

抄

録

—原料—

1985 年までのコークス用炭の需要と供給

(M. RUMBERGER: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 15, pp. 705~713)

1985年の世界のコークス炭の総需要量は約8.8億tになるだろう。コークス用炭の需要は鉄鋼業、電力産業が最も多く消費し、家庭用などの少量消費は約3400万t程度である。1974年10月の西ドイツエネルギー計画書によれば、1985年の電力用コークス炭は約3000~3500万tで、国内炭が90%になるとされている。世界のエネルギー用コークス炭は1974年の1.5億tから1985年には2.6億tに増加する。アメリカは2.3億tとされている。

1974年からの年成長率を5.8%として、粗鋼生産量は10.23億t、銑鉄生産量は7.35億tと見積られている。高炉操業技術、高温・高圧送風および還元ガス・酸素の吹込みならびにコークス用炭の最適な配合によつてコークス比を10年で60kg/t-pig低下できるとすれば、1985年には世界平均で536kg/t-pigとなろう。したがって、高炉用コークス炭の需要は1974年の4.2億tから1985年には約5.8億tに徐々に増加する。直接製鉄法による海綿鉄の生産量は0.57億tに見積られるので、銑鉄量7.35億tを補充するとすれば、約8%のコークス用炭が減少できることになる。

1985年にはコークス用炭の総需要量は1974年より2.6億t増加し、8.8億tとなる。一方、世界の石炭埋蔵量は約4760億tとされている。1985年までの増加需要量の中で1.6億tは設備拡張によつて可能とされているが、残り1億tのコークス用炭の処理能力がネックとなつている。

(天辰正義)

—製鉄—

直接還元の世界状況

(J. R. MILLER: Iron Steel Eng., 54 (1977) 9, pp. 45~50)

直接製鉄工場は、1977年1月1日現在、39ヶ所で稼働し、その総生産能力は年産880万tである。1977年中に完成が予定されている工場は12、1978年には7、1979年と1980年にはそれぞれ4で、これらを併せると総生産能力は2000万t以上増加する。この他に、82のプロジェクトが進行中であり、そのうち41は1985年末までに85%以上の確立で建設・操業され総生産能力は年産5170万tになると見込まれている。DRへの関心は現在西半球で特に強く、総生産能力の60%以上がラテンアメリカ、カナダおよび米国によつて占められている。中東においてもDRへの関心が高まりつつあり、1985年にはラテンアメリカと併せた両地域のDRプラントは、総生産能力のほぼ半分を占めるであろう。

天然ガス利用のプラントがDRにおいて優位を占めている。1977年初頭においては66基のDR設備のうち天然ガスを用いるものは37基で、総DR能力の83%

である。固体炭素を用いるものは25基、14%であり、その他の還元剤を用いるものは4基、3%である。鉄鋼業の関心が石炭利用のDRプロセスに向けられているにもかかわらず、天然ガス優位の傾向は続くと思われる。そもそもこの傾向はHyL法およびMidrex法に端を発し、現在両法はDRの主要な方法となつている。また、FIOR法およびPurofer法が有力な方法として注目されている。

1977年初頭におけるDRの進歩は健全であり、将来においても更に期待されるところである。鉄鋼業全体としてはここ2年間退潮気味であるが、1985年までに鉄鋼生産および消費が10億tに達するあるいはこれを超すとの予測を変更する必要はないと思われる。またこれが市場およびメーカーの現実目標である限り、これから5~8年間にわたりDRの普及は着実に進み、更にその数年後にはめざましい発展を遂げているであろう。

(高木 泰)

海綿鉄製造におけるペレットと塊鉄の比較

(A. CHATTERJEE and P. K. CHAKRAVARTY: Iron and Steel Intern., 50 (1977) 4, pp. 245~252)

本報はインドのジャムシェドプールのTisco社が行なつたロータリーキルン直接還元の試験操業結果から、塊鉄やペレットなどの原料の比較検討を行なつたものである。インドでは、年間200万tの電気炉生産能があるが鉄鉱石に比べてコークス炭の供給が窮迫しているので、直接還元-電気炉(DR/EAF)の発展が期待されている。天然ガスの産出は少ないので、一般炭の使用できるロータリーキルン法が最も有望である。試験操業は1975年以来14回実施され、Noamundiのペレット(66%Fe)や塊鉄(10~15mm)、Thakurani鉄(10~30mm, 64.5%Fe)などの鉄石や、Are-Kuju炭、Luchhipur炭が使用された。

ペレットは塊鉄に比べてキルン内に形成されるリング量は半分程度であり、その他の鉄損失も少なく熱効率も良好なので、海綿鉄製造に適している。また、塊鉄でも硬いものより、柔らかいものの方が還元されやすく、ロータリーキルンプロセスに適している。灰分の融点は、キルンの最高温度1000~1050°Cの150~200°C上が好ましいが、インド産の石炭は灰分が多く融点が高いので、特に塊鉄と一緒に使用するときには問題がある。400, 200, 100t/日のそれぞれのプラントの経済性は、400t/日が最も低コストであり、原料価格はペレットの方が高いが、トータルコストは塊鉄の場合と同程度である。もし安定市場において海綿鉄がスクラップよりも10~15%低価格となれば、海綿鉄プロセスは経済的に確立されるであろう。

(加藤公雄)

高炉における炉芯の重要性

(H. NISHIO, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 18, pp. 867~875)

高炉プロセス全体において、炉芯が重要な役割を果たしていることが最近、明らかになった。コークスの燃焼、

出鉄などのシミュレーションを、コールドモデルによって行ない、炉芯の形成、その形状、大きさの研究を行なった。炉床の溶鉄、スラグ中から浮上するコークスの、炉芯の形成への影響に関する研究である。

