

抄 録

—燃料および熱—

製造技術の立場から見た製鉄炉

(R. JESCHAR: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 6, p. 274~280)

この報告では主に工業炉全般についての概念に重点を置いて述べている。近代の工業炉は普通、容器、エネルギー、装入物からなっている。工業炉の特徴を定義づけることは各分野における工業炉の目的が異なるので非常に困難である。しかし次のように表現できるだろう。工業炉は物質を工業規模で加熱する装置であり、さらに限られた意味で熱伝達部以外にも炉自身にエネルギー発生体(例、燃焼による熱の生成)を持つている装置も工業炉に属する。工業炉の分類は装入物、エネルギー源、加熱形態、炉の種類、装入物の運動によつてなされるが、これによつてすべてこの炉が簡単に分類されるものではない。むしろすべての分野での経験をもとに、これらの分類を組み合わせることにより新しい炉を作る際に有効となる。新しい炉を作る場合、従来の炉の工程を法則的にとらえる必要があり、特に熱力学、炉の機構、流体理論、およびそれらの相互作用の立場から考えなければならない。ここでは熱力学の法則をもとに工業炉の熱バランスの式を出し、さらに均熱炉での熱バランスを求めて図示した。その結果均熱炉での損失熱量は全入熱の 50% におよぶ。装入物、燃焼ガスに局部的、または時間的な温度変化が生じる場合には、それらの物質の熱および物質移動の法則性を考慮して計算しなければならない。この問題が個々の具体的な工程でどのように現われるかを概説した。さらに具体例としてガスと装入物、これに炉壁の影響が加わった場合、さらに炉壁からの放熱を考慮した場合の物質間の熱輸送について述べた。

上記のように種々の条件が加わると、炉内の熱バランスや熱輸送工程の解析が次第に困難になる。したがって個々の過程の相互作用は実際の炉においてのみ実験的に求められ、それによつてより経済的な炉が生まれうる。

(吉越英元)

—製 銑—

酸化雰囲気下の含[Si]熔融メタルの脱硫機構に関しての重量分析による研究

(T. E. GAMMEL and H. SCHENCK: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 3, p. 197~199)

スラグ、メタル間の還元反応では、還元力のちがつた成分が存在する場合、高い還元力をもつ成分を消費しつつ反応が進む。ここでは酸化雰囲気下において、熔融メタル中 [Si] がどのような挙動を示すかを調べる目的で 1550°C で初期 [Si]=0~10 wt% のメタルと初期 (S)=0~1.3% CaO-SiO₂ (各50%) のスラグと CO ガスの 3 相共存下での平衡実験を行なった。

(S)=0 の実験の結果、ポテンシャルの高い [Si] は $[Si] + 2[CO] \rightleftharpoons (SiO_2) + 2C$ なる酸化反応を受けるが

活性化された遊離 C は更に SiO₂ と反応し、結局 $3[Si] + 2[CO] \rightleftharpoons (SiO_2)_2 (SiC)$ なる反応がおこることがわかった。また [Si]=0 の場合のスラグとメタル系の重量減少から、 $(CaO) + 3C \rightleftharpoons (CaC_2) + [CO]$ なる反応がおこっていること、さらに S の添加により、この反応が促進されることが付随的にわかった。(S)=1.0% の場合、重量変化が上述の [Si] の酸化および CaO の還元による重量変化の和とほぼ一致した。これは還元雰囲気下では、直接 [Si] による還元は考えられぬが、酸化雰囲気では、スラグの酸素ポテンシャルの増大により、還元雰囲気よりも [Si] の還元力が大となり、 $(FeS) + (CaO) \rightleftharpoons (CaS) + (FeO)$ によつて生成された酸化鉄が、 $2(FeO) + [Si] \rightleftharpoons (SiO_2) + 2Fe$ なるように [Si] によつて還元され、結局重量変化を伴わない脱硫反応すなわち $[S] + (CaO) + 1/2[Si] \rightleftharpoons (CaS) + 1/2(SiO_2)$ なる反応が主として生じていることで説明される。(S)=1.3% の場合の重量変化は、(S)=1.0 の場合と様相を異にする。これは [S] の増大により、上記の脱硫反応にさらに $[S] + (CaO) + C \rightleftharpoons (CaS) + [CO]$ なる反応が加わったことを示す。

以上のごとく、酸化雰囲気下では [C]、[Si] 両者による脱硫反応が平行して行なわれ、[Si] 濃度がある限界を越えると [Si] による脱硫のみとなる。(角田健夫)

ヤングスタウンの 32 ft 炉床径の高炉の設計と操業について

(D. L. McBRIDE III and R. W. MILLER: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 4, p. 287~295)

