

抄 録

— 原 料 —

鉄鉱石焼結鉱の性質に対するシリケート相の影響

(E. MAZANEK and M. WYDERKO: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 6, p. 433~438)

著者らは自溶性焼結鉱の組織研究で今まであまり扱われていないシリケート相（オリビン、ダイカルシウムシリケート）についての研究を行なった。

合成オリビンは化学的に純粋な CaO , SiO_2 , 二価の鉄酸化物を混ぜ、アームコ鉄製のボート上で真空中または窒素中で合成された。この合成オリビンを示差熱分析にかけて見たところ、4つの吸熱ピークがあり、それぞれ、 $\gamma\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ の生成、 CaO の生成、 $\gamma\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ から $\alpha'\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ への変態、オリビンの生成に対応することがわかった。更にこの組成の融点とを比較したところオリビンの化合物は急速に液状に移行し、液体で生成することがわかった。

更に 1gr の合成オリビンを熱天秤により、 850°C で CO ガスを通して還元試験を行なった結果オリビン結晶格子中に Ca^{++} イオンが多くなると格子間間隔が長くなり還元性がよくなることが判明した。

また自溶性焼結鉱中のオリビンを顕微鏡、X線回折、マイクロアナライザーで調べたところ、塩基度が上がるとともにオリビン中の $\text{Ca}:\text{Fe}$ の比が大きくなり、塩基度 1.1~1.2 で酸化カルシウムが最高に飽和したオリビンが生成した。

自溶性焼結鉱中のダイカルシウムシリケートは、 Fe^{++} を含み、このため $\alpha'\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ は安定となる。

微少硬度試験を行なった結果、オリビンは酸化マグネタイトや再酸化マグネタイトのような、鉱物粒子を硬く結合させるゆえ焼結鉱の強度は上がることがわかった。またオリビンの還元性は、ヘマタイトおよびカルシウムフェライトの約 1/4 であり、シリケート相が酸化物中の鉄含有量を低めるゆえオリビンは、焼結鉱の還元性には好ましくないことが判明した。(満岡正彦)

焼結鉱製造冶金に対する鉄鉱石の役割

(H. G. HOFF, J. KOOTZ and G. SCHWABE: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 14, p. 739~755)

試験鍋で返鉱装入量とコークス装入量の焼結プロセスに対する影響を調べたところ、通常の返鉱範囲では、発生返鉱と装入返鉱がバランスのとれるコークス装入量は二水準ありコークスの少ないほうは、《十分な焼結プロセス》多いほうは、《熔融焼結プロセス》と称される。還元性がよく生産性も強度も上がるコークス配合量は返鉱の少ない領域で《十分な焼結プロセス》の領域にある。

焼結プロセスに対する鉱石の影響を調べるために、ベースとなる混合原料に3種の鉱石 1) Bong Range 鉱(混合原料の粒度範囲を狭くする鉱石) 2) Fosdalen 鉱(微粉マグネタイト精鉱) 3) Quebec 鉱(粗粒マグネタイト

トを加えた。1) の場合必要コークス量は減少し強度還元性はよくなった。2) の場合コークス必要量は少なくてよかったが、配合を増すにつれて焼結時間は長くなり強度は上昇した。3) の場合はコークス量は変わらず、焼結時間は短くなり、強度は増した。

次に溶剤として粒度 0~0.1 mm の石灰石粉とドロマイト粉で比較焼結試験を行なつてみた結果、同じ塩基度の場合には、石灰焼結鉱は常にドロマイト焼結鉱より強度はあるが気孔率は低く、ドロマイト焼結鉱のほうが石灰焼結鉱より還元性はよいことがわかった。

次に石灰石を増して塩基度 $\text{CaO}+\text{MgO}/\text{SiO}_2$ を 0.7 から 5.5 まで変化し、光学顕微鏡で調べたところ塩基度 0.7 のときはマグネタイトが存在したが、塩基度を 2.6 まで上げると、組織は細くなり、純粋の鉄酸化物は少なくなつた。更に塩基度 5.1~5.5 まで上げると純粋の鉄酸化物は存在せず、マグネタイトに酸化カルシウムが固溶したものとなつた。更にドロマイト焼結鉱の場合には石灰焼結鉱と比較して焼結鉱中のマグネタイトは高い塩基度まで残されていることがわかった。

最後に一酸化炭素により還元試験を行なった結果、石灰焼結鉱中のカルシウムフェライトは、純粋な酸化鉄より還元し難いことがわかった。(満岡正彦)

— 製 鉄 —

溶鉄、高炉スラグ、および単体 C 間の反応に及ぼす温度の影響

(W. OELSEN et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 6, p. 405~414)

CaO 40%, MgO 10%, SiO_2 40%, Al_2O_3 10% の組成のスラグ 60 g に MnO 0.8 g, Fe_3O_4 0.8 g を添加したスラグと、1.5% S および 2.7% S を含む C で飽和した溶鉄約 60 g との反応を 1450°C , 1550°C , 1650°C の各温度で実験した。溶鉄中にあらかじめ Si を種々の濃度で添加し、同時にスラグ中からこの Si 量に相当する SiO_2 を除いた場合についても同様に実験を行なった。実験は、黒鉛をつぼ中で、黒鉛リングにより 100 回転/min の割合で攪拌しながら行なった。

