によるものより高い含有量になる。カーボンは浴に接触していないから酸化物の直接還元は起らず合金の %C もスタートと大差なく 0.05% ほどである。

例を挙げると、1600~1650°C, 45~70 V, 35~70A, 25~50mn で 100~200 g の合金が得られ、偏析のない外観も美しいものになる。(下表)

ただし No.1 はシリカ、他はアルミナ・ライニングである。酸度 1 附近は後者がよい。このようにして Ni, W, V の合金も調製した。添加元素の冶金製錬を必要としないところに興味がある。(松下幸雄)

二元珪酸塩融液における二液相分離の現象

(V. A. Kajeurob: Jurnal Fizich. Khimii, 28 (1954) 729)

$FeO-SiO_2$, $MnO-SiO_2$, $CaO-SiO_2$ 及び $MgO-SiO_2$ 等の二元珪酸塩系ではいずれも SiO_2 濃度の高いところで二液相分離が起る。これは Si-O 結合の重合が起り SiO_2 が巨大なイオンを形成しようとする傾向のあることから起る。このような液体について、存在するイオンの厳密な形にもとずき、統計力学的取扱をすることは困難であるので、本研究に於いては二元珪酸塩溶液の遊離エネルギーを示す半経験的な式を導き、これに依つて熱力学的性質をパラメーターを用い系統的に説明した。

今一般に $MeO-SiO_2$ 系の Me 及び Si のイオン分率を夫々 x_1, x_2 ($x_1+x_2=1$) とすればエネルギーは次の式で示される。

$$E = x_1 E_1 + x_2 E_2 + x_1 x_2 Q_{12} + q x_1 (3x_2 - 1)^2 \dots \dots [1]$$

E_1, E_2 : 純粋な MeO 及び SiO_2 のエネルギー

Q_{12} : 混合エネルギー

q : パラメーター

この式は Si-O-Si の重合の起る $x_2 \geq 1/3$ の範囲で成り立つものであり、最後の項はこの重合のエネルギーに及ぼす影響を示した経験的なものである。

次にエントロピーとしては厳密な式を導くことが極めて困難であるので、近似的に理想混合の式を用いれば遊離エネルギーの式として次式が導かれる。

$$F = x_1 F_1 + x_2 F_2 + RT(x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2)$$

$$+ x_1 x_2 Q_{12} + q x_1 (3x_2 - 1)^2 \dots \dots [2]$$

これから化学ポテンシャルとして次の式が導かれる。

$$MeO \quad \mu_1 = F_1 + RT \ln x_1 + Q_{12}(1-x_1)^2 + q(2-3x_1)(2-9x_1+6x_1^2) \dots \dots [3]$$

$$SiO_2 \quad \mu_2 = F_2 + RT \ln x_2 + Q_{12}x_1^2 + 6qx_1^2(2-3x_1) \dots \dots [4]$$

これらの式に依り、 SiO_2 の高濃度範囲に於いて、任意の温度について二液相の相互溶解度を求めることが出来

試験番号	電解開始時浴組成	合金	%Cr	%Mn	%Si
1	$4SiO_2 \cdot Na_2O : 100\%$	Fe-Si			4.13
2	"	"			1.3
3	$4SiO_2 \cdot Na_2O : 80\%, Cr_2O_3 : 20\%$	Fe-Si-Cr	11.3		1.71
4	$1.64SiO_2 \cdot Na_2O : 80\%, Cr_2O_3 : 20\%$	Fe-Cr	6.05		0.07
5	$4SiO_2 \cdot Na_2O : 60\%, MnO : 40\%$	Fe-Si-Mn		7.3	1.65
6	$SiO_2 \cdot Na_2O : 60\%, MnO : 40\%$	Fe-Mn		10.6	0.12

る。4つの二元系について混合エネルギー Q_{12} , パラメータ q 及び臨界温度 T を次の表に示す。

	Q_{12} (cal)	q (cal)	T (°K)
FeO-SiO ₂	0	2,300	2,430
MnO-SiO ₂	-10,000	5,200	4,053
CaO-SiO ₂	-27,000	6,300	2,990
MgO-SiO ₂	-27,000	6,300	5,000

臨界温度については実測値がないので比較出来なかつた。(森 一美)

酸性スラッグの関与する二三の反応の平衡

(V. A. Kojurob, D. M. Laptev: Jurnal Fizich. Khimii, 28 (1954) 814)