1967 年 9 月 8 日火入れしたヤングスタウンのエレン炉は炉床径約 10m、内容積 1725m³、羽口数 24 本、出鉄口 2 個、出滓口 1 個を装備し、炉体を 8 本柱によつて支えている。炉底はカーボン煉互を使用し、ボッシュ部は上広型で煉互を支持するためにボッシュ部の周囲は鋼帯バンド構造である。炉体には 19 段の鋼製冷却函が挿入されており、ボッシュ部の 9 段およびマンテル上の 7 段は二重水冷方式である。炉頂は 2 ペル方式で、大ペルは装入ごとに局部的なガスカットをさけるために回転させるようになっている。また、装入方法はスキップ方式である。4 つのアップテイクを通つたガスは除塵器、一次ペンチュリースクラバー、二次ペンチュリースクラバー、ガスクーラーを経て、清浄ガス管へ流れる。二次ペンチュリースクラバーの手前には 3 つのバタフライ弁をもつセプタム弁があり、高圧操業時、炉頂圧を調整する。重油吹込装置では、貯蔵タンクよりポンプによつて重油はヒーター、サークルパイプ、フレキシブルホースを通り、各ブローパイプからオイルランスにより炉内へ吹込む。10 月には重油吹込みを開始し、炉況は安定し、出鉄量も徐々に増加した。翌年 2 月には重油吹込み量、炉頂圧を増加し、さらに 4 月には新しい送風機が完成したが、羽口破損が続き減産となつた。5 月に入つて、最高の出鉄量を記録したが、この月の操業状況は、出鉄量

3421 NT/day, コークス比 524 kg/NT, 重油比 25 kg/NT, ダスト比 12 kg/NT, 湿分 14.1 g/scf, 風量 3613 Nm³/min, 風熱 1051°C, 炉頂圧 0.4 kg/cm², [Si] 0.83, [S] 0.026, 塩基度 1.16 であった。当炉は4000 t/day の出鉄量が見込まれており, 近い将来達成されるであろうとヤングスタウンは期待している。(仲摩芳雄)

試験高炉炉内状況における半還元ペレットの還元試験
(M. HONE and R. G. WARD: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 2, p. 159~166)

この論文は還元ペレットを高炉へ装入した場合に, 高炉シャフト部において MFe が上昇ガスによつて再酸化することがないか, 調査したものである。試験は装入ペレットと還元ガス(組成: 40%CO, 60% N₂)が対向流となるようにし, 反応管内に熱保存域 (thermal reserve zone) ができるように (900°C 位) したものである。装入ペレットとしては Hilton の酸化ペレット (TFe 67.4), 部分還元ペレット (TFe 71.8, MFe 15.0) および高金属化率ペレット (TFe 92.8, MFe 91.3) の3種を適当に配合し, 5 とおりの試験を行なつた。予備還元装入物の効果を CO-CO₂-Fe-O 状態図と Fe-O 状態図を組み合わせる理論的に考察すると, ガスの滞留時間が十分で, 100% 効率的な操業が行なわれた場合, ウスタイトまで予備還元されたペレットでは, O/Fe が減少し炉頂ガス組成は富化されるがコークス比は変わらない。また MFe を含むペレットではコークス比の低下と出鉄量の増加が予想される。しかし Meysson らが指摘しているようにもし還元によつて生成されたガスで MFe が再酸化されると, O/Fe と O/C の図においてウスタイトが増加し O/Fe が高くなるので, コークス比が増加し出鉄量が減少することになる。また再酸化が起こつた場合は, O/Fe と O/C の図で O/Fe が増すだけでなく, Fe-Fe²⁺-Fe³⁺ 3 元素の還元進行図では還元進行線が Fe²⁺ 側に移動し, 更に O/Fe と炉内滞留時間の関係も化学保存域 (chemical reserve zone) が O/Fe の高い方へ移動することになる。すなわち O/Fe と O/C の図, 還元進行図更に O/Fe と炉内滞留時間の関係から再酸化が起こっているか判断できる。しかし実験の結果では還元進行図および O/Fe と滞留時間の関係はサンプリングと分析の問題からばらつきが大きく再酸化が起こっているかは確認できなかった。一方 O/Fe と O/C の図において最も再酸化の起こる可能性のある高金属化率ペレット 75%, 酸化ペレット 25% の場合でも, 操業ラインが再酸化の可能性が全くない酸化ペレット 100% の場合と同様に, ウスタイト点の近傍を通り, また還元ガスの利用効率の差も無視できるほど小さい。したがつて MFe の再酸化はほとんど起こっていないと考えられる (篠崎佳二)。