コールドモデルによる実験は、二次元モデルで行なわれた。コークスはポリスチレンボールで、溶鉄はグリセリンで表わされる。羽口付近でのコークスの燃焼をシミュレートするために、羽口付近から、ポリスチレンボールを取り出す。羽口からは空気が吹込まれ、炉芯の動きを観察するために、チャージは色を付けて層状に装入された。

このコールドモデルによつて、高炉内での炉芯の存在がシミュレートされた。また、溶鉄の形成をシミュレートするため、下方からモデル内にグリセリンが加えられ、その圧力によりボールは上方へ移動した。出鉄による影響を表わすため、モデル内のグリセリンを周期的に変化させ、出鉄による炉芯の上下することが明らかとなった。炉芯は、炉内に停滞しているのではなく、常に更新されていた。

また、炉芯の大きさ、高さの計算を行ない、結果は、二次元モデル実験から得られた炉芯の形状のデータとほぼ一致した。炉芯での通気性のよいコークス層は、チャージのガスの通気性に影響を与えることが計算から示された。炉芯の高さは、炉床の径に比例して大きくなっており、大きな高炉では、コークスからなる通気性の良好な部分が存在しなければならない。(月橋文孝)

— 製 鋼 —

溶鋼ジェット流の酸化による酸素捕集

(K. W. LANGE und P. MASSARD: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 8, pp. 415~420)

溶融無炭素鋼ジェット流が空气中に放出されるとき酸素の捕集速度式を提案する。気相から溶鋼流への酸素の移行は、酸素飽和に達するまでは $O_2 \rightarrow 2O$ の反応で、飽和以後は $Fe + O = (FeO)$ の反応で行われるものとする。気相から金属/酸化物界面への酸素の輸送は、酸化物中の拡散によつて行われる。溶鋼ジェット流は円筒と考えてよいから、酸化物相中の酸素の移動は式次で示される。

$$U_0(\partial C/\partial Z) = D\{\partial^2 C/\partial r^2 + (\partial C/\partial r)(1/r)\} \dots (1)$$

ここで U_0 は溶鋼ジェット流の流速、 Z は円筒たて軸方向の距離、 r は円筒半径方向の距離、 C は濃度、 D は拡散係数である。境界条件は、 $c=c_0$ のとき $r=r_0$ (溶鋼ジェット流の中心から酸化物/気相界面までの距離)、 $c=C_1$ のとき $r=r_1$ (溶鋼ジェット流の中心から、金属/酸化物界面までの距離) である。(1)式を解くためにまず半径方向のみを考える。金属/酸化物界面では

$$-DS(\partial C/\partial r)_{r=r_1} = qS(dr_1/dt) \dots (2)$$

が成立している。ここで S は界面積、 t は時間、 q は化学量論係数である。ただし界面では $Fe + O = FeO$ の平衡が成立しているものとする。(2)式の解は

$$(r_0 - r_1)/r_0 = [2(M_{Fe}/M_0)\{W_0 - W_1/100\}$$

$$Dt/r_0^2]^{1/2} \dots (3)$$

となる。ここで M_{Fe} は鉄の M_0 は酸素のそれぞれの原子量、 W_0 と W_1 は金属/酸化物および酸化物/気相のそ

れぞれの界面における酸素濃度(%), である。つぎに垂直方向の動きを加えると、溶鋼ジェット流の単位質量当りに捕集される酸素量 $M_{O,s}$ は

$$M_{O,s} = 0.1(2M_0/M_{Fe})^{1/2}(W_0 - W_1)^{1/2}/r_0 \dots (4)$$

となる。

溶鋼滴が空气中に放出されるとき酸素の捕集速度を求めるときには、(1)式に相当する式は

$$(\partial^2 C/\partial r^2) + 2/r(\partial C/\partial r) = 0 \dots (5)$$

となり、(5)式の解は

$$M_{O,T} = 3/\sqrt{2}\{W_0 - W_1\}M_0/(100M_{Fe})^{1/2} \\ (Dt)^{1/2}/r_T \dots (6)$$

となる。ここで $M_{O,T}$ は溶滴質量当りの酸素捕集量、 r_T は溶滴の半径である。(雀部 実)

BSC のリバー、ドン工場における Finkl 式 VAD 製鋼 (W. H. BAILEY: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 4, pp. 209~215)

BSC のリバー、ドン工場における VAD は溶解工場の近代化の一環として設置され、1975 年 4 月から稼動した。この VAD 装置の主な仕様は、処理量: 30~90 t トランス能力: 10MAV, 真空容器: 520 cmφ×550 cm, 真空装置: 4 段スチームエジェクター, 電極径: 35 cm, 加熱速度: 3~5°C/min, である。この工場では 3~210 t の鋼塊を製造し、化学組成も多岐にわたっているが、これらさまざまな要求を満たすために VAD を利用している。

この VAD は合金添加、溶鋼保持、脱ガス、脱硫の 4 つの役割がある。合金添加は温度低下をもたらす、その回復に時間がかかるので合金添加量は最小におさえている。合金材の歩留は Ni, Cr, Mo, Si などは 100%, C は 75% である。大きな鋼塊を製造する時にはアーク炉で溶解している間、溶解済の溶鋼を清浄度を損わずに 6~8 h 保持する必要があるが、最大 11.75 時間まで保持したが不都合はなかった。取鍋の耐火物平均寿命はレンガ積方法の改善により初めの段階の 5.6 回から 14.6 回まで向上した。90 t 以上の鋼塊については真空容器内でモールドごと直接脱ガスされるので VAD の脱ガスは問題とはならないが、小さな鋼塊については大気鑄込をするので脱水素が重要となる。Ar パージにより取鍋表面をかきまぜ脱水素を行ない、現在では 1.6~1.7 ppm になっており問題ではない。脱硫については脱酸条件下において、スラグ塩基度を 2.5 以上とするとよい。しかし、Al で脱酸すると清浄度に問題があり、Fe-Si で脱酸すると塩基度調整が問題となり、脱硫に関してはまだ完成しているとは言えない。その他の電極に関する問題、アークの不安定、VAD 容器のきれつ、ポーラスプラグなどに関する初期トラブルはすでに解決している