前報で得られた二元溶融珪酸塩の遊離エネルギーを示す式は直ちに多元系に一般化することが出来る。FeO, MnO, CaO, MgO 及び SiO₂ の含まれる5元系についてそれぞれのモル分率を x_1, x_2, x_3, x_4, x_5 とすればこれらは又それぞれ陽イオンのイオン分率に相当する。この系の遊離エネルギーは

$$F = \sum_{i=1}^5 x_i F_i + RT \sum_{i=1}^5 x_i \ln x_i + \sum_{i=1}^4 \sum_{j=i+1}^5 x_i x_j Q_{ij} + (3x_5 - 1)^2 \sum_{i=1}^4 x_i q_i \dots\dots\dots [1]$$

ここで F_i は純粋な各酸化物の遊離エネルギーであり、又 Q_{ij} は MnO-SiO₂, CaO-SiO₂, MgO-SiO₂ の対以外は0であり、これらの MnO-SiO₂ 等の Q_{ij} はそれぞれ二元系の場合と等しい値であり、 q_i もそれぞれの二元系と等しい値を持つ。上の式から各成分について化学ポテンシャルが求められるから、これに依つて次のような酸性スラッグの関与する化学平衡を定量的な式で示すことが出来る。

(1) 酸性スラッグの SiO₂ の溶解度

$x_2 = x_3 = 0$ である FeO-CaO-SiO₂ 系について求めた。SiO₂ の化学ポテンシャルを求め、CaO と FeO の濃度比を $\xi (=x_3/x_1)$ とし、又純粋な SiO₂ の溶融熱の値を用いれば SiO₂ の溶解度 x_5 と ξ の関係を示すものとして 1600°C に於いて次の式が得られた。

$$\log x_5 - 3 \cdot 15(1 - x_5)^2 \xi / (1 + \xi) + (1 - x_5)^2 (3x_5 - 1) (1 \cdot 61 + 4 \cdot 41 \xi) / (1 + \xi) = -0 \cdot 045 \dots\dots\dots [2]$$

実験値とよく一致している。同様なことを FeO-MnO-SiO₂ 系についても行った。

(2) 溶鉄と酸性スラッグ間の酸素の分配

FeO-CaO-SiO₂ 系に於ける FeO の化学ポテンシャルから活量係数 $\log f_1$ が求められる。即ち

$$\log f_1 = (5,902/T)(x_1 x_5) + 503(3x_5 - 1)^2 / T - 6x_5(3x_5 - 1)(503x_1 / T + 1377x_3 / T) \dots\dots\dots [3]$$

同様にして FeO-MnO-SiO₂ 系についても類似の式が求められる。これらに依つてスラッグの組成が与えられた時の溶鉄中の酸素濃度が求められる。

尚 FeO-SiO₂ 系の FeO 及び SiO₂ の活量係数の対数は次の式で示される。

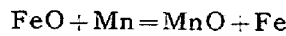
$$\ln f_1 = (q/RT)(3x_2 - 1)(3x_2 - 1 - 6x_1 x_2) \dots [4]$$

$$\ln f_2 = (6q/RT)x_1^2(2x_2 - 1) \dots\dots\dots [5]$$

これらから求められる活量曲線について構造論的考察を加えた。

(3) Mn 平衡

FeO-MnO-CaO-MgO-SiO₂ 5元系スラッグの関与する Mn の反応を考える。それは次の式で示される。



$$K_{Mn} = x_1[Mn]f_1/x_2f_2 = K'Mn(f_1/f_2) \dots\dots [6]$$

但し K_{Mn} は真の平衡恒数、 f_1, f_2 は FeO, MnO の活量係数である。[1] の遊離エネルギー式から出発して $T = 1873^\circ K$ について $K'Mn$ は次式で示されることが分つた。

$$\log K'Mn = \log(x_1[Mn]x_2) = 0 \cdot 457 - 1 \cdot 17x_5 + 0 \cdot 34(3x_5 - 1)^2 \dots\dots\dots [7]$$

この式で計算される $K'Mn$ は実験値とよく一致する。(森 一美)

— 鑄 造 —

Atlas Steel 社に於ける連続鑄造

(Joho F. Black & F. W. Ryo: Iron & Steel Engineer, 32 (1955) June. p. 78~88)