溶鉄中にあらかじめ Si を添加しない場合には C の SiO_2 還元速度は温度の上昇により著しく上昇した。たとえば、1 hr 後の鉄中 Si は 1450°C では 0.03% であるが、 1550°C では 0.3%, 1650°C では 2.9% に上昇する。最初約 0.05% 含まれていた鉄中 Si は、鉄中 S, スラグ中 Mn, Fe の最初の急速な低下と対応して、一旦 0.003% 以下に低下し、鉄中 S, スラグ中 Mn, Fe がある一定限度以下になつてはじめて 0.1% に達する。

鉄中にあらかじめ Si を添加し、相当する SiO_2 量をスラグから取りのぞいた場合には3つの温度水準のいずれの場合にも、30 min の反応時間で終点成分に大きな影響を及ぼしている。この場合には、C の還元作用の一部が添加した Si によりおきかえられる。この置換作用は

添加 Si 量の高いほど、反応温度の低いほど大きく、1450, 1550°C の場合では、1% Si の添加の場合、C はスラグ中の Fe, Mn の還元および脱硫に関与する酸素量の $1/3 \sim 1/2$ と反応するにすぎない。

この実験であらわれたスラグ組成の範囲では、その実験条件に関係なく、S および Mn の分配比 $(S)/[S]$ と $(Mn)/[Mn]$ のあいだに良好な関係の存在することがあきらかとなった [福武 剛]

SCICE 法による高炉プロセスの研究

(A. JOHNSON: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 7, p. 671~688)

この論文は、BISRA で開発した SCICE 法の実験方法および装置について述べ、それを用いたときの実験結果について詳細に説明したものである。

SCICE 法は装入物を静止させておき、反応容器に入るガスの温度、成分および圧力を調整して高炉内の条件を再現させて、高炉のシャフト部における装入物の理想的な分布のときの反応を推定するものである。

この装置では、装入物を均一に容器内に分布させ、静止したままで還元するので、理想的な炉内条件をシュミレートさせることができ、したがって与えられた原料および操業条件のときの最低コークス比を推定することができる。また操業条件の変更は、SCICE では、おくれ時間* を変えて操業度の変化、最初の送風ガスの条件を変えて送風温度の変化、容器内の圧力を変えて炉頂圧の変化を表わすことができる。

次にこの手法を実際の高炉操業データに適用した例について述べ、ヘマタイト・ペレットおよび Colvilles の焼結鉱を Clyde の 3 高炉で使用した場合を SCICE 法でシュミレートし、次いで、同高炉で送風温度、湿分、鉱滓の重量、組成などの操業条件を与えたときの最低のコークス比を推定した。またこの高炉で操業度を 2 倍にした場合および炉頂圧を高めた場合についても試験を行なった。Appleby-Frodingham の低品位焼結鉱を Queen Anne 高炉で使用した場合のシュミレーションでは実炉においてゾンデで測定した結果とよく一致した。

また SCICE 法により推定した Clyde の高炉における最低コークス比は、Rist の操業直線で求めた結果との一致が見られた。

* (容器内の試料の層厚に相当する高さを高炉内で装入物が降下するのに要する時間) (山田幸夫)

一酸化炭素使用による鉄鉱石還元の理想操業

(W. WENZEL et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 13, p. 673~675)

高炉操業において還元剤にコークスを使用する直接製鉄法が長い間 L. GRUNER によつて研究されてきたが本稿はこの継続として CO を還元剤としヘマタイト鉱石を還元する場合の理想操業の定義と応用を報告したものである。

最初にヘマタイト鉱石使用による逆流物質交換の仮定のもとに還元率と還元剤 CO における最高に可能な利用率 η_{CO} との関係を変化させて図示した。

なおこれらの曲線は還元反応の平衡値を除去するために Baur-Glaessner 状態図を考慮して計算された。

これによれば各温度とも還元率が上昇するにつれて η_{CO} は低下し温度が低いほど η_{CO} が増加する。

また還元剤 CO の全利用度は FeO の反応平衡値によつて決定され、たとえば理想操業にもつとも近い Wiberg 法では還元ガスの利用度は 45%~50% 程度である。

次にヘマタイト鉱石の還元率と還元ガスの CO-CO₂ 含有量の経過と平行して 800°C~1000°C におけるヘマタイト鉱石の酸素分解曲線を 4 つの段階に分けて示した。

(1) 還元廃気ガスが純粋な CO₂ を得ることによつて初期還元段階においてヘマタイト鉱石が 48% まで還元されることを示す。

(2) 後期還元段階において、初期還元段階において還元された鉱石が 96% に還元されるまでの還元ガスの組成変化を示す。

ここでは廃気ガス中の 69% CO の平衡組成は還元温度が 900°C のとき理想的となる。

(3) C の更新における後期還元段階の還元廃気ガスの組成変化を示し更新後再び純粋な CO になる。

(4) これら純粋な CO ガスのうち 76.5% が後期還元段階において還元され、残りの 23.5% が逆流して第 1 段階にもどる。

以上 4 段階を循環させることによつて理想的なガス還元法を示した。(川崎正洋)

