

抄 録

—製 銑—

塊状生成物に関する試験法 (第4部)

(B. BJÖRKVALL, et al.: Scand. J. Met., 1 (1972) 6, pp. 293~294)

塊状鉄銑石の特性の決定法を研究するために、1968年にスウェーデン研究委員会が作られた。その委員会では原理的には、修正VDE法を推奨している。

試料(前もつて110°Cで乾燥し、重量500±2g、層高10-15mm)は、組成40±0.5%CO、60±0.5%N₂、流量3Nm³/hr(空塔速度69cm/sec)の還元ガスにより1000°Cで等温還元される。還元容器を天秤につるし、還元中の重量減少は連続的に記録される。

試験結果について、その還元性は一般的に、還元率40%での還元速度 \dot{R}_{40} 、実験開始60min後の還元率 R_{60} などで評価される。 \dot{R}_{40} を求めるに当り、Prüfblatt法による概算は大まかなので、本委員会では補間を使わず、作図により、還元速度を真の還元率で正確に求めるようにしている。還元率を、 $R=100[1-1/\exp(t/t_0)^a]$ …(1)で示す(ただし a 、 t_0 は物質定数)。これにより、 $\log \cdot \log 100/(100-R)$ と $\log t$ とは線形性が成立し、直線の傾きから a が定まる。また、 $t=t_0$ は還元率63.2%と等価であり、還元性の評価に利用できる。

また(1)式より、

$$\frac{dR}{dt} = \frac{a}{t} \cdot (100-R) \cdot \ln \frac{100}{100-R} \dots\dots(2)$$

(2)式に、 t 、 a 、 R を代入することにより、任意の時間での還元速度が決定できる。LKAB還元性試験法に使用されたキルナ銑ペレットで本試験法、および上記の評価をした場合、非常に好結果を得ることができた。

Prüfblatt法での評価式は、(1)式で $a=1$ の場合に相当する。これは緻密なマグネタイト塊銑については妥当であるが、多孔質な塊銑では、 a は1より小さい。 $a=1$ とするならば、 $-\log(100-R)$ と $\log t$ とに線形性が成立するけれども、還元実験ではそのようにならず直線はわずかに曲がり、上に凸となる。(高橋謙治)

銑鉄を石灰と天然ガスで処理して低硫黄、低窒素の銑鉄を得る方法

(U. NÖLLE, et al.: Stahl u. Eisen, 92 (1972) 22, pp. 1085~1093)

石灰による銑鉄の脱硫の際、 $(CaO) + [S] \rightleftharpoons (CaS) + [O]$ の反応で発生する $[O]$ は、従来の脱硫法では、おもに銑中の $[Si]$ や $[C]$ と反応した。天然ガスやメタンを石灰とともに使用するとガスの分解生成物であるCとH₂が還元剤として働き脱硫作用が促進される。とくに望ましいことは、CとH₂はガス状の酸化物となり、けい酸とちがつて脱硫剤の働きをさまたげないので、処理時間中脱硫反応がすみやかに進行する。以上の概念を基礎として実験室での予備研究と工業的な規模の研究を行なった。脱硫方法は2種類ある。

ひとつは、石灰を脱硫剤とするスターラ法で、スター

ラのセンターの孔を通してメタンが吹きこまれる。165t鍋で処理前硫黄量0.015~0.075%の銑鉄を、銑鉄t当たり石灰使用量7.5~10kg、メタン使用量30~50lで最長25min処理すると0.010%以下に脱硫でき、再現性はきわめて良好である。しかし処理前後に注意深く鍋の排滓を行なうことが必要である。他の脱硫法とちがつて銑鉄温度の影響はなく、スラグへの鉄損失も2~5%と少ない。また処理前窒素量0.0050~0.0100%が0.0015~0.0040%に低下するがそのパラッキは硫黄の場合より大きい。スターラの材質など研究の余地はあるが、銑中の硫黄量0.060%を0.010%に脱硫するに要するコストは、銑鉄t当たり1.37DMとなり他の脱硫法と比較して有利である。

もうひとつは、上吹き浸漬ランスを用いて微粉石灰を天然ガスとともに吹きこむインジェクション法である。本方法で0.010%以下に脱硫するには処理時間が40min、石灰使用量が銑鉄t当たり25kg必要であり、メタンと石灰によるスターラ法に劣るが排滓の必要はない。

本基告に関連して、CaC₂による高炉湯道での連続脱硫法、CaC₂や石灰ソーダ混合物によるスターラ法やMgとコークスあるいはソーダによる脱硫法が紹介されている。(稲谷稔宏)

高炉への焼結銑およびペレット装入におけるガス流れの測定結果

(K. ENGEL, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 1, pp. 1~8)

本論文は、焼結銑とペレットを装入した高炉、S高炉(炉床径=6.5m、内容積=873m³)とP高炉(炉床径=6.5m、内容積=688m³)について、ガス通気性の測定結果の報告である。シャフト高さ方向3段および半径方向3位置において、ガス流速、ガス温度、ガス組成およびガス圧力を水平ゾンデを用いて測定した。ガス流速の測定は⁸⁵Krを追跡子ガスとして羽口から吹込み、シャフト各測定レベルまでの到達時間の測定によつて行なつた。その結果ガス流速は両高炉において同様の分布をしており、中間帯がやや低くP高炉で3~4m/sec、中心帯および壁側が高くP高炉で6~7m/secであつた。またガス流速とガス温度は両高炉の各レベルにおいて直線関係が得られた。P高炉では、ペレット装入量を35から75%に増し、天然ガスを35Nm³/t-pig吹込んだ結果、流速分布に変化は見られなかつた。

半径方向のガス利用率CO₂/(CO+CO₂)分布はM型分布をしており、絶対値で50%の差違があつた。ガス流速、ガス温度および利用率との間には密接な関係が得られた。