Jung-hans-Rossi の原理に基く鋼の連続鑄造を最近 Atlas Steel で操業に入つた。これは不銹鋼, 工具鋼, バルブ鋼の製造のために設計された。連続鑄造法の利点は歩止りが非常に増大し大抵の場合分塊工程が不要で、熱経済並に最終製品までの時間が短いことである。熔解炉からの熔湯は予熱した取鍋に受けられる。取鍋は 35ton の容量で滓除けがついている。熔湯をうけてから連続鑄造機の傾斜台に取り付けられる。鍋の中の温度は 2750~2800°F である。普通の鑄造よりも注入時間がかかるので注入樋に近い蓋の口に高速オイルバーナーが取り付けられる。このバーナーは熱損失を防ぎ滓を後の方におしやり熔湯を攪拌し酸化を防止する。取鍋が傾斜しはじめると tundish に熔湯が流れはじめ。tundish は滓のない熔湯を低速で渦流を少なくし垂直に鑄型に注入するためのもので 2400°F に予熱し、ノズルはジルコニアで作つてある。鑄型は純銅でつくられ水冷されている。高さ 20in で内面は磨耗に耐えるように Cr 鍍金してある。鑄型の下は開いており下方の締付ロールでとめられた starting bar が鑄造開始前に鑄型の底にその頭部が来るようにしてある。鑄型との間隙にアスベストをつめてあり、熔湯が鑄型に入ると starting bar の頭部についているボルトのまわりに熔湯が凝固して鑄物と starting bar を結合する。熔湯が鑄型の上端から 3~4in 下まで来た時起動し鑄物は starting bar により下方に引出される。注入速度は鑄型の上端より 2~4in 下に湯面があるように調節される。又鑄型を振動させ熱の除去を増し鑄物が鑄型に附着するのを防ぐ。熔湯は鑄型中で凝固をはじめ外殻を形成し鑄型の下に出る時には収縮により鑄型とはなれていく。そのために凝固速度がおそくなる。次に鑄物は spray によつて冷却される。これは切斷場所に到るまでに外殻を水冷し、機械的冶金的な品質を損うことなく、完全に凝固させるため製品の良いはここで決定される。それで大きさ、鋼種によつて spray に多くの注意がはらわれている。spray の圧力は普通 75~150 p.s.i. で行われる。spray を行つた後の slab

の温度は 1800~1900°F である。出来たスラブの切断はトーチで行われるが望みの長さになった時にスラブに取付けられ、これと共に下降しながら切断を行う。切断完了後はトーチはもとの位置にもどる。以上が連続鑄造作業の概要であるが、温度、水圧等はすべて自動的に記録され、作業も殆んど自動的に制御されている。

(鈴木 章)

球状黒鉛鑄鉄の発達状況及びその応用について

(P. K. Figge: Giesserei 42 (1955) Heft 26 S. 701~708)

1948 年 AFS の講演会に報告され、1949 年 A. P. Gagnebin により発表された球状黒鉛鑄鉄は独乙では 1950 年秋始めてマグネシウム法によつて製られた、この報告にはマグネシウム法による球状黒鉛鑄鉄の発達状況についてすべてである。

現在ライセンスをもっている工場は 334 でその内訳はアフリカ 5, アメリカ 124, アジヤ 13 (日本 11) オーストラリア 14, ヨーロッパ 178 である。

球状黒鉛鑄鉄の化学成分は C 3.4~3.8, Si 2.0~2.5 Mn 0.5 以下, P 0.1 以下, S 0.02 以下, Mg 0.04~0.1 で、C は流動性の増大に、Si は基地のフェライト化に、Mn はパーライトの安定化に効果がある。米国ではノヂューラー鑄鉄の熔解には主に塩基性キュポラが使用され原料には鋼屑を 70% まで使用し C 3.5~3.8%, Si 1~1.5%, P 0.03~0.06%, S 0.01~0.025 の成分のもの、ドイツでは熱風式キュポラ及び誘導式電気炉が使用される。

ドイツでは高炭素の原料鉄として

Kugura Eisen (Phoenix-Rheinrohr)

MGK Eisen (Mülheim Meiderich)

Pusa Eisen (Ober Hausen)

SPH Eisen (Lübeck)

laS Stürzelberger (Stürzel bergen) 等のものがある。

マグネシウム処理法及びマグネシウム合金については有効確実なものが種口検討され、Ni-Mg (15% Ni) は蒸気圧が小さく、比重が大きいため Mg の歩留りが大きい故に、又 Mg-Fe-Si 合金は蒸気圧は大きいが安価なために使用される。マグネシウム処理装置には Kremer Baum A. G. 社の圧力取鍋, Tiroler Röhren u Metallwerke 社, Finsider 社, Gutehoffnungshütte A. G. 社等により種々の方法が検討されている。