(斉藤健志)

溶鋼をとりべで処理する時の酸化物系介在物の除去におよぼすスラグ相の組成の影響

(L. I. KRUPMAN, et al.: Izv. Akad. Nauk. SSSR Metally, (1977) 3, pp. 21~25)

溶鋼をとりべ中で処理するときの合成スラグとして、 Na_2O と MeF を含む自溶性スラグを使用し、一般に使用される $CaO-Al_2O_3$ 系スラグの精錬作用と比較した。

酸化物粒子の溶融スラグによる吸収速度は温度、スラグの種類及び酸化物粒子の種類によつて異なつた。吸収

速度は温度上昇とともに増大したが、自溶性スラグの吸収速度は $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系のそれに比して Al_2O_3 粒子の場合に6倍以上、 SiO_2 粒子の場合3倍以上になった。自溶性スラグの吸収速度が大きいのは $1500\sim 1550^\circ\text{C}$ における粘度が $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系スラグの $3\sim 4.5$ poise に比して 0.5 poise といちじるしいことで説明された。また自溶性スラグの精錬作用は SiO_2 よりも Al_2O_3 に対して効果であることがわかった。

合成スラグの精錬作用を比較するため、3種類の鋼をスラグ処理し炉内、スラグ処理後のとりべ内、連続鑄造の時の中間とりべ内及び圧延品から試料を採取して非金属介在物ならびに酸素含有量の変化を比較した。自溶性スラグを用いたスラグ処理により、非金属介在物量は非常に減したがとくに Al_2O_3 の減少がいちじるしかった。鋼中に残留する介在物量は、自溶性スラグで処理した鋼に比して $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系スラグで処理した鋼のそれは2倍近くあつた。また溶鋼中の $[\text{O}]$ は自溶性スラグの使用によつていちじるしく減少したが、 $[\text{O}]$ のみならず非金属介在物量も二次酸化によつて鑄造の際に増加した。(郡司好喜)

上吹転炉におけるスポンジ鉄ブリケットの使用に関する冶金学的、技術的要点

(H. P. HAASSTERT, et al.: Stahl u. Eisen, 97(1977) 15, pp. 723~731)

ATH の上吹転炉工場では 1970 年から熱間でブリケット化したスポンジ鉄を使用している。本論文は減少傾向にある適正かつ清浄なリターンスクラップの代替品としてあるいは低 S 鋼の製造原料として、スポンジ鉄を使用した試験の結果を述べたものである。このスポンジ鉄は普通のものに比べて高密度で再酸化しにくく、かつ水分も吸収しにくいという特長があつて、製鋼工場では取扱い上なら問題がないものである。スポンジ鉄の形状はたとえば $95\times 55\times 30\text{ mm}$ 、みかけ密度、 $4.9\sim 5.6\text{ g/cm}^3$ (気孔率 $19\sim 29\%$)、かさ密度 $2.8\sim 3.0\text{ t/m}^3$ であつて、その組成はつぎの通り: Fe_t $90\sim 96.2$, 金属 Fe $82.9\sim 90.6$, SiO_2 $1.0\sim 3.0$, C $0.3\sim 1.6$, Mn $0.04\sim 0.16$, P $0.005\sim 0.080$, S $0.003\sim 0.008$ (低 S 還元ガス使用時), 0.016 (コークス炉ガス使用時), N $0.001\sim 0.005\%$ 。

試験は ATH の 120, 260, 380 t 転炉で低 P 銑を用い冷材をスクラップ換算 300 kg/t 添加して行なつている。スポンジ鉄の 100 kg/t までの添加に際しては通常のスクラップ使用時と比べてならば操作上の支障はないが、多量添加時には吹止めでも溶解が完了しない場合があつたので、高密度のブリケットに変えた所好結果を得た。また、スポンジ鉄は炉内冷却あるいは取鍋内溶鋼の冷却にも適していることがわかった。

スポンジ鉄を用いて吹錬し吹止めた場合のトレース元素の濃度は鉍石あるいは最良のリターンスクラップを用いた場合と大差なく、低 S 鋼の吹錬には低 S 溶銑の使用とスクラップの低 S スポンジ鉄への完全置換が効果的であることが判明した。なお、スポンジ鉄の利用に際してはスラグボリュームの増加と Fe 源歩止りの低下を避けるためのスポンジ鉄中の SiO_2 含量の低減のほか密度および金属鉄分含量が高く、C 含量と湿分が低いことが望ましいがそのためには鉍石の撰択と還元およびブリケッテ

ィング条件の監視が肝要であることを示した。

上述のように好結果が得られたが、スポンジ鉄生産量が限定されているため、ATH では低 S 鋼など高級鋼の吹錬にスポンジ鉄を常時使用している。(鈴木健一郎)

電気炉のくず鉄使用を海綿鉄で代用するときの技術的・経済的效果

(H. OTTMAR, et al.: Stahl u. Eisen, 97(1977) 15, pp. 731~741)