ガス流速の測定から、層空隙率を求めた結果シャフト上段と下段では約0.4、中段では0.5~0.6であつた。圧力損失は、S高炉(65000~80000Nm³/hr)で370、460mmH₂O/m、P高炉(80000、100000Nm³/hr)で415、565mmH₂O/mであつた。

装入量および粒度構成、送風量および送風温度(750、

900°C), 天然ガス (35Nm³/t-pig) の半径方向ガス流速分布への影響を調べたが, 明確な相関々係は得られなかった。(天辰正義)

MgO 含有ペレット装入の高炉操業

(G. G. EFIMENKO, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 5, pp. 335~338)

自溶性焼結鉱や含 CaO ペレットと比較して, 含 MgO ペレットの有利性を確認するための操業試験が内容積 1.033m³ の 2 基の高炉で行なわれた。含 CaO ペレットの CaO および MgO はそれぞれ 5.38~5.74% および 0.31~0.59% であり, 含 MgO ペレットのそれはそれぞれ 4.55~4.91% および 1.17~1.40% であつた。粒度の -3 mm は含 CaO ペレットが 7% であり, 含 MgO ペレットが 6% であつた。

試験は 1 期間が 5~20 日にわたる 4 期間で 2 基の高炉で別々に行なわれた。I 期では 100% 焼結鉱, II 期では 50% 焼結鉱と 50% 含 CaO ペレット, III 期では 50% 焼結鉱と 50% 含 MgO ペレット, IV 期では 100% 含 MgO ペレットを装入した。全期間にわたり 0.7~0.8% Si, 0.9~1.1% Mn, 0.030~0.040% S の製鋼用鉄が得られた。熱レベルの調整は送風温度 1000~1060°C に維持し, コークスペース一定で鉱石量の変更と送風中湿分によつて行なつた。装入方法は一定とし, またスラグの塩基度も一定にした。

結果は I II III IV 期の順に後の方が出鉄量の増大およびコークス比の低下が得られた。50% の含 CaO ペレットを含 MgO ペレットに置換したときに (II → III), 修正値で出鉄量は平均約 3.4% 増加しコークス比は 2.5% 低下した。含 MgO ペレットを 100% 装入したときは炉況はより安定し両炉平均の修正値では生産性は更に約 7.5% 増加しコークス比は 3.5% 低下した。

含 MgO ペレットの装入により通気性の改善が見られたが, これは冷間状態での粉率が低く粒度がそろつてゐること, 装入物分布の改善によるシャフト半径方向のガスの流れの均一化, スラグ量の減少および MgO によるスラグの流動性の改善による。含 MgO ペレット 50% 装入時では炉口径方向のガス分布は中心部での CO₂ の増大が顕著であるが, これは焼結鉱の炉中心部への流れ込みによつて説明できる。また含 MgO ペレットで操業したときはガス利用率の増大がみられた。また含 MgO ペレットを使用したときには溶銑中 S が上昇するので, スラグの塩基度を上げる必要がある。(谷中秀臣)

高炉におけるアルカリ添加の効果の研究

(G. A. VOLOVİK, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 5, pp. 341~343)

高炉内銑鉄の脱硫効果が高めるにはスラグの特性改善の必要があり, これにはスラグの塩基度を高くするか蛍石を使用するかの方法がある。しかし, 前者は高炉の炉況にあたる影響が大きく, 後者は高価であるので適当でない。また, 一般的にアルカリ添加によるスラグ特性の改善効果はよく知られているが, そのデータは得られていない。そこで Petrovskii 工場ではアルカリを添加した場合のスラグ粘性に関する影響を実験的に調査した結果, Na₂CO₃ の形で Na₂O を添加した場合, 溶融温度は無添加時の Na₂O 1.09% 含有時の 1230°C から

Na₂O 1.75~2.00% で 1170°C まで低下し, また, 同一粘度における温度も 60°C 程度低下した。NaCl の添加も有効で同様な結果が得られ, これにより, 高炉スラグに 2.0~2.5% の割合で Na₂O+K₂O (無添加の場合は 1.60% 程度) が含有されると物理的特性がいちじるしく改善されることが実証的に結論付けられた。

しかしながら, 工業上の添加物選択には問題があつた。すなわち, 霞石せん長岩を使用すると SiO₂ の含有量 (52%) からスラグの量が増加しすぎるし, 加塩コークス使用の場合はコークス化工程が複雑になるからである。それゆえ, Petrovskii 工場ではソーダ製造廃物に着目し, その Na₂CO₃ 含有量約 94% のものを 675m³ の高炉に装入物と共に添加し, 高炉内のアルカリ挙動を調査した。操業テストは 10 日間行ない, 1~4 日目, 9, 10 日目は無添加, 5~8 日目に添加して行ない, アルカリバランスから次の結果を得た。通常の条件 (無添加) では装入されたナトリウムの炉内残留は平均 16% であつたのに対して, 添加時は 66% になつた。これによりナトリウムの排出量は装入物質の機械物理的特性およびガス流速に左右され, 添加アルカリ物質の量にはほとんど関係がない。従つて, 銑鉄トンあたり 20~30 kg/t のナトリウム投入により, 全ナトリウムの 80~85% が炉内を循環することがわかつた。その結果, 銑鉄の品質改善の効果は, 添加中の Si, S が, 無添加時より, それぞれ 0.1, と 0.006% 低下したことにより明らかとなつた。(斎藤正紀)

— 製 鋼 —

鋼の流滴脱ガス: アルゴン吹込みによる脱ガスの強化 (R. G. GILES, et al.: JISI, 211 (1973) 1, pp. 1~8)