球状黒鉛鑄鉄は熱処理することが出来、パーライト組織のもの、フェライト組織のもの、オーステナイト組織のもの及び水冷、油冷、鉛浴焼入、空冷により焼入れ、焼戻した各種の組織のものがある。尚フレームハードニングも可能である。

現在米国及びドイツでは次のように規格が制定されており、英、仏、伊では規格制定中である。

球状黒鉛鑄鉄はその降伏点が引張強さの 75% 程度であるので構造用鑄物に適用することが適当であり、クランクシャフト (特に中空のもの)、蒸気タービンケーシング、ハンマーのスタンド、プレス本体等に 6t~49t の鑄物が製作されている外、サイクロンダスト集塵器の羽根

	引張強さ	降伏点	伸び	備考
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	
米国海軍規格 ASTM	42	28	15	フェライト
	42	32	10	フェライト
	56	42	3	鑄放
	70	56	4	鑄放
陸軍規格	84	63	2	熱処理
ドイツ GK 40	40	30	12	
	GK 55	55	40	2

車、ミシンの部品等にも使用されている。(安原四郎)

一 加 工

炭酸ガス使用の自動熔接法 (Iron & Steel Engineer: 32 (1955) June, p 120~122)

Milwaukee の A. O. Smith Corp. で電弧を被覆するのに安価な CO₂ ガスを用いる C-Omatic 自動熔接法が行われている。不活性ガス熔接法は被覆するガスが高価であるので特に炭素鋼の熔接では使用が限られるのでこの方法がはじめられた。C-Omatic 法は安価な自動熔接法で熔接開先に正しく電弧をもつてゆき、熔着金属を見ることが出来る利点がある。熔接に CO₂ ガスを使用した場合いろいろな被覆ガスの 1 時間当りの消費量を比較してその経費を比べるとことが出来る。大量のガスを使用する時には大きい容器に液状で貯蔵される。又 CO₂ ガスは使用量が少なくよく、ヘリウムやアルゴンの 1/2 でよい。即ち X 線試験では 30cu-ft/hr の CO₂ ガスを用いた C-Omatic 法でアルゴン 60cu-ft/hr, ヘリウム 70cu-ft/hr と同様の結果がえられた。1 年ではヘリウムを用いた場合 16420 ドルであるが CO₂ ガスを用いると 1053 ドルとなり 15367 ドル節約になる。又 1 時間当りの価格ではヘリウム 4.2 ドル, アルゴン 4.8 ドル, CO₂ ガスでは 0.3 ドルである。この熔接法の他の特色は電弧が見うことでフラックスが不要でありそれに伴い掃除も必要がない。CO₂ ガスで行われる熔接は熔込みが広くて V 型開先の場合には利点となる。このような熔込みは熔融を完全にし熔金からガスの分離を良くする。熔加棒は電動機で駆動されるローラーで適当な速度で運棒される。運棒速度の広い変化は潜弧熔接にも応用出来る。ノズルは簡単な設計で contact tube 水冷ジャケット, ガス被覆ジャケットから成り主な金属部分は臘付けされている。ノズルは contact tube の全長にわたり熔接棒の周囲をガスで被覆し電弧に空気の入るのを防ぐ調節は電気機械的に行われている。CO₂ ガス熔接法は他のガス熔接法に勝る次の利点を有する。第一に価格が安く軟鋼及び中炭素鋼に対し自動熔接装置の使用を可能ならしめる。それから電弧を見ることが出来直接熔接作業を制御出来、あてずっぽうの作業をしなくてよい。又、熔接中に巻き込まれた滓を取り去る必要がなく、熔接が綺麗に出来る。粉末のフラックスが不必要で清掃作用がいらぬ。更にとけ込みが深いことも利点である。(鈴木 章)

噴射法による金属表面の清浄法 (O. Peltzer: Stahl u. Eisen, 75 (1955) Heft 25 S. 1681~1691)

20 世紀の始めには鑄物に附着した鑄物砂、鍛造品、圧

延材、熱処理したものの表面に附着したスケールを取除き次の加工を容易にするために、たがね、ハンマー、ヤスリ、ワイヤブラシが使用されていたが次第にジョルダヤタンブラーが発達して来た。