電気炉に海綿鉄を連続供給する場合の技術的問題について検討した。

海綿鉄の金属化率 ($\eta_{\text{met}} = \text{金属化鉄分}/\text{総鉄分} \times 100$) と C 含有量が主要な因子である。60 t 炉の例では、操業能率の観点から η_{met} は 93% 以上、また、十分な沸騰精錬に必要な $[\text{O}]$ を確保する意味で η_{met} は 97% 以下が望まれる。所要 C 含有量は、終点 C を 0.1% とし、FeO の一部を還元するものとして、 $\eta_{\text{met}} = 95\%$ のとき、0.8% と計算される。ただし、スラグ生成量をメタルの 10%、スラグ中の FeO は 20% とした。 η_{met} と C のバランスが適当でないと、歩留りが低い、あるいは能率が下るという結果になる。

スラグ量が多いと歩留りが低く、終点 C は高くなるし電力消費も大きい。スラグ量は脈石の条件、S 含有量、およびこれに応じた CaO 添加量などで決まるが、アーキの安定条件のためには 7% 以上が適当である。また、 η_{met} が 1% 下ると、電力原単位は 13 kWh/t 増す。

海綿鉄の添加速度は、供給電力や CO ガス発生速度で上限が決まる。26MW の 60 t 炉では、溶解速度が最大 50 t/h となる。しかし、CO 発生による過度の沸騰を避けるには脱炭速度を $30\text{ kg/m}^2\text{h}$ 以下に抑える必要があり、 η_{met} が 94% 以上の海綿鉄でないとこのような高速添加はできない。

海綿鉄の連続添加では、くず鉄のような装入時間が無いこと、アーキが安定して大電力が投入できることから溶解時間が短縮できる。トランス容量の大きいほどその効果も大きく、30MW にすれば 20% の短縮もあり得る。

また、予熱海綿鉄の使用、シュレッダーくずとの混合使用などの特殊な方法も可能である。(小口征男)

— 鑄 造 —

Fried. Krupp 社, Rheinhausen 製鉄所のスラブ連続鑄機について

(V. SCHIEL, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 18, pp. 876~885)

Fried. Krupp Hüttenwerke AG の Rheinhausen 製鉄所では、従来第 1 転炉工場の溶鋼を第 1 連続鑄機で処理していたが、300 t 転炉を有する第 2 転炉工場の稼働に伴い、1975 年末に第 1 連続鑄機の改造を行なうとともに、第 2 連続鑄機を完成させた。両連続鑄機を併せて、連続鑄能力は 25 万 t/月 となる。

第 2 連続鑄機は第 1 連続鑄機と同様の、2 ストランド、半径 10.5 m の湾曲型であり、鑄込可能スラブサイズは、 $220\sim 300\times 850\sim 1650\text{ mm}$ である。モールド、タンディッシュ、ロールセグメントなどは互換性を持たせてあるが高速連続鑄の実現、操業能率と品質の向上のために、以下

の改善がなされている。高速鋳造を可能とする目的で、ローラーエプロンを 32m とし、モールド直下 1m までの狭幅面のロール保持、フットロールを含めた 6 本の上部ロールの剛性強化、二次冷却帯に二重ノズルシステムを導入するなどの対策をとった。1m 幅スラブで 1.5m/min, 1.65m 幅で 1.3m/min の鋳造が可能である。

操業能率向上に関しては、主要部品を第 1 連鋳機と共通にしたことによる一元管理、ダミーバーのモールド上部からの挿入、モールドサイズ・テーパの油圧制御がある。品質向上については、タンディッシュの湯流れ制御のための二重堰の設置による清浄度の向上の他、鋳片下部に位置する引抜きロールに対する上部ロールを鋳片に油圧で押し込む方法を大幅に廃して、ロールを所定間隔に保持するシステムを導入した結果、第 1 連鋳機では 4mm に及んだスラブの圧潰がほぼ皆無となり、スラブに対する付加重量の大幅な低減に成功するとともに、内部割れの発生を抑えることができた。同時にロールセグメントの寿命も大幅に延びている。

二つの連鋳機の操業は、転炉・圧延を結ぶ電算機システムによる情報管理に基づいて行なわれている。

(桜谷敏和)

一 性 質

クリープにおける Stress drop tests の微視的モデルとその解釈

(J. P. POIRIER: Acta Met., 25 (1977) 8, pp. 913~917)

Stress drop test は高温クリープ機構を解明するために最もよく用いられる実験手法であるが、これまでの実験結果には顕著な差異が認められ、検討の余地が多い。本論文では、これまでの多くのデータについて基本的な差異を明確に分類評価するとともに、多くの研究報告のクリープモデルについて妥当な解釈を得ようと意図し、以下の五つの問題について考察している。a) negative creep は擬弾性か、あるいは塑性変形か b) 零クリープ期間は回復によるものか、見かけ上のものか c) stress drop test より内部応力の存在の有無を推論することができるか d) stress drop test はすべりが粘性的なものか、jerky なものかについて指針を与えるか e) stress drop test により内部応力の測定が可能か。

まず、stress drop test でのクリープ挙動を 1) 応力の減少にともない負の弾性歪が生ずる段階 2) negative creep の期間 3) 零クリープ期間及び 4) 新しい定常クリープ状態の四段階に分類し、その現象の原因を考察した。また、stress drop test の機構による差異についても四つのモデル 1) 非熱活性な回復律速のクリープ 2) 熱活性なクリープ：障害物による jerky すべり 3) 熱活性なクリープ：粘性的すべり 4) 熱活性なクリープ：障害物による jerky すべりと粘性的すべりに分類し、各々の特徴を列挙した後、最初に出した五つの問題についての答えをそれぞれ以下のように述べている。a) では擬弾性に起因するとしており、b) については判定を避け c) では stress drop test より有効応力の有無を判定できるのみならず、クリープ過程が熱活性か非熱活性かも判定できる。d) ではすべりが粘性的であることは判定できるが、それに jerky が含まれている場合には区別