流滴脱ガス法の改善として, ガス吹込みによる流体の微細滴への分解を検討した。オイル, 水銀および溶鋼を用い, タンデッシュからノズルを通して低圧チャンパー内へ流入する寸前で流体に気泡を吹込むことにより, 気泡の膨張が流体の放射状拡張をもたらす, スプレイを形成することを実証した。水銀および鋼のスプレイは, 100μm オーダーの平均径を持つ流滴に分解される。スプレイの分散度合および細粒化傾向は, ガス吹込み速度の増加とともに増加し, また, より少ない程度だがチャンパー内圧力の低下とともに増加する。このガス吹込み法を用いて, 酸素と Na アマルガムの反応を研究した。Na の酸化速度は, ガス吹込み速度の増加および Na 初期濃度の減少とともに増加する。Na 20 ppm の場合, 0.15 sec の流滴滞留時間内に Na の約 65% が酸化された。また, 0.15~0.20% C, 0.60~0.90% Mn, 0.20% Si を含む AISI 1018 鋼を溶解した 15 kg の溶鋼を用いて, 溶鋼スプレイの減圧下における C 脱酸を, 小型の流滴脱ガス装置で実験した。酸素除去率は, アルゴンガス吹込みのない場合の 30% からアルゴン吹込み速度 7 l/min で約 60%, 15 l/min の場合約 70% まで急増した。流滴滞留時間は約 0.08 sec であつたが, 工業的規模の場合, 本実験より流滴滞留時間が長くなり, 仮りに 4 倍となつたとしても本実験と同程度の流滴径が形成されるなら, 溶鋼中酸素の 95% 以上が除去されよう。また, 15 l/min のアルゴン吹込み速度では, チャンパー

内圧 200 torr まで圧力に無関係に約 70% の酸素が除去される。
(戸村寿孝)

酸化性ガス中を自由落下する溶融鉄合金滴の反応

(J. B. SEE, et al.: JISI, 211(1973)1, pp. 44~52)

0.2~1.5 g の Fe-C および Fe-C-Si 合金を (Ar+He) 混合ガス中で浮揚溶解し, O₂ あるいは CO₂ 気流中に落下して酸化させた. 落下中の反応過程を高速度カメラで撮影するとともに C および Si を分析して酸化速度を測定した. 合金は 1~4% C, 0.1~2% Si を含有している.

高炭素領域における脱炭反応は融滴の周りにある境界層内における O₂ と CO ガスの対向流拡散によって律速されることがわかった. 脱炭速度はガス相中の O₂ 分圧に比例するが, 実測された脱炭速度の値は拡散の理論式から計算した値の約 2 倍となった. Si を含む合金の脱炭速度は, 直径 6.4 mm の融滴では [Si] の増加とともに減少したが直径 4 mm の融滴では [Si] の影響が見られなかった. Si はスラグの生成あるいは CO ボイルのための飛散によって減少した.

高速度カメラによる観察から決められた Fe-C 合金におけるボイリングの起る [C] と脱炭速度の関係は, 従来浮揚溶解法で決められた範囲よりも [C] および脱炭速度の高い範囲にあることが明らかにされた.

Fe-C-Si 合金においては, まず融滴の表面に生成し, ガス相からの O₂ がスラグ相を通って溶鉄中に拡散して CO 気泡が発生し, ボイリングによって脱炭が進行した. ボイリングが起こるまでの反応時間は [C] および [Si] の増加とともに増加した.

ボイリングによって鉄の微粒子が O₂ 中に放出されるとフェームが生成したが, 電子顕微鏡観察および X 線回析の結果これらの微粒子は 0.05~2 μ のマグネタイトであることがわかった.
(郡司好喜)

減圧 CO 雰囲気でのステンレス鋼の精錬

(P. BILLGREN, et al.: Scand. J. Met., 1 (1972) 6, pp. 295~302)

4 t 真空誘導炉を用い 18Cr-8Ni ステンレス鋼の酸素吹き真空精錬の実験を行なった. 炉は 875 kW, 835 Hz 溶解用と 125 kW, 25 Hz 攪拌用の 2 種の誘導コイルを備え, るつぼは Al₂O₃-MgO スピネルを突き固めてライニングしたものである. 実験を通して, 溶鋼中の Cr, Ni, Mn の初期含有量はそれぞれ 18, 8, 0.5%, 初期鋼浴温度 1600°C, 誘導攪拌の場合の出力は 120kVA, Ar 底吹攪拌の場合の流量は 0.4 Nl/t·min, 造滓剤はライム 7.5 kg/t, 酸素ランスのノズル径は 3.5 mm, ランス高さ 5 cm, 酸素背圧は 10 気圧を基準とした. いずれの実験も減圧 (50~400 Torr) 後沸騰により溶鋼面が露出した後に酸素吹錬し, 以後 3 min ごとに試料採取して溶鋼の温度が Cr の酸化により急上昇するまで実験を続行した. $3C + Cr_2O_3 \rightleftharpoons 3CO + 2Cr$ 反応における平衡圧 P_{CO}^{eq} の計算値と実験結果とはよく一致した. C の初期含有量が高い (0.4%) 場合には高い雰囲気圧で鋼浴が沸騰し, 高 Si (0.4%) 含有量ではスラグ量が多くなり精錬に困難をきたした. ランス高さを 15 cm に高くした場合は鋼浴表面がスラグにより覆われ酸素ジェットの入深さが小さくなるために到達 C% は標準条件下の 0.044 に

対し 0.12 と高くなった. したがって, 酸素吹錬はハードブローで行なうが, スブラッシュおよびそれに起因するスカールの生成を防ぐためには消耗型浸漬ノズルに 2 次燃焼法ならびに炉蓋を併用するとよい. 酸素消費量による終点制御は不適當であり, 廃ガス温度測定法あるいは目視判定が好ましい. 精錬反応におよぼす鋼浴攪拌の影響は大きい, それぞれ約 10 チャージの到達 C, 平衡 P_{CO}^{eq} の平均値で誘導攪拌と Ar 攪拌を比較すると前者が 0.044%, 143 Torr, 後者が 0.017%, 40 Torr であり, Ar 攪拌の効果が著しい. なお, Ar 攪拌の効果は流量に比例して増大する, 本実験結果からみて, 1.3 Nl/t, min 以上にすべきである.
(矢野修也)

低磷鉄をタンデム炉に装入したときのスラグ-メタル間の平衡関係

(H. SCHENEK et al.: Stahl u. Eisen, 92 (1972) 26, pp. 1308~1313)

南アフリカ鉄鋼会社 (Iscor) の 135 t タンデム炉をつかってスラグ-メタル間の平衡関係を研究し, 通常の操業 (A 法とする) とボーキサイトと重油を使用した操業 (B 法とする) とを比較した. A 法ではランス高さを 10~45 cm まで変えて行なつたが, その影響は明らかでなかつた. B 法ではランス高さを 10 cm とした.