—製 鋼—

低リン鉄を上吹転炉で精錬する際におけるスラッグ生成を音響学的に測定する方法およびこの際の吹錬反応過程について

(F. BARDENHEUER et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 12, p. 613~621)

上吹転炉の吹錬において、吹錬初期にランス高さを高くするとスラッグが泡立ち、脱リンに有効なスラッグが生成するが、その量が多すぎると炉口からのスラッグ噴出によつて歩留りが低下する。ランス高さが低い場合は酸化鉄の生成が遅れ、流動性のよいスラッグの生成が遅れる。スラッグの生成過程を管理するため Mannesmann 社の第 2 転炉工場の 40 t 転炉で吹錬要因と吸錬中発生する音波の関係を調査した。スラッグが泡立って膨らんでくるとランスの先端がスラッグ内に入るため、音波の強度が激減する。よつて吹錬初期にはランス高さを高くしてスラッグ生成を早め、音波の強度が低くなるとランス高さを低くするという望ましい吹錬法を行なうことができる。水冷した測温用ランスでスラッグの温度を測定したところ、吹錬開始後 1 min で約 1550°C、その後徐々に溶鋼温度が上昇してくる。終点ではメタルとスラッグの温度差は 30~50°C である。スラッグが泡立つた際に、ランス高さを低くすると、FeO が還元され、この吸熱反応でスラッグの温度は約 30°C 低下する。音波の強度で捕捉できる泡立ちの時間が長く、この時期の酸素供給速度が大きいほど終点のリン含有量は低くなる。吹錬初期のランス高さを高くし、また前チャージのスラッグを残して吹錬すると、スラッグの泡立ち時期を早めることができる。炉令が古くなつた場合泡立ちが遅れるが上記の方法でこれを早めることができる。前チャージのスラッグを残して吹錬すると石灰の溶解を早めることができるので望ましい。石灰の溶解とこれに関係のある

メタルスラグ反応は、スラグ成分が完全に溶解する吹錬後期（全吹錬時間の 70~80% の時期）で急速に進行する。この時期までのスラグ温度と FeO 濃度が、高いほど未溶解の石灰をとりまいて、その溶解をさまたげる $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ を溶解するので吹錬反応、たとえば脱リン、脱硫がより早期に進行する。（川和高穂）

マンガンベース溶融合金中の炭素の拡散

(L. N. BARMIN et al.: Izvestiya Vusshi (1968) 6, p. 5~9)

電解 Mn と黒鉛は溶剤として使われる。前報 (Izvestiya Vusshi (1963) 12, p. 14) に引き続き黒鉛板を溶体に接し回転するときの黒鉛の溶解速度の測点から溶体中における炭素の拡散係数を求めた。初期溶体は Mn, Mn+40%Fe, Mn+4.2%C, Mn+20%Fe, Mn+70%Fe であった。実験温度は 1400°C, 1450°C, 1550°C。

結果 1) Mn-C 溶体の場合黒鉛の溶解速度 V (mg/cm²·sec) は回転速度の平方根に比例した。2) $[C]$ の増大とともに v は減少。3) $[Fe]$ の増大とともに v は減少。これは溶体の粘性の増大、炭素飽和濃度の減少だけによるのではなく炭素の拡散係数の減少にもよるだろう。4) Mn, Mn+4.2%C, Mn+40%Fe の場合の v の温度依存性は $\log v / \sqrt{\omega} + a/b/T$ で表わされた。ここで ω は黒鉛円板の回転角速度 (sec⁻¹), a, b は定数。5) これから黒鉛の溶解の活性化エネルギーを決定した。Mn に対して 38 kcal/mol, Mn+4.2%C に対して 16 kcal/mol, Mn+40%Fe に対して 36 kcal/mol。ただし前報の純鉄では 30 kcal/mol であった。6) LEVICH の与えた式 $v = 0.62D^{2/3} \nu^{1/6} (C_{\text{sat}} - C) (1 - N_{\text{sat}})^{-1}$ $\sqrt{\omega} = k\sqrt{\omega}$ を用いて D を求めた。ここで D は炭素の溶体中での拡散係数 cm²/sec, ν は溶体の動粘性 cm²/sec, C_{sat} と C はそれぞれ溶体の炭素飽和濃度および実際の炭素濃度 g/cm³, N_{sat} は炭素飽和モル分率, $D = D_0 \exp(-4.2E_d/RT)$ で表わされた。 E_d は拡散の活性化エネルギー (Table 参照)。7) D は Mn-Fe 系では $[Fe]$ の増大とともに減少。これは溶体の融点上昇のため。8) Mn-C 系では D は $[C]$ の増大とともに減少。これは溶体の粘性増大のため。9) STOKES-EINSEIN の式 $D = kT/n\pi\eta r$ を用いて拡散炭素原子半径 r を求めた。この場合 $n=4$ を考えた。Mn+5.3%C のとき 1450°C では $r = 0.19\text{\AA}$ を得た。10) D_0 は $\log D_0 = \alpha + 4.2\beta E_d/RT_m$ で表わされた。 $\alpha = -3.65$, $\beta = 0.4$ であった。 T_m は融点。(Table 参照) (小林三郎)