1870 米国の B. C. Tilghman が蒸気に砂をまぜて噴射することを発見した。之は dust は出ないが金属表面が錆びる欠点があった。その後砂を圧縮空気、圧力水で噴射し、或は遠心力を利用する方法が次第に考えられて来た。

現在の所比較的小さい鑄物又は鍛造品には密閉した室内で、回転するインペラーの遠心力による噴射法が採用されている。

尙この方法には清浄作用と同時にハンマーリング作用があるので、使用目的によつては寿命を長くすることが必要な部品例えばクランクシャフトやスプリングに応用することも出来る。噴射清浄法には5種類あり、1, サンドブラスト、2, 湿砂ブラスト、3, ショットブラスト、4, 砂水ブラスト、5, 圧力水噴射。次の5つの条件によつて最も適当で経済的な方法を採用する。a) 表面状態、b) 希望の表面状態、c) 清浄に必要な時間、d) 噴射物の価格 (之は全体の40%を占める) e) 機械の維持費、即ち必要な表面状態が単位面積当り最少の維持費、最少の噴射物で最短時間に得られるようにすべきである。

このために各種の型式の機械が出来ており、例えば6 kg/cm² 程度の圧縮空気を使つたものや、遠心力を利用したものがある。

噴射物としては工業的には金属粒が有効で、寿命長く dust が少いので使用される。チルドショットが多く外に熱処理したチルドショット、鋼線を切断したものがあり、目的により種々の粒度のものがある。

噴射物のもつエネルギーはその速度の自乗と質量に比例するから、必要な条件に適当したショットの粒度及び噴射速度がある。噴射物はくりかえし使用されるからこれから dust を除く方法も種々考えられている。

単位時間当りの噴射物の量には一定の規準があり、処理時間は表面状態、噴射物の種類、量及び形状、希望の表面状態により 3.5~0.5m²/分である、(安原四郎)

一 性 質

純鉄の歪時効 (B. Jones & R. A. Owen-Barnett: Iron & Steel, vol. 28, No. 13, pp. 587~598)

化学成分 C 0.0021%, Mn 0.005%, Si 0.001%, Al 0.0029%, O₂ 0.0097%, N₂ 0.0011% の純鉄試料 AHP 6 を先づ厚さ 0.05in に圧延し、標準抗張力試験片を作り整粒の目的で 930°C の真空中で焼鈍した。一部の試料は 2.4% 焼戻圧延し、他は抗張試験機で 6%

Table 1

	Aging treatment	Yield stress tons/in ²	Elongation % on 2in	U.T.S. tons/in ²	Yield stress/ U.T.S. Ratio %	Hardness D.P.N.
(a) After temper-rolling 2.4%	Annealed	8.3	46	15.6	53.2	66
	As temper-rolled	7.3	46	15.4	47.4	72
	1 month at 20°C	10.0	39	16.0	62.5	80
	24 h at 75°C	10.0	40	16.1	62.2	80
	24 h at 100°C	10.1	39	16.0	63.1	78
	3 h at 200°C	10.1	40	16.0	63.1	78
	1 h at 250°C	9.8	39	15.9	61.7	79
(b) After 6% tensile-straining	Annealed	8.3	—	—	—	—
	As strained	12.2	16.7	39	73.0	—
	2 h at 100°C	15.3	19.2	34	79.6	25.4
	24 h at 100°C	15.2	19.2	33	79.1	24.6
	3 h at 200°C	15.2	19.1	32	76.5	24.6
1 h at 250°C	15.4	19.0	32	81.1	26.2	

Table 2

	Aging treatment	Yield stress tons/in ²	U.T.S. tons/in ²	Elongation % on 2in	Yield stress/ U.T.S. Ratio %	Hardness D.P.N.
(a) After temper-rolling 2.0%	Annealed	8.0	15.1	47	53.0	63
	As temper-rolled	7.3	15.0	47	48.6	78
	1 month at 20°C	11.3	16.1	39	70.2	88
	24 h at 75°C	11.2	16.0	38	70.0	86
	24 h at 100°C	10.8	16.1	39	67.1	87
	3 h at 200°C	10.9	16.2	39	67.2	88
	1 h at 250°C	10.9	16.3	38	66.9	86
(b) After 3% tensile-straining	Annealed	8.1	—	—	—	—
	As strained	9.0	15.5	43	58.0	—
	2 h at 100°C	11.6	16.0	34	68.1	28.9
	24 h at 100°C	11.7	16.4	32	71.2	30.0
	3 h at 200°C	11.8	16.2	33	72.8	31.1
1 h at 250°C	11.7	16.5	34	70.9	30.1	