鉄鉄装入後, 最初のスラグ組成は著しくばらつき, 出鋼時のスラグ組成はライム (CaO) の飽和線上にあつた. B 法ではスラグの液化とライムの溶解が早かつた.

スラグ中の FeO の活量は A 法ではランス距離が高いほど大きく, モル塩基度に依存した. 塩基度が増すにつれてスラグ中の FeO の活量は低下した. A 法に比較して B 法では FeO の活量の低下が小さかつた.

スラグ中の MnO の活量は吹き始め期と吹き止め期では両法に差はなかつた. 塩基度が増すにつれ MnO の活量は最大値を示し, B 法が A 法より大であつた.

スラグ中の P₂O₅ の活量は A 法では吹き止め期にゆっくり低下したが, B 法では逆の傾向を示した. このことをライムの溶解の遅速に関連づけて考察した. B 法では早期に P₂O₅ がスラグと弱く結合し, 脱磷に好影響を及ぼすことがわかつた.

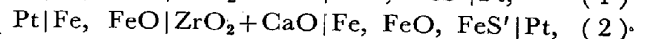
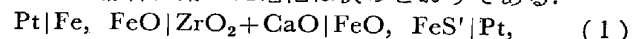
平衡定数から計算したスラグ中の酸素, マンガン, 磷の濃度と実際の分析値を比較した結果, 脱炭が進行するにつれて平衡に近づいていることがわかつた. マンガンの場合, B 法が平衡により近く, 速度論的に有効性を示した. 磷の場合には 0.01% C まで脱磷が進行していることがわかつた.

脱磷の際のスラグキャパシティと操業効率の関係についても考察した.
(笹田隆志)

固体電解質をつかつた起電力測定による硫化物特性の研究, その 2. オキシサルファイド相と硫化物の非化学量論性

(S. I. PHILIPPOV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 11, pp. 18~24)

Fe と Ni のオキシサルファイド相の熱力学的特性を固体電解質を使つた起電力測定用電池を用いて研究した. Fe の場合に用いた電池は次のとおりである.



Pt|Fe, FeO|ZrO₂+CaO|FeO, FeS, FeS₂|Pt, (3)

電池は白金板の間にタブレット状に焼結した標準極, 固体電解質, 硫化物と酸化物の混合物を3層に重ね, 石英管につめて作製し, 電池の内部を 1.1×10^{-2} mmHg まで真空にした後, アルゴンを充填して起電力を測定した. 起電力の温度依存性は(1)の電池が負で, 他は正であった.

得られた起電力値から Fe のオキシサルファイド固溶体中の FeO の化学ポテンシャルを次の式をつかつて求めた.

$$\mu_{\text{FeO}} = \mu^{\circ}_{\text{FeO}} - nFE$$

その結果, (1)の電池による μ_{FeO} が最も小さく, 次いで(3), (2)の順であった. 実験の前で試料をX線回析により分析した結果, (1)の電池では FeO 中に1モル%の FeS' しか固溶しないことがわかった. (2)の電池ではオキシサルファイド混合物中のウスタイトの鉄含有量は増加した. さらに, ピロタイト (Fe_{1-y}S) の組成変化は Fe と S が置換したためとし, 硫化鉄の構造に関する仮説を提出した. (3)の電池より, パイライト (FeS₂) とピロタイトを含むオキシサルファイド中の FeO の化学ポテンシャルを求め, パイライトとピロタイトの平衡を考察した.

Ni のオキシサルファイド相についても同様の電池をつかつて測定を行なった. その結果, Ni のオキシサルファイドの起電力は鉄のオキシサルファイドの起電力より低かったが, NiO と硫化鉄を含む電池の起電力は FeO と硫化鉄を含む電池の起電力より高かった.

(笹田隆志)

— 鑄 造 —

高力鑄鋼

(W. J. JACKSON and H. T. HALL: British Foundryman, 65 (1972) 8, pp. 286)

Cu-Si-Mo-V 鑄鉄の鑄造性ならびに 18%Ni-Co-Mo マレージング鋼の溶解時のいくつかの問題点について述べる.

鍛造鋼として R. A. R. D. E. によつて開発された Cu-Si-Mo-V 鋼は 1080~1850 N/mm² (70~120 t/in²) の高強度水準で使用できることがみとめられたが, 鑄造性に関しても適当な鋼であることがわかった. Cu-Si-Mo-V 鋼は Ni-Cr-Mo 鋼よりもわずかに延性は低い微小気泡は生じにくく, Ni-Cr-Mo 鋼, 18%Ni-Co-Mo 鋼などのいずれよりも作りやすく, 冶金学的欠陥も発生しにくいと考えられる.

18% Ni-Co-Mo 鋼は非常に C, Si, Mn 量が低いので酸素溶解度が非常に高く溶解には多くの問題点がある. すなわち, 酸化されやすい成分の調節ならびに各種の酸化物の調節が重要であり, 酸素を少なくするためには Al の添加が望ましいがその結果 Al 酸化物の生成をきたし延性を低下せしめる. Si および Mn 量の増加も一部役立つが, 0.2% まででは静的引張り特性にあまり影響しないしその破壊靱性は低下する. 複合脱酸剤も作用が不規制であり, 最良の溶解技術は溶解速度 Ti の添加時期を適当にえらび, すみやかに鑄造することである. マレージング鋼は鑄造合金として非常にすぐれ, そ

の湯流れは Cu-Si-Mo-V 鋼よりはるかにすぐれ, 鑄造表面も良好で後者のそれに匹敵する.