脱炭速度におよぼす合金元素の影響

(S. N. PODERIN and S. I. PHIRIPOR: Izvestiya Vusshi, (1968) 6, p. 10~15)

前報 (Izvestiya Vusshi (1968) 5, p. 5) に引き続きいわゆる臨界炭素濃度 $[C]_{\text{crit}}$ 以下における脱炭過程の機構と動力学および第 3 元素の影響に関する研究。方法

は前報と同じ。

$[C] > [C]_{\text{crit}}$: 浴表面における脱炭。脱炭速度 V_c は時間および $[C]$ に対して一定。

$[C] < [C]_{\text{crit}}$: 浴の沸騰を伴う。沸騰の程度は送酸量と温度により異なる。つまり温度が低いと沸騰は早期 ($[C]$ の高い時期から) に始まり過程の完了は相対的に遅くなる。 v_c は時間, $[C]$ に対して減衰。反応ゾーンへの炭素の供給速度が律速。実際 400 cm³/min ($O_2 = 0.25$, $N_2 = 0.75$) 送酸 (1600°C) および 300~400 cm³/min ($O_2 = 1.0$) (1700°C) のとき $[C] < [C]_{\text{crit}}$ では v_c の減少はなめらかであるが 300~400 cm³/min ($O_2 = 1.0$) (1600°C, およびそれ以下) のとき $[C] < [C]_{\text{crit}}$ ではまず v_c の周期的なかなり激しい増減変動がありその後 $[C] \approx 0.01$ まで v_c はなめらかに減少する。温度が低いと v_c が複雑な形をとるのは炭素の溶鉄中での拡散が困難になるため。

第 3 元素の存在は炭素の浴内拡散に影響を与えることにより $[C] < [C]_{\text{crit}}$ における脱炭過程に影響をおよぼす。 $[C] < [C]_{\text{crit}}$ においては $d[C]/dt = \gamma \cdot (S/V) \cdot [C]$ で表わされる。ここで γ は反応速度定数 (cm/min), S/V は容積の比表面積 (cm)。この式を積分して $\gamma = 2.3 \{ \log [C]_1 - \log [C]_2 \} / (S/V) (t_2 - t_1)$ を得る。実測値をこの式に代入すると $\log [C]$ 対 t の関係は 2 つの直線から成る。 $[C]$ が $[C]_{\text{crit}}$ 以下になつた後の強い沸騰期の浴内脱炭反応に対応する γ_1 とその後の弱い沸騰期に対応する γ_2 を得た。 γ_1 の温度依存性は強い（とくに硫黄が存在するとき）が γ_2 のそれは弱い。 γ の温度依存性からそれぞれの期における過程の活性化エネルギーを求めた。 E_{γ_2} は第 3 元素の種類、量にはほとんど無関係で ~6000 cal/mol。 E_{γ_1} はかなり変わる。Ni は γ_1 を変化させないが γ_2 を増大させる。Mo, W は γ_1 を幾分低下させる。Mo は γ_2 をいく分低下させる。V, Nb は γ_2 ともに著しく低下させる。V, Nb が γ を著しく低下させるのは酸化物形成のため。(小林三郎)

— 鑄 造 —

鋼のエレクトロスラグ溶解に関する冶金的および操業的要因の基礎的考察

(E. PLÖCKINGER et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 12, p. 638~648)

特殊鋼の品質に対する要求はますます厳しくなつてきた。そこで Gelr Böhler & Co. A.G は 1964 年に半工業的なエレクトロスラグ溶解 (ESU) 設備を設置し、実生産と研究とを開始した。この設備は 130~300 mm ϕ 200 mm ϕ , 350×150 mm を製造できる。110 mm ϕ を 220 mm ϕ に ESU 法によつて再溶解する場合電圧は 40 V, 電流は 4000 A 程度である。熱バランスを計算してみると、入熱のうち 66% が鋳型の冷却水へ、9% が鋳

溶 体	T_m (°K)	D_0 (cm ² /sec)	E_d (kcal/mol)	E/T_m (cal/mol·grad)
Mn	1517	3.85×10^2	47.6	31.4
Mn+40%Fe	1663	1.05×10^2	47.6	28.6
Mn+4.2%C	1573	2.50×10^2	17.1	10.9
Fe (前報)	1812	0.33×10^2	42.9	23.6