延びに歪力をかけ、夫々 75~250°C で 1~24h と、室温で1ヶ月の時効処理を行った。結果は Table 1 (a), (b) に示す如く Al 鎮静鋼の場合より大きく、平炉軟鋼に近いものであつた。

次に AHP 10 (C 0.0036%, Mn < 0.005%, Si 0.001%, O₂ 0.0024%, N₂ 0.0016%) なる純鉄試料を 60% の断面収縮を行い、同様に標準抗張力試片を作り 930°C で 2h 真空焼鈍を行った。一部試料は 2% に焼戻圧延し、残りは 3% の延びに歪をかけた。Table 2 (a)(b) はその結果を示す。C と N₂ 量の相違を斟酌すれば、AHP 6 の場合と殆んど同じものである。

焼戻圧延後の純鉄の時効率は低炭素鋼のそれより遙に速い(純鉄を 75~250°C で焼戻圧延した時効処理の結果は 20°C で1ヶ月低炭素鋼の時効処理した結果と略同じである)。これは低炭素鋼では不純物が C と N との原子移動を制限するが、純鉄では歪をかけられてからの α 格子中の C と N との原子移動が容易となるので、時効率が高くなると考えられる。而して原子移動に役立つ C と N の量が AHP 10 は AHP 6 より多い為め時効率は高いことになる。又、圧延に依つて減ずる残留歪は時効率を目立つて遅らせることはない。換言すれば C と N₂ の原子移動に及ぼす影響は少ない。

湿性水素気中で純鉄を焼鈍すると、存在する C と N₂ の量は殆ど除去される。即ち 65°C で水分を飽和せる水素気中で 16h 780°C で焼鈍を行うと yield strength は低い値となり、歪時効は除去される事になる。

(谷 昌博)

α -Fe の歪時効 (W. R. Thomas & G. M. Leak: Iron & Steel, Vol. 28, No. 13, 583~586)

この研究の目的は、N₂ と C とを夫々含有する α 鉄試片の種々の温度での歪時効の正確なデータを得ることにあつた。

測定の大部分は内部磨擦法によつたが、降伏点の“かえり率”を測定する便利な方法も行つた。試料の伸びは正確を期する意味で何れも Marten の extensimeter で測定された。

用いられた試片は次の成分の純鉄から用意されたものである。即ち C 0.002~0.004%, Si 0.002~0.003%, Mn 0.004%, S 0.004~0.006%, P 0.001%, Ni 0.010%, Cr 0.001%, Cu 0.004~0.007%, Al 0.001%, O₂ 0.001~0.002%, N₂ 0.001~0.002%, H₂ 0.000005%, の成分の純鉄材を 1/8 in の線材とし、5日間 700°C の湿水素気流中で焼鈍し、空素は水素とアンモニヤガスの混合気中で 700°C の熱処理を行うことによつて 0.001~0.030 wt% を、又炭素は 700~800°C の CO-CO₂ 系の平衡気中に置くことによつて 0.001~0.02% wt% を含有せしめた。そして N₂ の試料は 580°C から、C の試料は 700°C から夫々焼入され、時効試験は $\pm 1.0^\circ\text{C}$ の温度変化をもつ油槽中で行われた。

同一試料を時効の同じ温度で内部磨擦による方法と、降伏点の返り率を測定する方法とによつて比較した所、降伏点による方法は実験値のパラッキが内部磨擦法に比べて遙かに大きかつた。この測定方法の異なる結果を公平に見ると、降伏点の方法は転位に於ける不溶物原子の到

着する割合を測定し、内部磨擦の方法は熔体から不溶物原子を除去する割合を測定したものであることが分つた。

次に歪時効の活性化エネルギーを算出した所、C 1 モルに対し 20.4 kcal, N₂ 1 モルに対し 18kcal で、この結果は C 及び N₂ が α -Fe へ拡散する活性化エネルギーとよく一致したものであつた。

要するに、歪時効過程と言うものは Cottrell と Billy によつて創めて誘導された $t^{2/3}$ 法則によつて時効過程の大半 (50~60%) をかなり適切に述べられているものである。Harper はこの $t^{2/3}$ 法則に対数函数を適用し歪時効過程の完成を略直線関係で示している。

又、歪時効の割合を示す式から、加えられた歪による転位の密度が計算出来るので、新たに焼入された鉄に与えられた歪を生ずるに必要な転位の数は、不溶物原子の数と共に増大するものであることが分つた。