これらの鑄造材料は各種の新しい分野の用途たとえば自動車用プレス型材, 冷間および熱間加工ダイス, マンドレル, タービン, および送風機などに使用されている. (藤田利夫)

鋼の連続鑄造 第1部

(S. K. MORTON, et al.: JISI, 211 (1973) 1, pp. 13~23)

Western Canada Steel 社の Weybridge 鑄型のピレット連鑄機において, RI トレーサーによりプールの形状, 溶鋼の混合態, 凝固組織などを調査した. 鑄型は断面 14cm 角のもの 3 本がコーナー部で連結されており, その長さは湯面から 0.46m, その下に 3.66m のスプレイ帯があり, その後 6.40m の半径で水平に矯正される. タンディッシュから鑄型への給湯は中央の鑄型のみに行なわれ, 両端の鑄型へはウェブ部からの流れ込みによる. 鋼種は 0.10~0.85% の C 鋼, 鑄込速度は 1.5m/min である. RI は二種類使用し, 一つは Au¹⁹⁸ を鋼棒の先端につけて湯面下 13cm に添加, 他の一つは Co⁶⁰ を W 球内に封じ, 鑄型中心に落下させた.

Au¹⁹⁸ はピレット断面の長さ方向に逆三角錐状に分布するが, ノズルから溶鋼が流入する中央の鑄型では Au¹⁹⁸ の到達深さが約 2.1m であるのに対し, 端の鑄型では約 0.9m と浅い. 一方 W 球で測定されたプール深さはいずれの鑄型においても約 3m で, それぞれの Au¹⁹⁸ の到達深さより深いことから, Au¹⁹⁸ を含む溶鋼と固液境界との間には流動のない層があり, その厚さはプール内の流動域が浅い場合には大きくなることわかる. Au¹⁹⁸ の分散状況から, 端の鑄型ではウェブ下部から溶鋼が流入し, 鑄型内で十分混合した後, 一部が湯面近くから中央の鑄型へ逆流することが推測された. 凝固組織は C 量とは無関係に, 中央および端の鑄型のいずれにおいても, ピレット中心部の等軸晶帯が全厚の約 1/2 をしめ, 結晶粒も小さく, センターポロシティも少ない. これは Weybridge 鑄型の場合, 湯面近傍の湯動きが比較的強いいため, 鑄型上部の凝固前面のデンドライト・アームが容易に溶断され, 等軸晶の nuclei が多くなるためと考えられる. (垣生泰弘)

— 加 工 —

最も経済的な溶接法の選択

(W. G. HINES, J: Metal Progress, 102 (1972) 5, pp. 42~44)

溶接施工のコストの差は多くの要因によつて生ずるので施工法を選択するに際してはこれらの検討が必要である. 最大の要因は何と言っても保護ガスをはじめとする溶接諸材料の価格である. この場合, 開先形状と溶接条件の差によつて, 溶着金属の量が異なってくる. たとえば隅肉溶接の場合, 水平姿勢では, 理論値に対して 30% のオーバーウエルド(過溶着)になるのに対し, 下向姿勢では 10% のオーバーウエルドとなる.

溶接条件を規定した上で溶接コストを計算するための数値として必要なのは, 溶着効率と溶着速度である. 溶着効率は, 用いられた溶接電極の重量に対する溶着金属

の重量の比で表わされる。多くの溶接法では、これが100%とならないが、その理由は、手棒、ガス被包、無被包溶接などの場合のスパッター、手棒、フラックス入りワイヤなどの場合のようにフラックス重量中にスラグ分も含まれていること、手棒の場合のつかみ部損などによる。溶着効率を計算するには、平板上にビードを盛り溶接前後の重量（スラグスパッターを除いた）と使用した電極の重量を測定して求める。この方法で各種溶接法について溶着効率を求めると次のようになる。手棒—67~72%，無被包—79~82%，CO₂・フラックス入りワイヤ—84~90%，CO₂・中実ワイヤ—94~96%，潜弧—100%。また溶着速度は一定時間に溶着する金属の重量で表わされ、これを支配する因子としては、ワイヤ径、突出し長さ、送給速度、および前述の溶着効率がある。このほか、溶接コストを計算する上で重要なのは溶接工の賃金であることは言うまでもないが、この場合アーク・タイムだけでなく溶接部の溶接後清浄時間も関係する。たとえば手棒の場合は清浄するのに手間がかかるが、他の方法たとえば潜弧などでは、はるかに簡単である。さらにこの他、ノズル、コンタクトチップ、ワイヤ送給ローラなど消耗品の費用や装置の保繕の費用も無視できない。本報の筆者（キャタピラトラクター社所属）は、これらの因子をすべて考慮に入れた溶接施工コストの計算方式を提案し、計算例を示している。（図3、表1）

（志村一輝）

一性 質一

低炭素鋼の降伏挙動におよぼす加圧と急冷の影響

(D. J. CAPP, et al.: Acta, Met., 21 (1973) 1, pp. 43~47)

鉄などのbcc金属に静水圧などの方法で可動な転位を導入することによつて、その降伏挙動が大きな影響を受けることが知られている。本論文では多結晶の0.08% C鋼について12 Kbarまでの加圧あるいは620°Cからの急冷の後の引張試験によつて、降伏現象のパラメーターとしての 5×10^5 永久歪応力 σ_A 、降伏前微小歪量 ϵ_p 、上下降伏応力 σ_{UYS} 、 σ_{LYS} がいかに変化するかを調べている。これらのうち σ_A は4K barまでは約40 kg/mm²と変化しないが、9K barまでの加圧で約10 kg/mm²まで比較的急激に低下し、それ以上の加圧では大きな変化はしない。 ϵ_p は6K barまではほぼ0で、それ以上の加圧で12K bar、 15×10^{-4} まで急激に増加する。 σ_{UYS} は比較的变化は緩慢で5K bar、40 kg/mm²から12K bar、20 kg/mm²までの、また σ_{LYS} は8K bar、25 kg/mm²から12K bar、20 kg/mm²へ減少する。一方、急冷した試料については σ_A 23 kg/mm²、 ϵ_p 3.5×10^{-4} 、 σ_{UYS} 24 kg/mm²、 σ_{LYS} 24 kg/mm²となり、一般に加圧による影響よりも急冷の影響は小さい。これらの得られた結果に関して、 σ_A 、 ϵ_p が σ_{UYS} 、 σ_{LYS} よりも加圧の影響が大きくかつ低圧側から現われることについては、多くの結晶粒のうち、第2相近傍に加圧によつて可動転位あるいは転位源が生じたいわゆる活性化された結晶粒が、低圧側では少なく、微小歪は生ずるがリュウダース帯の萌芽は他の結晶粒まで成長できず、したがって全体としての降伏も起こりにくい