塊へ、残り 25% がスラッグ表面からの輻射熱損失である。鑄塊 t 当たりの電気量は電圧が小さく電流が大きいほど少なくすむ。最適な条件の場合 1400 kWh/t 程度である。湯だまりの形状は鑄造組織の点から浅いほうが望ましく、この条件は一定電流の場合は電圧が高いほどまた一定電圧では電流が少ないほどよくなる。逆の条件では深い湯だまりが生成するため、鑄塊のデンドライトは外国から中心へ向かうから、偏析、炭化物の析出状態が望ましくない。鋼の脱硫反応は大気中溶解した場合、 $[S]_M \rightarrow (S)_S \rightarrow \{S\}_g$ の反応により SO_2 として大気へ 70~80% 放出される。酸素を含まないガス雰囲気中で溶解した場合は鑄塊の底部から頭部へかけて $[S]_M$ が高くなつていく。スラッグは一般に $CaO-Al_2O_3-CaF_2-SiO_2$ 4 元系で、 SiO_2 10~20%, CaO , Al_2O_3 , CaF_2 が同じ重量% のスラッグでは脱硫率が 50~70% である。 $K'_{Si} = [\%Si][\%O]^2$ は $\%CaO/\%SiO_2$ により左右され塩基度 10 では $K'_{Si} = 3 \times 10^{-6}$ 程度である。Mn は $2[Mn] + (SiO_2) \rightleftharpoons 2(MnO) + [Si]$ の反応をする。 $K'_{Mn, Si} = (\%Mn)[\%Si]^{1/2}/[\%Mn]$ は塩基度が高いほど小さくなる。Al は $3[Si] + 2(Al_2O_3) \rightleftharpoons 3(SiO_2) + 4[Al]$ の反応をするので、 $[Si]$ とスラッグの Al_2O_3 が高いほど $[Al]$ が高くなる。鑄塊の介在物は塩基性スラッグの場合 5μ 以下と小さい。最適条件で溶製した鑄塊の表面は良好で、内部割れなどの欠陥は存在しない。成分の最大偏析度も鋼塊より小さい。300~800 mm ϕ と ϕ を ESU 式大型設備で溶製し EX40X₇MoV51 を 300 ϕ に鑄造し、同じく 300 ϕ に鍛造した鋼塊材と比較したところ、後者は C 方向の伸びが著しく劣つたが、前者は L 方向と C 方向に差がなかった。

(川和高穂)

一性 質一

0.2% 炭素鋼中における非金属介在物の熱間圧延中の挙動

(P. J. H. MAUNDER and J. A. CHARLES: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 7, p. 705~715)

研究室規模の小鋼塊における介在物の大きさ、組成および分布は、大規模の鋼塊にみられる介在物のそれとは同じではない。そこで 0.2% C の 3.5 t 鋼塊の中心より試料を切り出し、均熱と熱間圧延中の介在物の挙動について研究を行なった。

均熱中の挙動は試料を 700~1350°C に 30 min~4 day の加熱を行ない、焼入れまたは炉冷して検鏡を行なった。熱間圧延は小さな試料を平鋼板にとりつけ、700~1350°C で 30 min の均熱後 1 sec 以内に圧延した。圧延後一部を切りとり、残部を再加熱して圧延をくりかえし、0.076 mm (圧延率 94%) になるまで圧延を行ない、研磨して検鏡した。

1300°C 1 day 以上の均熱によつてマンガン・アルミノ・硅酸塩はやや形状が変化し、スペシャルタイトはゆつくり成長した。硫化物は 1300°C で 4 day 後も変化はみられなかった。

硅酸塩は熱間圧延温度で流動 (1100°C 以上)、遷移、脆性、塑性 (900°C 以下) の 4 つの挙動を示し、この温度範囲は介在物の大きさ、組成、圧延率によつて変化する。アルミナを含む硅酸塩はアルミナが硅酸塩の強化体として働き、アルミナ/硅酸塩比によつて変形が減少す

る。硅酸塩の大きさの影響は脆性範囲では小さな介在物とは不連続な紐状となるが、大きなものは破壊しはじめるのみである。しかし塑性範囲では硅酸塩の大きさの増加とともに塑性は急激に減少し、30 μ の介在物はほとんど変形しない。

マンガン硫化物は硅酸塩より微細で、数が多いが、すべての圧延温度で固体であり、硅酸塩より変形挙動の変化がゆるやかである。塑性は温度とともに減少するが、圧延率や硫化物の大きさには影響されないようである。硫化物は熱間圧延によつてしばしば合体するが、硅酸塩は流動範囲でのみ合体した。硅酸塩と硫化物が合体する例もあつた。介在物変形挙動をモデル化するため、銅、ニッケル、タンダステンワイヤーと棒鋼を用いてモデルをつくり、熱間圧延してワイヤーの変形をしらべた。

(斧田一郎)

2 種類の造船用鋼の脆性破壊応力と温度勾配試験

(J. WILLIAMSON and P. P. BENHAM: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 7, p. 716~722)