できない。e) では測定装置の正確さに依存する。

(近藤義宏)

12%クロムステンレス鋼の硫化物応力割れ抵抗の熱処理による改善

(R. D. KANE, et al.: Corrosion, 33 (1977) 7, pp. 231~235)

マルテンサイト系の 12%Cr ステンレス鋼は石油工業にとって非常に重要な材料であり、油井のヘッドやバルブをはじめとする種々の部品として、鍛造 (AISI 410) 及び鋳造 (CA-15) 状態で用いられている。H₂S の存在下に於ては、これらの合金は、目的の強度レベルで環境脆化、すなわち硫化物応力割れ (SSC) の可能性を小さくするため、焼入焼戻の状態を用いることが推奨されている。

最近 CA-6NM (公称成分 12Cr-4Ni-1Mo-0.06C max.) という新合金が 410 や CA-15 の代りに特殊な役割を示している。この合金はほとんどの 12%Cr 合金よりも良好な耐食性とすぐれた衝撃抵抗を有し、しかも CA-15 よりよい鋳造性を有している。しかし、酸性環境下での相対的な SSC 抵抗については余り調べられていない。

この論文は、以上 3 種類の合金の SSC 抵抗に対する熱処理の効果をしらべている。その結果として、

(1) 954~1038°C の温度範囲でオーステナイト化し、677 及び 607°C で 2 重焼戻しをした CA-6NM 合金は 410 CA-15 及び他の条件で熱処理した CA-6NM よりもすぐれた SSC 抵抗を示す。

(2) 種々の熱処理条件によつて CA-6NM を HRC 21~23 に一定硬さにした場合でも、その SSC 抵抗はこの材料をオーステナイト化後 2 重焼戻しして同一硬さレベルにしたものに比べて、著しく低い SSC 抵抗しか示さなかつた。

(3) 硬さとか、強さのレベルそれ自体は、かならずしも CA-6NM の SSC 抵抗に直接関連しない。CA-6NM のオーステナイト化及び 2 重焼戻しの処理法の重要な点は、強度レベルを減少させるということと、均一な細粒の焼戻しマルテンサイト組織を得ることにある。

(鈴木正敏)

AISI 316L オーステナイト・ステンレス鋼の降伏強さに及ぼす窒素と結晶粒径の影響

(L.-Å. NORSTRÖM: Met. Sci., 11 (1977) 6, pp. 208~212)

焼なまし状態のオーステナイト・ステンレス鋼の強度を増加させる目的で窒素を添加することが行われている。窒素による強化は、通常固溶強化であるとされているが、この強化が窒素による純粋な固溶強化であるとしたのでは、次のような観察は説明できない。すなわち、(i) 窒素と炭素とは類似した元素であると思われるが、窒素による強化作用は炭素によるものよりも著しく大きい。(ii) 窒素による降伏強さに及ぼす著しい強化作用は、600°C という高温度まで保持される。(iii) 降伏強さは窒素含有量とともに直線的に増加する。

これらの観察の由来を明らかにするために、AISI 316L オーステナイト・ステンレス鋼 (18%Cr, 14%Ni, 2.8%Mo, 0.02%C) を用いて、結晶粒径と窒素添加と

の 0.2% 耐力に及ぼす影響を 20~600°C の温度範囲について検討した。窒素濃度は 0.05, 0.11 および 0.18 %, 結晶粒径は 25, 70 および 150 μm のそれぞれ 3 水準の試料を用いた。

実験結果は次式で表わされる。ここで T は絶対温度, D は結晶粒径 (mm), $\sigma_{0.2}$ は 0.2% 耐力 ($\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$) である。

$$\sigma_{0.2} = 15 + (33\,000T) + 65(-1 + 1\,690/T)(\%N)^{1/2} + [7 + 78(\%N)]D^{-1/2}$$

すなわち、耐力に及ぼす窒素の影響は、結晶粒径に依存しない部分、第 3 項と、結晶粒径に著しく依存する、第 4 項からなっている。第 3 項は強い温度依存性を示し、純粋な固溶強化の項であるとみなすことができる。第 4 項は Petch-Hall の関係式の結晶粒径に依存する係数が窒素濃度が増加すると著しく大きくなることを示し、この係数の温度依存性はほとんどない。すなわち、20~600°C の温度域では、窒素添加効果は、結晶粒径に強く影響を受け、結晶粒径を小さくすると、窒素による強化作用は著しく増大する。(菊池 実)

塑性変形及び焼なまし後のオーステナイト系ステンレス鋼の組織と強度

(D. V. LAPTEV and D. R. F. WEST: Met. Tech., 4 (1977) 3, pp. 128~135)

本論文では、市販の準安定オーステナイト系鋼 (301, 302, 316 鋼) でのマルテンサイト生成及び $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が調べられた。

301, 302 鋼では、20°C ~ 196°C の範囲の温度で圧延すると、かなりの量の α' が生成され、これに付随して硬度及び強度の上昇が見られた。変形量を一定にし、変形温度を変化させると、硬度及び引張強さは、歪誘起 α' パーセントと直線関係を示した。このことは、残留 (加工硬化) γ 相と α' 相の 2 相からなる直線性を示す 2 相混合則を基礎として理解される。又、 α' の硬度は C の減少につれ減少し、 γ 及び α' の加工硬化の程度も C 含有量の減少と共に減少するものと思われる。316 鋼では -196°C での圧延で α' が生成された。