最近の理論は熔体の硬化は不溶物原子のグループからのみ起るときと言われている。また、之に関連して Dahl と Lücke は転位密度の計算から、転位に吸収出来ない様な不溶物原子は析出を惹起するものである事を示唆している。(谷 昌博)

マンガン鋼のペーナイト変態に関する研究

(W. Dahe, W. Jellinghaus, E. Houdremont: Arch. Eisenhüttenw 26 (1955) 589~597)

C 0.6, 0.9, 1.2, Mn 1.9~4.1 の数種の Mn 鋼について下部ペーナイト領域での予備保持の上部ペーナイト領域での変態に及ぼす影響に関する実験を行った。その際予備保持の間にフェライトが形成されない様に注意した。C 約 0.9%, Mn 約 1.9% の二つの鋼について種々の時間予備保持した後の磁化強度、電気抵抗の変化及び Ms 点の変位を測定した。電気抵抗の変化は磁化強度の変化より先に起る。ペーナイト析出の活性化エネルギーを 350°C と 200°C の温度範囲の磁氣的測定から 16.2 kcal/gat と決定した。275°C までの温度範囲の電気抵抗の測定から同じ値が得られた。もつと低温では電気抵抗の時間的变化に対して他の法則が当てはまる。

Ms 点は 200°C に短時間保持すると 3°C 上昇しそれから再び最初の値に戻る。この上昇は C の集積の近くに生じた C% の低い部分による。ペーナイトのフェライト核が形成されると之等の C% の低い部分はなくなり Ms 点は始の値に戻る。ペーナイト変態が更に進むと Ms 点は急に降下するが之はオーステナイトの C 富化によるものではなくマルテンサイトに似たウムクラップフェライトの形成の機構によつて説明される。Ms 点の降下は恐らくマルテンサイトの形成の際と同様に、しかしながらもつと少い程度に起る容積膨脹の結果である。

以上の観察は“C% の値の如何によつてはペーナイト変態が炭化物の析出によつて開始される可能性がある”と云う W. Jellinghaus と E. Houdremont 及び O. Krisement と F. Wever の意見と一致する。

(安倍浩二)

非合金鋼の焼入組織の多結晶マクロ硬度とマルテンサイトの単結晶ミクロ硬度 (R. Mitsche & K. L. Maurer: Archiv. für das Eisenhüttenw., 26 (1955)

No. 9, 563)

最近 M. Sagisman は焼入炭素鋼のマルテンサイトのマイクロ硬度を 97~200g の荷重で測定して、0.8% C までは C 量と共に硬度を増すがそれ以上の C 量では逆に著しく硬度を減ずることを報告し、この硬度低下が残留オーステナイトの影響ではないと述べ、その原因について考察を加えた。(Arch. Eisenhüttenw 25 (1954), 271, 本誌抄録 41 (1955), 904) 著者は多くの研究から個々のマルテンサイトの硬度は C 量と共に増加すると考え、改めて 0.65~1.31% C の非合金鋼について多結晶マクロ硬度、多結晶マイクロ硬度及び個々のマルテンサイト葉の単結晶マイクロ硬度を測定して C 量との関係を調べた。

实用焼入温度から水焼入れした状態、或いは 1200°C から水焼入れして直ちに液体空気に浸漬した場合のようにオーステナイトが殆ど残っていない組織のマクロ硬度は、C 量と共に初め急激に、次いで緩やかに増加する。1200°C から焼入れたまゝではマクロ硬度も、50g 程度の荷重によるマイクロ硬度も共に 0.8~0.9% C で最大値を示して Sagisman の結果と一致する。ところが荷重をもつと減らして対角線の長さ 5μ の圧痕を得るに要する荷重を求めると約 1% C まで著しい増加を示しその後は 1050~1100kg/mm² の値にほぼ一定となる。即ち 50g 程度の荷重で 10μ 位の圧痕を得るときはその深さは 1.5μ で、マルテンサイト板を取り囲むオーステナイト地が既に影響して来るものと考えねばならない。5μ 程度の圧痕で漸くその影響を防ぎ得る。