40°C ~ -100°C までの温度の変化と、200 t 以下の引張強度の変化をすべて 1 つの装置で行なわせ、さらに 40~120 lb の落下重による衝撃装置機構を備えた試験装置が開発された。最初この装置は、3/4 in 厚さのロイド規格 A, E 造船用鋼を使用して、一定応力で温度を変化させて擬似 Robertson 試験を行なうために使用された。Robertson 試験機では、引張力が縦方向に加えられ、割れが水平面で伝播するのに比べ、本装置は引張力が水平方向に働き、割れが下方方向に向かつて縦に伝播する。割れ発生は落下重と高さによつて調整される。試料の長さ方向に沿った温度勾配は Robertson に使われたと同じ方法で、試料上部 hole の中に液体窒素を入れ、その下に saw-cut を切り、低部は加熱するためにガスフレームを通す。温度勾配の測定は 7 カ所の熱電対によりおこなう。この試験の結果、P と S 鋼種を使つた AACSS プログラムにおける Robertson 試験と比較され、類似した結果が得られた。

さらに一定温度で応力変化を受ける試験を考えた。引張応力勾配を得る方法として、試料の中央軸に平行で、中心より偏心した引張荷重を試験片が受けるようになっている。これにより静的曲げと引張力の結合した引張応力勾配が得られる。saw-cut 切欠が最大引張を受ける側に入れられ、切欠きの反対側に衝撃を加える。この装置に bath が設けられ、一定温度を保つようになっている。一定温度で応力を変化させた試験において、へき開破壊の発生で静荷重、衝撃エネルギー、温度の間で一定の傾向が得られた。各鋼種の低い温度範囲では降伏点以下の切欠き応力で割れが発生する。高温範囲においても、少量の部分的塑性変形だけは割れの発生前におこる。割れの伝播は、試料の広さ内で抑制され、Robertson の抑制温度曲線の形と類似の割れ端応力-温度曲線を示した。

以上本装置の考案によつて、切欠き応力-温度による割れ発生の基礎的關係を決定することが可能である。

(堀口義弘)

オーステナイト鋼における偏析帯

(V. G. GRÜTZNER and H. J. SCHÜLLER: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 14, p. 713~726)

オーステナイト Ni-Cr 鋼の圧延面に直角な断面を観察すると帯状のすじがみられる。これはミクロ偏析といわれ、破壊や腐食への影響が認められているが詳細は不明で、真に偏析が問題なのか研究する必要がある。

試料は Cr 17%, Ni 9~17%, Mo $\leq$ 4.7% の範囲で、 δ -フェライトを含む鋼と含まぬ鋼を作成した。板の帯状組織の実体を金属顕微鏡、硬度、粗度測定、干渉顕微鏡などで調べた。帯状組織部の組成変化をマイクロアナライザで調べた。その他拡散焼鈍や溶融焼鈍テスト、鑄造材の熱圧などを行なつて組織変化を調べた。

帯状組織は 3 次元的にみると、圧延面に平行な薄片状組織となつている。その研磨面は明暗のすじと対応して凹凸のあることが干渉顕微鏡で調べられた。1200°C $\times$ 20hr の拡散焼鈍で帯状組織は消失した。マイクロアナライザ測定で、帯状組織の明るいすじの部分には Ni が多く、暗いすじの部分には Ni が少ないことがわかった。Cr や Mn の変化は偏析の著しい試料では多少明るいすじの部分に多いが、Si, P, S は全く変化が認められなかった。鑄造組織には格子状組織がみられ、これはやはり拡散焼鈍により消失し、また圧延すると帯状組織になつた。

帯状組織の原因は鑄造時の格子状組織にあり、結局合金元素リッチな残液が樹枝状晶間で最後に凝固してできたものである。Ni の偏析がみられ、Cr の偏析は少ない理由は、両者の γ 相中の拡散係数はあまり変わらないので両者の凝固中の溶離量がちがうためと考えられる。Ni が少ない暗いすじの部分は明るいすじの部分よりも、 γ 相が不安定でマルテンサイトを生成しやすいはずである。これに関し 780°C $\times$ 24hr の焼戻しにより Cr 炭化物を析出させた料試では、室温への冷却によつてマルテンサイトを生成したが、そのさい帯状偏板のない試料では、マルテンサイトは粒界にのみ生成し、帯状偏析試料では帯状のマルテンサイト、すなわち 2 次帯状組織を生成した。

(大内啓史)

純鉄の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中における非等方不均一核形成について (R. G. ASPDEN et al.: Acta Met., 16 (1968) 8, p. 1027~1035)

純鉄および鉄基合金の薄板の磁気的性質を改善するために、これらを焼鈍して集合組織を高度に発達させる研究がおこなわれている。本研究は高純度鉄を γ 領域で焼鈍して得られた (001)[uvw] 集合組織の形成機構を明らかにするための実験をおこない、この集合組織の形成に必要な表面エネルギーの異方性について検討したものである。

電解鉄を真空溶解して得た高純度鉄を 1050~800°C で熱間圧延し、さらに冷間圧延で 0.045cm の板にしたものを試料とした。まず試料を 1050°C で 12~16hr 焼鈍し、 γ - α 相変態中を 4~10°C/hr で冷却すると、 α 結晶粒の大きさは 0.25cm となり、高度に発達した (001)[uvw] 集合組織がみられた。つぎに水素焼鈍雰囲気中の硫化水素の集合組織形成におよぼす影響を調べるため、種々の濃度の硫化水素を水素雰囲気中に添加し試料を 1200°C で 16hr 加熱し、800°C まで炉冷した。この結果、硫化水素が約 6 ppm の濃度のときもつとも多くの (001) がみられた。同時に、焼鈍後の試料中の硫