変形後に焼なましを行った場合、 α' 域から逆変態生成される γ 粒は、変形中に α' 変態しなかつた加工硬化残留 γ 域で生成されるものより細粒であつた。再結晶は、逆変態 γ 域においてよりも残留 γ 域において速かに生じさらに、逆変態 γ 域では、歪粒の生成により回復が起こりやすい傾向が認められた。焼なましによる硬化は、 α' 含有量の少ない範囲で優勢な再結晶を基礎として解釈される。焼なましの初期段階においては、例えば 301, 302 鋼で、変形温度が室温以下に低下し、残留 γ が減少するにつれて、再結晶化は、負の役割を演ずる。伸長歪粒の生成は、逆変態 γ 中での回復と合致している。すなわち等軸歪粒及び、比較的粗大な粒の共存及び逆変態域は再結晶化が加工硬化 γ が優先的に起りやすいこととよく合致している。(今井嗣郎)

12%Cr 鋼の組織と特性におよぼす熱処理の影響

(E. A. LITTLE, et al.: Met. Tech., 4 (1977) 4, pp. 205~217)

フェライト系合金鋼は 400~625°C で中性子照射に対し、すぐれた抵抗性を有するため高速増殖炉の燃料被覆管に適している。そこで 12%Cr 鋼の組織と機械的性質

におよぼす熱処理の影響について研究した。試料は単純な 12%Cr 鋼, 12Cr-Mo-V 鋼, 12Cr-Mo-V-Nb 鋼の 3 種類を使用している。単純な 12%Cr 鋼は C 量の影響を調べるために 0.046~0.15% まで C 量を変化させ、光顕、透過電顕、走査電顕による組織観察、焼もどし硬さ試験、引張試験、クリープ破断試験およびシャルピー衝撃試験を行ない以下の結果を得た。

1) 900~1 200°C でオーステナイト化、空冷後の組織はラスマルテンサイト組織である。0.046C-12Cr 鋼はすべての温度で δ フェライトを含んでいる。またオーステナイト化温度の上昇につれて粒は成長し、Nb を含む 12Cr-Mo-V-Nb 鋼は末固溶の NbC が粒成長を阻止している。2) 焼もどしによる組織変化は 3 種類の鋼とも類似している。しかし合金元素が増加するにつれて組織変化の速度が遅くなり、焼もどし抵抗が大きくなりこれらは M_2X 型析出物の安定性の相違によるものである。3) 前オーステナイト粒径の減少につれて遷移温度は低下するが、上部吸収エネルギーは影響されない。また焼もどしによる強度の低下は遷移温度を低下させ、また上部吸収エネルギー値を上昇させる。4) シャルピー衝撃値と引張強さに異方性が認められ、どちらの場合も圧延方向に試験片を採取した方がすぐれた靱性を有し、これは圧延方向に伸びた MnS 介在物によつて説明することができる。5) 550°C におけるクリープ破断伸びは適当な熱処理をえらぶことにより改善することができるが、クリープ破断強度は著しく低下する。(土山友博)

α -Fe-P 合金の静的歪時効

C.-C. LI, et al.: Met. Trans., 8A (1977) 5, pp. 705~709)

従来から、侵入型合金元素を含まない α -Fe の静的歪時効に及ぼす置換型合金元素 (Si, Mn, Ni, Mo, Ti, Co および Cr) の影響が検討されてきている。この結果、静的歪時効は固溶元素の転位への拡散によつて支配され、この強化量の大きさは固溶強化量の大きさによく対応するということが明らかにされている。本研究は静的歪時効に及ぼす P 添加の効果を検討したものである。

侵入型元素をほとんど含まず、P を 0.083, 0.23 および 0.40 at% 含有する合金と 0.1 wt% C を含む 0.25 at% P 合金とを試料として用いた。侵入型元素を含まない試料は、湿水素中で処理し、侵入型元素による歪時効が起こらないことを確かめた試料である。厚さ 0.8~2.0 mm の板状の試験片を 0.01 mm $\cdot$ s $^{-1}$ の歪速度で 4% 引張り、除荷後 100~450°C の温度範囲で種々の時間時効した後、再び常温で破断するまで引張った。

Fe-P 合金の降伏強さの増加分は、時効時間とともにはじめ増加し、最大に達した後、減少する。他の置換型元素の場合と同様に、歪時効の第一段階のみが観察された。P は他の置換型合金元素よりも、はるかに効果的に歪時効を惹き起こす。P 量を 0.083 から 0.40 at% まで増加させても、歪時効硬化量はほとんど変化しない。これは、P の固溶度が最大 0.083 at% 程度であることを示唆するものである。歪時効の“活性化エネルギー”は 220 kJ $\cdot$ mol $^{-1}$ であり、時効が P の拡散によつて律速されていることを示している。侵入型元素と P とを同時に含む場合は、侵入型元素による歪時効が P のそれを覆ってしまう。(菊池 実)

P を添加したニッケルクロム鋼の焼もどし脆性への Mo の効果

(C. J. McMAHON, Jr. et al.: Met. Trans., 8A (1977) 7, pp. 1055~1057)