これを更に確かめるため 1200°C から水焼し液体空気に 2 時間浸漬して殆どマルテンサイトのみより成る組織の多結晶マクロ硬度 (Rc) とマルテンサイト葉の単結晶マイクロ硬度を測定したところ、両者とも明かに C 量と共に増加し、約 1% C 以上で殆ど一定となつた。しかもこの時 10μ の対角線長さの圧痕を得るに要する荷重で表わされた単結晶マイクロ硬度は、前述の水焼入れのまゝで 5μ の対角線長さの圧痕を得るに要する荷重で表わされたものと数字的にも良く一致した。以上の結果からマルテンサイト葉の真の単結晶マイクロ硬度を測定するには約 20g 程度の小荷重を用うるか又は組織中の残留オーステナイトをマルテンシ化させておかねばならず、又かくして得られるマルテンサイトの硬度は C 量と共に急激に増し、1% C 以上ではほぼ一定の値を示すものであると結論している。(田中良平)

Cr-Ni-Mn 不銹鋼の耐蝕性及機械的性質

(R. A. Lula & W. G. Kenshaw: Metal Progress 69 (1956) Feb. No. 2)

Ni 節約の為に Cr-Mn 不銹鋼が商業化されんとした標準材として採用されなかつた。その理由の主なもの大型鋼塊を圧延する際 Cr 15% 以下とせぬと δ-フェライトが圧延温度であられるので圧延困難となること

によつてゐる。耐蝕性をよくする為に Cr を更に高くし上の問題を解決するには N 又は Ni を添加する必要がある。Cr 含有量を高くし Ni を添加すれば Mn 含有量も 10% 以下とすることが出来るので之によつて耐蝕性も良好となり Cr-Ni 不銹鋼に近くなる。

AISI 201 (17% Cr, 4% Ni, 6% Mn) 202 (18% Cr, 5% Ni, 8% Mn) 204 (18% Cr, 5% Ni, 8% Mn 0.1% C) は上記の考えにより定められた Cr-Mn 不銹鋼で更に実験鋼種としては 20-6-8 (20% Cr, 6% Ni, 8% Mn) 鋼もある。之等は何れも 0.25% 以下の N を含有してオーステナイトを安定化している。

201 型は冷間加工すればオーステナイトの分解によりマルテンサイトを生ずることゝ、加工硬化により高い強度が得られ以上の鋼種の中最も不安定なオーステナイト組織をもつ。その機械的性質は 301 型に類似し主として構造用部分に使用される。204, 204L 型, 20-6-8 型の機械的性質は 202 型に類似し又之は 302 型不銹鋼に対応する機械的性質を有する。以上の各鋼種の常温及び低温の衝撃値及び疲労限も夫々 301, 302 型に対応した値である。

Cr-Mn 不銹鋼の成型、曲げ、深絞性、熔接性も Cr-Ni 不銹鋼と同様である。

65% 硝酸沸騰液による腐蝕試験では Ni を含まぬ 17% Cr 以下の Cr-Mn 不銹鋼は Cr-Ni 不銹鋼の 3~6 倍の腐蝕をうけるが Ni 2~4% 添加により急に耐蝕性は良好となり、Ni 6% とすれば更に若干改良され Cr-Ni 不銹鋼に近づく。最良の耐蝕性は Cr 20%, Ni 5.5% にてえられる。

Mn は硝酸や中程度の薬品に対する耐蝕性には余り影響しないが、ピッティングに対する抵抗を著しく減ずる。

然るに Ni の添加は極めて有効で 5.5~6% Ni により塩水スプレーに対する抵抗は Cr-Ni 不銹鋼と同様になる。応力腐蝕に対しては 18-8 不銹鋼と同様に塩化マグネシウム沸騰溶液によりおかさされる。

粒界腐蝕も Cr-Ni 不銹鋼同様にうけるので熔接又は応力除去焼鈍後、苛酷な腐蝕条件にさらすことは危険である。炭素量を下げれば粒界腐蝕を生じ難くなることも Cr-Ni 不銹鋼と同様である。304 型不銹鋼では 1200°F × 2h の処理後沸騰液に対し 0.03% C 以下としてはじめて粒界腐蝕を生じなくなるが、202 及び 204 型では臨界炭素量は 0.065% C である。硫酸銅溶液による試験では短時間の sensitization では Cr-Mn-Ni 不銹鋼が Cr-Ni 不銹鋼より優れていたが、1200°F で 24 又は 100 時間の処理では両者の差異は認められなかつた。要するに 201, 202 型は 301, 302 型が使用されている大気中或は腐蝕液に対しては充分な抵抗を有し、304 型が使用される環境に対しては 20-6-8 型が有効である。

(長谷川太郎)