黄の量は雰囲気中の硫化水素の濃度の増加とともに増加し、硫化水素が 185 ppm のとき 7.6 ppm ともつとも高い値を示した。さらにこの集合組織の形成機構を考えるため、1050°C で 1hr 焼鈍し、800°C まで炉冷したものと 800°C で 3 日間焼鈍したものと組織を調べたが、前者にはサブ結晶がみられ、後者にはみられなかった。

このことより、この集合組織は γ 中への α の成長によつて形成されたものであることがわかった。しかし一端を 1150°C とし、他端を冷却して温度勾配をもたせた炉で幅 2.54cm 長さ 30.4cm の試料を 16hr 水素雰囲気中で焼鈍したところ、 α の方位性をもつ成長がみられなかった。したがつて、これらの結果より (001)[uvw] の集合組織は α の核が (001) の方位をもつて形成されることに起因するものと考えられ、この核形成におよぼす選択的な駆動力は硫黄のような元素の (001) への選択的な吸着による表面エネルギーの異方性にもとづくものと考えられる。

(大久保透)

圧延したダクタイル鑄鉄の組織異方性と機械的性質の関係 (K. D. SHEFFLER and J. F. LIBSCH: Trans. Amer. Soc. Metals., 61 (1968) 2, p. 203~209)

ダクタイル鑄鉄を熱間で圧延すると、球状黒鉛が圧延方向に延ばされ、圧延面に平行に押しつぶされることが観察される。そこで黒鉛形状の異方性と機械的性質の関係を定量的に調べる。

試料は 2% の炭素を含む 56 $\times$ 45 $\times$ 3 in のダクタイル鑄鉄のスラブから、1 $\frac{1}{2}$, 1 $\frac{1}{8}$, 3/8 in 厚まで熱間圧延して黒鉛形状の異方度の異なるもの 3 種を用意した。黒鉛形状の異方度の定量化は、線分析により、圧延方向、横方向、面と直角方向に、単位長さにおける黒鉛の数を計算し、それぞれ互いに比をとつて表示した。この値は互いに異なる 2 方向の面における試料単位体積当たりの黒鉛の平均投影面積の比にほかならない。そして薄い (加工度の大きい) 試料ほど異方性が強く現われたのは当然である。

機械試験としては衝撃試験と引張り試験を行ない、圧延方向および横方向に切り出した試験片について測定した。その結果、衝撃値、引張り強さ、耐力、伸び、絞り、弾性率はいずれも圧延方向に切り出した試片のほうが大きく、黒鉛形状の異方度が大きくなるにつれてその差も大きくなる。そこで黒鉛形状異方度をあらわす縦横比と機械試験から得られた諸量の縦横比とを互いにプロットすると、その間には密接な直線関係が見い出され、耐力と弾性率を除いては黒鉛形状異方度に対する依存性は極めて著しいことがわかった。以上の結果から、圧延履歴を知ることなく顕微鏡の観察からダクタイル鑄鉄の機械的性質の異方性を予測することが可能である。

機械的性質の黒鉛形状異方度依存性の原因としては、黒鉛の存在が破断発生 site、クラック伝播域を形成し、また荷重保持面積を減少させるため、黒鉛の形状に異方性があると、単位体積当たりの黒鉛の投影面積が方向によつて異なり、それが機械的性質の異方性をもたらすものと考えられる。

(田頭 扶)

Fe-C 系材料の靱性におよぼす圧力の影響の組織感受性 (T. E. DAVIDSON and G. S. ANSELL: Trans. Amer. Soc. Metals., 61 (1968) 2, p. 242~254)

0.004~1.1%のCを含むFe-C材を焼鈍しおよび球状化した各種試片の靱性に対して、24 Kbまでの流体圧が重合した場合の影響について検討した。靱性に対する圧力の効果は、セメンタイトの存在、その量および分布という諸点に関して極めて組織感受性の高いことが認められる。セメンタイトが存在しないか、あるいはフェライトの地の中で球状の形をしているときは、圧力と真破断歪との間の関係は直線的であつて、その傾斜はC含有量の増加につれて小となつていく。セメンタイトが小さな板状の影（パーライト）をしていたり、あるいはもとのオーステナイト結晶粒界に沿った連続した網目状になつていときは、圧力と真破断歪との間の関係は非直線的であつて、C含有量と組織とのいかんによつて著しく変化する。

靱性におよぼす圧力の効果と、大気圧下での機械的性質との間の関係を求めた結果、ここで実鉄の対象としたFe-C系材料の範囲では、靱性の圧力係数と歪硬化係数との間にはなんら単純な直線関係や比例性は存在しないことが認められる。