Ni-Cr 鋼の焼もどし脆性は、P が粒界に平衡偏析することによりおこる。その偏析速度は McLEAN により解析され、フェライト中の P の拡散速度により支配されるように思われる。Mo の添加は P による脆化を抑えるが、長時間の時効には必ずしも有効ではない。この論文は低い P と C 量をもつ Ni-Cr 鋼の焼もどし脆性に対する Mo の効果を調べている。試料は 3 種類で、それらの成分は 3.5%Ni-1.7%Cr-0.2%C を共通に、0.02%P (試料 I)、0.02%P-0.6%Mo (試料 II)、0.06%P-0.5%Mo (試料 III) である。熱処理は 1100°C でオーステナイト化し水焼入れのち、(A) 650°C 2h 焼もどし後 475°C で (B) 625°C 2h 焼もどし後 500°C でそれぞれ 1000 h まで時効の 2 種類を施した。試料は片持ちはりの静的曲げ試験を行い、0.27 kgf·m の吸収エネルギーを示す温度を遷移温度とした。また、-90°C、10⁻¹⁰ Torr で試料を破断させオージェ電子分光 (AES) により P, Ni などの粒界偏析量を測定した。熱処理 (A) では、試料 I の遷移温度は時効が 100 h までに 100°C 程度高温側に移動するが、それ以後は少し低温側にもどり、試料 II は 1000 h まで脆化せず、試料 III は 24 h まで 45°C 程度高温側に移動するが、それ以後は一定の遷移温度であつた。熱処理 (B) では、試料 I の遷移温度は 24 h までに 100°C 程度上昇するが、それ以後は少し低下し、試料 II は 1000 h まで脆化せず、試料 III は 24 h までは 20°C 程度上昇し、250 h 以後は 1000 h まではるかに高温側へ移動していた。(B) の試料の III 現象は AES による粒界の P, Ni 量の増加と対応していた。Cr, Ni が P の偏析を強化し Mo が抑制することは、金子らによる α -Fe 中の P の溶解度への第 3 元素の影響および三元素合金についての Guttmann の理論から説明できる。P の α -Fe への溶解度は Mo, Cr, Ni, の順で減少するが、Mo: P の原子比が十分大であれば、Mo は P を粒界偏析させず、くぎづけの作用をして脆化を抑える。しかし、Mo は時効温度が高い場合や C 量が多くなると炭化物を容易に形成し P の偏析を抑制できず、(B) の試料 III のように遷移温度は時効時間とともに上昇していく。Mo 炭化物は Fe, Cr のそれらより安定であり 500°C 以下の時効中には軟化がおこらないので Mo を含まず P を含む Ni-Cr 鋼には過時効効果はなかつた。(呂 芳一)

Sn によるニッケルクロム鋼の焼もどし脆性

(A. K. CIANELLI, et al.: Met. Trans. 8A (1977) 7, pp. 1059~1061)

この論文は炭素量の異なる 2 種類の Ni-Cr 鋼の Sn による焼もどし脆性を調べている。試料は 3.5%Ni-1.8%Cr-0.04%Sn を共通とし、炭素量を 0.2% (試料 I) と 0.4% (試料 II) にしてある。熱処理は 1100°C でオーステナイト化し水焼入れして 625°C 2h の焼もどしのち、(A) 急冷し 500°C で、(B) 1°C/h で 500°C まで徐冷し、それぞれ 1000 h までの時効をした。切欠丸棒試験片を片持ちはりで静的曲げ試験を行ない、0.27 kgf·m の吸収エネルギーを示す温度を遷移温度とした。また、10⁻¹⁰ Torr、-90°C で試験片を破断させオ

ージェ電子分光 (AES) により粒界を調べ、Sn, Ni などの偏析量を同定した。試料 I の遷移温度は、熱処理 (A) では時効が 400 h までは上昇し、それ以後は 1000 h まで一定であり、AES による Ni, Sn の偏析挙動と一致していた。また、(B) では 400 h 以後は (A) と同様であつた。試料 II で、熱処理 (A) では時効が 250 h まで遷移温度は 300°C 程度高温へ移るが、それ以後は 1000 h まで一定であり、(B) では 100 h までに 100°C 程度上昇するが、それ以後は一定であつた。AES によれば (A)、(B) の時効に対する Sn, Ni の偏析挙動はほぼ同じであつた。また (B) は (A) とくらべ硬さが低下しているため、最大脆化温度は (A) より十分低い温度であつた。以上の結果から遷移温度は Sn の偏析量に比例し、その勾配は硬さが高いほど大であつた。Ni と Sn の偏析量にも比例関係が認められた。脆化の定常状態への接近速度は、試料 II が I より大きい、これは粒界での炭化物の粗大化中に Ni の排出が脆化を促進する考えと一致する。試料 I と II で、時効に対する Ni, Sn の偏析量をくくると、フェライト中の Sn は同程度であるが、Sn, Ni の偏析量は試料 I の (A)、試料 II の (A)、試料 II の (B) の順に大きかつた。これは Cr 炭化物の形成によりフェライト中に Cr の欠乏をきたすためであると推定されている。Ni は α -Fe 中の Sn の溶解度を下げ、Fe-Sn より Ni-Sn 間に金属間化合物を作りやすく、これは Guttmann の理論から説明できた。他の結果と比較すると、3.5%Ni-1.7%Cr 鋼の焼もどし脆性において脆化能力は、Sb, Sn, P の順に強かつた。(呂 芳一)

—物理冶金—

サブゼロ温度におけるオーステナイトの熱的安定化の速度論 (G. WHITE and R. BROOK: Met. Sci., 11 (1977) 5, pp. 152~155)

鉄合金におけるマルテンサイト変態は、オーステナイトの熱的、機械的安定化によつて抑制されたり、遅滞させられたりする。このオーステナイトの熱的安定化は、炭素や窒素がオーステナイト中の転位に拡散して歪時効を起こしたり、マルテンサイト核のオーステナイト/マルテンサイト界面に拡散して界面移動を妨げたりすることによつて惹き起こされる現象であると、一般的には考えられている。しかし、この安定化に関しては、一見相矛盾するような多数の観察結果が報告されている。本研究は -90°C という低温でも起こる熱的安定化現象に実験的検討を加えたものである。