であろうとするなどの考察を加えている。（藤平昭男）

1% Cr-Mo-V 中圧大型鍛造ローターの組織と性質

(J. McCANN, et al.: JISI, 211 (1973) 1, pp. 66~74)

電力需要の増加はより弱大なタービン設備の建設を促し、ことに最近十年間には蒸気タービンの出力は100MWから660MWに増加し、蒸気タービンは大型化し、ローター鍛造品に注意が集中されてきた。その高温とくに中圧ローターの2種類の鍛造品について本論文は述べている。

500MWローター鍛造品の各位置の分析値は平均値をよく示すが、CとMoだけは平均値とことなつた値を示す。

2種類のローターは完全なベイナイト組織を示すが、そのベイナイトはC含有量および冷却速度に従つて、中部から上部ベイナイトに変化する。

鍛造品の引張り弱さは位置や方向に関係なく全部均一であるが、引張り延性は非常に異なり、帯葉の“A”系介在物の存在によつて逆に影響され、その結果は接線方向のとき最も著しい。

高温引張り強さは均一であり、延性も室温における試験より带状の“A”系介在物による影響は少ない。

550°Cにおけるクリープ破断試験結果は破断時間および破断伸びに著しい変化を示し、それは試験位置および方向により変化する。これらの変化は微細組織の変化と関係し、硫黄系介在物により悪くなる。しかしこの介在物がたとえ存在してもそれほどクリープ破断伸びは減少しない。（藤田利夫）

フェライト鋼における応力弛緩

(J. C. RITTER and R. McPHERSON: JISI, 211 (1973) 2, pp. 123~128)

C-Mn鋼および $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo- $\frac{1}{4}$ %V合金について応力弛緩の研究を行なつた。C-Mn鋼についての熱応力除去処理の全過程は、鋼の引張りおよびクリープ特性から予知することができる。弛緩は格子結合力の減少によりまた降伏点や動的歪時効や粒界弛緩現象などと関係した転位運動によつておこる。

Cr-Mo-V鋼の弛緩作用は残留オーステナイトの変態によつてまた高温での合金炭化物の析出によつて複雑化されるが、400°C以上でも十分推定することができる。両鋼の最終残留応力は熱処理中の弛緩には関係なく、限られた引張りおよびクリープ値から正確に予知することができる。

降伏および弾性挙動、クリープ、オーステナイト変態などについての文献は、弛緩の詳細な説明をするために参考にされる。残留応力は次の3種の異なる作用によつて減少する。

i) 弾性弛緩は温度上昇による格子結合力の減少によつて生ずる。

ii) 塑性変形は、降伏点や動的歪時効現象と関連した釘付け効果に従う転位運動によつておこなわれる。合金鋼では、転位の釘付けは高温で析出した細かな合金炭化物によつておこる。

iii) 残留オーステナイト分解のような相変態は、直接には膨張効果によりまた間接には安定したマトリックス中にひきおこされる歪場の塑性変形により弛緩をおこ

す。 (堀谷貴雄)

Ni を含有する時効硬化型低合金鋼について

(J. M. ROUND, et al.: Iron Steel, 45 (1972) 5, pp. 502~514)

析出硬化型低合金鋼の機械的性質におよぼす合金元素、粒径、熱間および冷間加工の影響を調べ、とくに強度と靱性におよぼす微細組織の効果について検討した。本論文ではフェライト単相、フェライト-ベイナイト二相およびベイナイト-マルテンサイト二相組織を示す Al-Ni, Al-Ni-Cu および Cu-Ni 系について詳細に調べ、これらの析出硬化型低合金鋼に関する金属学的理論について述べる。

炭化物で硬化する析出硬化型低合金鋼においては、靱性はおもに時効前のオーステナイト領域からの冷却中に得られる組織に依存する。フェライト単相の場合、シャルピー V ノッチ衝撃値が 68 J 以上であれば、強度は約 930 MNm^{-2} 以下である。熱間加工および冷間加工による結晶粒の微細化は低合金フェライト鋼の強度と靱性をいくぶん向上させる。ベイナイト組織の場合には、Cu の添加、あるいは Al, Cu および Ni の複合添加により硬化させた Ni 鋼では、シャルピー衝撃値が 70 J のときに 1240 MNm^{-2} までの強度が得られた。

溶着金属のように、ベイナイト組織でも、時効前にある程度のマルテンサイトを含む場合は、Ni あるいは Mo を含まないと、靱性が低い。マルテンサイト組織になるように十分に高合金化した鋼では、Ni と Mo を多く含むことにより、最適な靱性が得られる。

(山田武海)

凝固温度付近での 40Kh 鋼の強度と靱性

(V. I. YAVOISKII, et al.: Steel in USSR, 2 (1972) 3, pp. 190~191)

凝固温度付近での 40Kh 鋼の物理的および機械的性質について調べた。Al 脱酸を行なったり、また希土類金属を微量に添加して、40Kh 鋼の割れに対する抵抗を改善する方法について検討した。

凝固温度以下で冷却中の試験片の収縮速度 V_V は試験片の中心部が 1370°C 、表面温度が 1320°C のとき最大となる。0.7 kg Al/t で脱酸した 40Kh 鋼は最も大きな収縮速度を示す。