また、巨視的な破断面の外観におよぼす圧力の諸効果についても論じている。すなわち大気圧下でカップーコーン型の破断を示すような材料で、全破断面積に対する靱性破断面の比を圧力の関数として考えても、直線的なあるいは連続的な関係は存在しない。すべての材料が高圧下では面積比ゼロへ向かつて一般的な減少を示す。破面が平面的な剪断破面へ移行する圧力は、一般に強い材料ほど高くなる。（鈴木正敏）

一分 析一

鋼中非金属介在物の化学的抽出法の現状

(R. G. SMERKO and D. A. FLINCHBAUGH: J. Metals, 20 (1968) 7, p. 43~51)

鋼中に存在する非金属介在物は鋼の諸性質に多くの影響をおよぼすため鋼製造上重要な問題となる。介在物と物理的・化学的性質の関係を知らるためには鋼中の非金属介在物相の量を決定することが大切である。本報では主として酸化物系介在物の抽出法と残査分析法について現在用いられている方法をまとめている。

他の方法と比較して化学的抽出—残査分析法の利点と考えられるのはa) 抽出にあたり多量の試料を用いるために分析結果の信頼性が高いこと。b) 抽出後、他の方法のように間接的にではなく、種々の相を別々に同定できる。c) 残査を元素分析することによつて鋼中の全酸素量と主な相の全量を知ることができる。欠点としてはいくつもの相を同時に定量的に抽出できないこと、共通元素を含む相は分板時に誤差を生ずることである。化学抽出法として用いられている方法は、酸溶解法、置換法、直接ハロゲン法、ハロゲン水溶液法、ハロゲン有機溶媒法などがある。これらの方法の中で今日最も多く用いられているのはハロゲン有機溶媒法であり、容易に行なえること、抽出時間の短いこと、設備が簡単なことが利点となつている。

ヨースメタノール法はハロゲン溶媒法としては最初の方法であり、攪拌を行なうことにより試料の溶解時間は1.5~2hrに短縮され(Fe, Mn)O, Fe₃C, MnSなどの抽

出も可能となつた。

臭素メタノール法および臭素酢酸メチル法は過去10年位の間、最も一般的に行なわれており日本で主として発達した。キルド鋼中の介在物の抽出に適しており、OKURA, BOHNSTEDT, PASZTOR および RAYBECK などにより検討が行なわれている。

酸化物系残査は1) 残査中に他の型の介在物が存在するとき、2) 炭化物の分解により生じた炭素が定性分析を妨害するだけの量含まれるとき、にはそれらを分離・除去しなければならない。

残査分析法としてはX線回折、化学分析、分光分析、顕微鏡法、粒度分布測定法、熱分析、ガス分析など種々の方法が行なわれている。

著者らの試験結果として、1) 鉄中 FeO, Fe₃O₄ の熱処理による変化、2) wüstite や silicate の 500~1200°C における焼鈍時の変化、3) Al キルド鋼薄板の介在物の分布などを認めたことを報告している。（渡辺靖夫）

—そ の 他—

鉄鋼業における再熱炉

(J. H. FLUX: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 8, p. 757~765)

鋼を加熱する場合基本的には適当な時間でしかも最小コストで一定温度に達すること、表面の過酸化などの害がないことなどが上げられるが実際操作では困難である。材料の大きさ、形、加熱するための条件数などによつて次の4つの形に分類される。i) 連続式プッシャータイプ炉—発展の初期段階は傾斜した床の上を材料が棒で回転されるものであつたが、現在の実際操作としては英国での操業データが基礎となつており、炉の選択に当たつて一般に燃料消費量および操業調整の難易さに関係して決められるが多くの場合圧延の生産力によるところが大きい。この型の将来性は各ゾーンの逆燃焼、天井での高密度バーナー使用、冷却なしのスキッド使用、などを除けばやはり抽出ピッチの高いものに用いられるであろう。ii) 材料の機械的移動による炉—種類としてウォーキングビーム、V形切れ目床、回転床、がありおのこの構造および機能を述べている。プッシャー炉で材料のスキッド接触面とスキッド間の温度差が大きいこと、スキッドマークによる害、圧延の遅れ、休止で過剰スケール発生による害、などはこの炉を用いることにより解決される。将来性はプッシャー炉との組合せにより抽出ピッチの高い、比較的厚い普通鋼の加熱に対し利用されるであろうし、再熱炉の中心となるであろう。iii) バッチタイプ—急激にしかも均一に加熱する技術として生成されるスケール量の限界を試み、1300°C でスケールリングおよび脱炭を除去するためには 14%:CO, 20%:H₂, CO₂/CO=0.25, H₂O/H₂=0.65~0.7 の割合にある雰囲気での操業が必要である。また廃ガスの顕熱が回収され予熱空気は 1000°C くらいに達する。このような炉は高価であるがコストは安くなる。iv) 電気的方法—スケールフリーの状態が要求されるものに限定される。種類として誘導、直接抵抗、赤外線方法などがありおのこの操業データが述べられている。将来の使用として現在の特的な適用から広げられる方向にいくであろう。

(宮本 章)