試料には 0.5%C を含む 19% および 24%Ni の 2 種類の鋼を用いた。-100~-40°C の温度域におけるオーステナイトの熱的安定化度を、マルテンサイト変態の再開始温度までの過冷度、 θ 、で評価した。この測定には電気抵抗測定法を用いた。

安定化は -90°C においても数分間で起こる。 θ は、時効時間が長いほど、時効前のマルテンサイト量の多いほど、また -70°C 以上であれば時効温度が高いほど、増加する。一般に 19%Ni 鋼の θ が 24%Ni 鋼のそれより大きい。 θ の温度依存性は 2 種類の鋼で異なっている。すなわち、19%Ni 鋼では時効温度の増加とともに θ が単調に増加するが、24%Ni 鋼では -80°C で θ が最小

値を示す。この2種類の鋼では、マルテンサイトの晶癖面と形態が異なるが、安定化の速度論的挙動は類似している。時効前に存在するマルテンサイト量と θ との関係は、安定化があらかじめ存在しているマルテンサイト内で起こっているか、あるいはそれによつて促進されるような過程であることを示している。しかし、現在提唱されている理論では、本研究で観察されるサブゼロ温度において急速に進行する安定化現象を説明することはできない。(菊池 実)

Nimonic PE16 における粒界上炭化物の析出挙動

(R. G. FAULKNER, et al.: Met. Sci., 11 (1977) 6, pp. 200~207)

Nimonic PE16 は Ni 基合金で、 γ' 及び炭化物によつて強化される。この合金は従来のオーステナイト鋼と比較して照射によるスエリングが少ないことから、最近では高速増殖炉の材料に適していることがわかった。しかし、このスエリングが少なくても、粒界上炭化物に原因する延性の低下が考えられる。従つてこの合金における炭化物の挙動を知ることは、照射後の延性の低下を改善する上で本質的に重要なことである。そこで、この論文では粒界上炭化物の、主にC曲線について、実験によるものと理論的モデルによるものとを比較している。

合金は低炭素 Nimonic PE16 (17.1Cr-42.5Ni-3.1Mo-1.2Ti-1.3Al-0.08C-bal. Fe) であり、その熱処理方法は、1100°C 60 min 保持後直ちに 625°C~950°C に保持する。時効時間は 15~3600 s であり、その後の冷却速度は低温アルゴンを用い、75~100°C/s である。この場合の析出物は 800°C 以上で TiC、800°C 以下で $M_{23}C_6$ であり、その形状はレンズ状で、電子顕微鏡により析出物の有無及び種類を調べ、直径及び厚さを測定した。

粒界上炭化物の理論的モデルを考える上での仮定は、析出物がレンズ状であること(従つて他の析出物と連鎖しない比較的初期段階)、核生成がすでに起こっていること、及びここでの時効温度、0.55Tm (Tm: 触点) 以上では潜伏期は無視することである。このモデルは Aaron & Aaronsson のモデルに基づいており、析出物の直径と厚みの比がつねに一定であると仮定することで彼らのモデルを単純化した。粒界上析出は、体積拡散律速か又は粒界拡散律速かのいずれかであるが、このモデルによれば、析出物の厚さは、溶質原子の体積拡散律速では時間の 1/6 乗、粒界拡散律速では時間の 1/3 乗に比例する。さらに、析出物 ($M_{23}C_6$ 及び TiC) の等温析出

開始曲線(C曲線)を計算した。析出の律速段階は体積拡散であると考えられ、実験値は理論値とよい一致を示し、Aaron & Aaronsson モデルを単純化したモデルは妥当性があると結論している。(小倉康嗣)

鋼中 MnS 介在物の塑性変形特性におよぼす粒子径の影響 (A. SEGAL and A. CHARLES: Met. Tech. 4 (1977) 4, pp. 177~182)

き裂進展方向に伸長した MnS 介在物は、材料の破壊靱性に大きく影響することが知られており、MnS の塑性変形特性は鋼の機械的性質を決定する大きな要因の1つであると考えられている。過去の研究において、小さな介在物ほど塑性変形しにくいという報告がなされており、これは ESR 法などを用いて介在物を微細にすることにより、熱間加工中の介在物の伸長およびそれに伴う板厚方向の靱性低下を防止できる可能性を示唆している本報ではこのような観点から、統計的手法を用いて介在物の大きさと、その塑性変形特性について調べている。

対象とする介在物としては、形状が解析しやすい球状であることと、組成が均一であることの2つの理由から Type III MnS を選んだ。0.39C-1.28Mn-0.75S-0.68Si-0.27Al 鋼を水冷アルゴンアーク炉で再溶解することにより、Type III MnS が微細に分散した試料を準備した。種々の圧下率、温度で圧延を行つたのち、介在物断面形状より介在物の塑性ひずみ量を求め、マトリクスの塑性ひずみ量との比 ν の大小で介在物の変形しやすさを評価した。

ν の値は介在物直径が 1.5 μ m 以下の場合、介在物直径に大きく依存し、直径の小さいものほど変形しにくい傾向を示す。0.65 μ m 以下の介在物では塑性変形はほとんど認められない。介在物が大きくなるにつれて ν の値の介在物直径依存性は小さくなり、約 5 μ m 以上ではほぼ一定の値をとる (Gove による)。

小さい介在物ほど変形しにくい原因として BAKER らは界面エネルギーの効果を考えている。すなわち、介在物は球形のとき最も表面積が小さく、これを変形するには表面積の増加分の界面エネルギーに相当する余分の仕事を必要とするが、介在物が小さいほど比表面積(=表面積/体積)は大きく、界面エネルギーによる変形抵抗の寄与が大きくなるとしている。このような仮定のもとに界面エネルギーを計算した結果、約 4 J/m² という値が得られた。(姫野 誠)