0.7 kg Al/t で脱酸した鋼では強度 G および伸び δ がわずかに低下する。鋼の割れ抵抗におよぼす Al 脱酸の効果は介在物の組成、形状、分布におよぼす Al の効果に対応する。0.7 kg Al/t で脱酸した鋼では酸化および硫化物は粒界に沿って存在する。0.7 kg Al/t で脱酸した 40Kh 鋼はこのように延性、強度および収縮速度を低下し、クラックに対する抵抗を低下させる。

0.2 kg Al/t で脱酸した鋼では、微量の希土類金属の添加では強度および靱性はほとんど変化しないが、希土類金属を 1.5~2.0 kg/t 添加した鋼では強度および靱性を著しく改善する。この場合収縮速度は低下する。

収縮中に生ずる内部応力を測定することは非常に困難なことである。収縮量 (Δ) に対する鋼の強度と伸びを支配する G/Δ と δ/Δ の値は内部応力に比例する。これらの値の増加にともない、クラックに対する抵抗は増大する。0.2 kg Al/t で脱酸した鋼と希土類金属 1.5~

2.0 kg/t を含む鋼ではクラックに対して高い抵抗を示す。

(山田武海)

試作した MS200 鋳鋼の性質

(G. A. BERESNEV, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 3, pp. 226~229)

適当な熱処理状態 ($480\sim 500^\circ\text{C}$ で 4~6hr 時効) では MS 200 マルエージング鋼 (17~19Ni, 7~9Co, 4.5~5.5Mo, 0.6~0.9Ti) の強度は粒径に無関係に、 200 kg/mm^2 に上げることができる。過時効すると著しく鋼の延性を低下させる。しかしながら 820°C で 50~60 min 保持後焼き入れすると、粒度番号 9 の微細な組織を示し、よい延性に回復する。

$\sigma_B = 200 \text{ kg/mm}^2$ の強度をもつ MS 200 鋼は高強度の 0.33% C を含むマルテンサイト系低合金鋼の強度 ($\sigma_B = 175\sim 180 \text{ kg/mm}^2$) よりも応力集中 (割れ) に対して鈍感である。

時効した MS 200 鋼では、よく知られている $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ 相の構造とわずかに異なる稠密六方構造をもつ針状析出物が認められた。Laves 相 (Fe_2Mo) が析出しないのは最大硬化段階で、Mo が規制原子配列から分離しているか、もしくは稠密六方構造をもつ Ni_3Ti 型析出物の中に置換型に固溶していることを示している。

MS 200 鋼板の溶接継手は母材とくらべ、著しく低い強度と延性を示す。同一平面に溶接した継ぎ目を圧延すると、引張強さの 0.95 倍に強度を回復する。このような種類の溶接継手により作つた鋼管は $\sigma_K = 207\sim 222 \text{ kg/mm}^2$ の応力で破壊する。これは強化した長手方向の溶接継手の性質がすぐれていることを示している。この管の組織は微細な方向性のない樹枝状組織と粒度番号 7 の熱影響部からなり、溶接部には粗大結晶粒は観察されない。

(山田武海)

—物理冶金—

オーステナイト中への $M_{23}C_6$ 炭化物の固溶挙動

(R. GULLBERG: JISI, 211 (1973) 1, pp. 59~65)

2 相間の局部的平衡を仮定して、オーステナイト (γ) 中への $M_{23}C_6$ 炭化物の固溶に関する数学的モデルを導き、多数の計算が、 $1010\sim 1150^\circ\text{C}$ の異なる固溶温度で、14%Cr-0.6%C 鋼について行なわれた。

γ と炭化物の間での局部的平衡を仮定して、 γ 中への $M_{23}C_6$ 炭化物の固溶過程は 3 つの段階にわけられる。段階 1 は γ 中の C の拡散により、段階 2 は炭化物中の Cr の拡散により、段階 3 は γ 素地中の Cr の拡散により支配される。数学的モデルを段階 3 について研究し、多数の計算を行なつた。計算結果から、段階 1 は本研究の試験条件では生じないであろうことが明らかとなつた。段階 2 は多くても固溶過程の 10% 程度を支配し、固溶過程の大部分は段階 3 の間に生ずる。異なる温度で固溶した炭化物の量を実験的に決定した。段階 3 について計算して求めた変態回線と実験結果の間にはよい一致が得られた。さらにこれから γ 中の Cr の拡散が $M_{23}C_6$ の固溶過程におけるおもな律速要素であるという結論を得た。固溶時間の変化にともなう炭化物中の Cr 量の変化を測定した。固溶時間の増加にともなう Cr 量の減少は数学的モデルから得られる予言とよく一致する。これは

モデルから予言される Cr 量の減少が γ と炭化物の 2 相間の局部的平衡の仮定に基づくものであることを示している。得られた結果はこのように局部的平衡が 2 相間に実際に存在していることを強く暗示している。

(山田武海)

表面拡散研究の新しい方法

(S. BERGH: Scavd. J. Meta., 1 (1972) 6, pp. 327~330)

これまでの表面拡散の測定はほとんどすべて表面自己拡散係数の測定であり、表面エネルギーが駆動力となつておこる形状変化から求めていた。この実験では移動した物質の測定から表面相互拡散係数を測定することを試みた(参照: S. S. BERGH: Jernkont. Ann., 153 (1969), pp. 303, Acta Polyte. Scand. Ch., pp. 103 (1971) 1, Internal Report No 773. Swedish Inst. Met. Res., Stockholm 1971). 拡散対として Cu-Fe 系が選ばれ、乾燥素中 750~978°C で測定された。この系は化学的にも冶金学的にもこの測定によく適している。方法は、Fe 素地の上に小さな Cu リボン(幅 150 μ m, 厚 5 μ m, 長 8000 μ m) を置き、焼鈍後 Cu リボンの幅、厚さの減少から Cu の移動量を求める。これに蒸発により失なわれた量、体拡散により移動した量を補正し、表面拡散により移動した量のみを求める。それとマイクロアナライザーなどにより測定した表面の Cu の濃度勾配から、 α -および γ -Fe 上での Cu の相互拡散係数を求める。また試料の組み合わせを逆に Cu 上の Fe の表面相互拡散係数を求める。

このようにして求められた相互拡散係数は次式により表わされる。

Cu{110} 上の Fe:

$$D_s = (1.1 \pm 0.1) 10^4 \exp \{-(47800 \pm 3000)/RT\}$$

γ -Fe 上の Cu:

$$D_s = (21.4 \pm 2.1) \exp \{-(27900 \pm 1800)/RT\}$$

α -Fe{011} 上の Cu:

$$D_s = (10.5 \pm 1.0) \exp \{-(25500 \pm 1600)/RT\}$$

α -Fe{112} 上の Cu:

$$D_s = (1.3 \pm 0.1) \exp \{-21500 \pm 1400\}/RT\}$$

これらの結果から、Fe の α/γ 変態は D_s にほとんど影響しない、Cu 上の表面拡散係数は自己拡散係数とよく一致しているが、Fe 上の値は一致しないということがわかった。また表面拡散の機構について、表面空孔の移動と、いわゆる吸着原子(adatom)の移動の2つの説があるが、この実験結果は表面空孔の移動によりよく説明される。

(新居和嘉)

—合金—

Fe-Ni-Co 系合金の研究

(C. SERVANT, et al.: JISI, 211 (1973) 1, pp. 75~82)

Ni/Fe 重量比を 0.43 まで変え、Co 含有量を 52wt-% まで変化させた Fe-Ni-Co 合金についてフェライト(α) \rightleftharpoons オーステナイト(γ)、マルテンサイト(M) \rightleftharpoons オーステナイト(A)変態を熱膨張測定、熱磁気分析、X線回折、示差熱分析(DTA)、光学顕微鏡組織観察により調べた。

Co 含有量の増加は $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, M \rightleftharpoons A 変態温度を上昇させ、 A_c3/A_r3 点と A_s/M_s 点の間の熱履歴を減少させる。またこの熱履歴は Ni/Fe 比の増加にともないふえる。 γ 領域で均一化处理し、300°C/hr の速度で室温まで冷却したのち、同様な速度で加熱すると、M \rightarrow A 変態は合金の組成に依存して、1 または 2 段階で生ずることがわかった。たとえば、Ni/Fe 比を 0.111 から 0.428 まで変化させ、Co を増加させた合金のうちで、低 Co 合金側では、M \rightarrow A 変態は 1 段階で生じ、Co 含有量の増加にともない 2 段階で生ずるようになる。M \rightarrow A 変態中は拡散機構が重要な役割を演ずる可能性が高く、その変態が 2 段階に生ずる場合は、その機構は両段階中とも同じである。2 つの段階の間の差はまだ完全には説明しえない。示差熱分析の結果、 A_{s0} 点に到達する前にいくつかの他の現象がマルテンサイト中に生ずることがわかった。これらの現象についてはさらに研究する必要がある。熱膨張測定から、Fe-Ni-Co 系準安定状態図を作成したが、この状態図は Jones と Pumphrey により発表された準安定二元系 Fe-Ni 系状態図の拡張である。

(山田武海)

溶融 Fe-S 合金の密度と規則性

(E. S. PHILIPPOV, et al.: Izvestiya Akad. Nauk USSR, (1972) 6, pp. 85~93)

溶融 Fe-S 合金の密度の温度、組成による変化を sessile drop 法により測定した。substrate は Al_2O_3 、雰囲気はアルゴンである。密度 ρ (測定誤差 1% 以下) のほかパラメータとして drop の側面投影面積の 1/2、その重心の位置、drop の放射強度 I を示した。

$[\%S] = 0.1 \sim 2.6$ の場合 ρ は 1650~1700°C で急激に 1~2% 減少し、 $[\%S] = 17 \sim 30$, 5~7 の場合にもそれぞれ 1300~1400°C, ~1500°C で ρ は急激に減少する。 ρ の 2% の減少は溶体の原子配列の規制性を著しく変えるので、これらの特異点は溶体の構造変化を示唆している。特異点は温度だけでなく $[\%S]$ にも依存している。すなわち 1580°C では $[\%S] = 0.05 \sim 0.12(C_c')$, 0.24(C_c''), 0.6(C_s'), 1.8(C_s'') で特異点が見られる。 C_c は S または FeS 同志の相互作用が起こり始める濃度(臨界濃度)、 C_s は規制構造の溶解限である。 $C_c' \rightarrow C_s'$ は δ 構造の溶体から安定な FeS クラスタが生成する領域で、その間 C_c'' で FeS クラスタ生成が始まる。 $C_s' \rightarrow C_s''$ は $[S]$ の増大とともに FeS クラスタが崩壊する領域である。作用球モデルによれば、イオウの半径を S^{-2} 半径 1.84Å にとると $C_c' = 0.04\%$, Fe の半径 1.26Å にとると $C_c' = 0.12\%$, また covalent radius 1.02Å にとると $C_c'' = 0.24\%$ が得られるが、それぞれ実測値とよく一致している。またイオウは S^{-2} として溶解し、その配位数は 7.3 である。 ρ は溶融により 3%, 100°C 昇温するごとに 1% 減少する。他方 vacancy 1 個生ずるごとに ρ は ~3% 減少する。したがって融点上 800°C では vacancy は 3~4 個生成する。溶融熱を H とすると (3~4) $H \approx E_d$ (E_d は自己拡散活性化エネルギー)。したがって融点 500~800°C では合金は規則性のない構造になる。

I のヒステリシスをとれば、昇温、冷却過程でその絶対値は異なるが、 I の温度に対する勾配は特異点で急激に変化することが認められるが、放射エネルギー測定も溶体構造研究の有力な方法となりうる。(小林三郎)