動的モデルにもとづく高炉プロセスの解析

(A. K. LAHIRI and V. SEHADRI: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 293~307)

半径方向の分布を考慮した反応速度論的な, 数式モデルにより高炉の解析を行ない, 従来の実測データと比較検討した。

高炉を軸対称と考え, 高さおよび半径を独立変数とし

(1) 固相の温度は成分によつては変わらない。

(2) 個々の粒子内温度は一樣。

(3) ガス成分相互間の反応は起こらない。

(4) 半径方向の物質流および, 固体の拡散はない。

(5) 軸方向の拡散および, 熱伝導は無視できる。

という条件から各成分の物質収支および, 固体, ガスの熱収支式より, 定常状態の高炉数式モデルを作製した。モデルは, (1) 鉱石の CO による還元, (2) コークスのガス化, (3) 伝熱, の 3 つの移動現象を取り扱っている。圧力損失は, 運動量バランス式を使用せず, Ergun の式を用いて計算した。

炉頂での境界条件として, 温度, 各成分のモル流量, および CO, CO₂ の分圧を半径方向の関数として与え, 炉頂から, 固相の温度が (半径方向のどの点でも) 1700 °K を越えない範囲まで数値計算により解を求めた。

境界条件を変えて 4 とおりの計算を行ない, 種々の高さにおける温度および CO, CO₂ の分圧の半径方向の分布および, 半径方向の平均値の高さ方向の変化について検討した。その結果, 次の点が明らかとなつた。

(1) 半径方向の温度勾配は炉の下部ほど大きくなり, その傾向はガス量が変わつても変化しない。

(2) 炉頂の半径方向の温度分布の変化は, 炉の温度分布を本質的に変化させる。

(3) 炉上部では固体およびガスの温度上昇は速く, 炉頂から数 m 下で熱保存帯が存在する。熱保存帯以下では固体およびガスの温度, および温度差が増加する。

(4) 熱保存帯内では, ガス組成の変化は非常に遅い。

(5) 還元速度は, Fe₂O₃→FeO, FeO→Fe に対応して, 高さ方向に 2 つの極大値を持つ。

(6) C のガス化は 1400 °K を越えてから實際上始まる。

(7) 炉内の圧力はほぼ直線的に増加する。

(福武 剛)

焼結鉱品質および生産率に対する燃料の種類および添加量の影響

(H. LÖWENKAMP et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 7, p. 337~342)

焼結用燃料には一般に粉コークスや無煙炭を使用しているが, 粉コークスが減少した場合, 大塊のコークスから製造するとすれば破碎や篩分コストがかかる。そこで他の燃料で代替する場合に焼結に適しているかどうかを検討するために, 燃料の種類, 粒度, 添加量を変えて試験鍋で焼結試験を行なつた。燃料の種類は粉コークス, 無煙炭のほかに Esskohle, オイルコークス (2 種類), 流動層コークス (5 種類), 褐炭低温コークス (3 種類) である。これらの燃料の適否は生産率, 焼結歩留, 焼結時間から判断し, また返鉱収支の変化, 酸化度と燃料添加量の関係について検討した。基準原料は 3 種類である。水分量は予備試験から生産率の最高となる水分値を用いた。試験の結果によると, 生産率は原料の種類によつて最高値はちがうが燃料の順位は同じで, 無煙炭, 粉コークスは高く Esskohle オイルコークスの順に低くなる。流動層コークスや褐炭低温コークスは種類によつて異なつていて, 良質 (微粉が少ない) のものは粉コークスよりも高い生産率となる。また操業上生産率をそれほど要求しない場合は, 少ない燃料で最大生産率がえられるオイルコークスが適している。褐炭低温コークスは揮発分

が少ないと焼結歩留が向上している。また燃料粒度によつて焼結中の通気性が異なり焼結時間に影響を及ぼす。したがつて焼結用燃料は 0.5 mm 以下が少なく、揮発分 10% 以下のものが望ましい。返鉄収支（発生返鉄 / 装入返鉄）は燃料が少ないと装入返鉄（30%一定）に比べ発生返鉄が多いが、燃料をふやしてゆくと 1 になつたのち、また発生返鉄が多くなる。原料Ⅲの場合、最適燃料（生産率が最高になる燃料添加量）の所で収支を保つた。酸化度は燃料添加量の増加とともに低くなる傾向を示したが、けつして直線的ではなかつた。（小坂壽光）

7.5m 炉床径の高炉の耐火レンガの損耗について

(H. WYsocki et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 7, p. 342~349)

Westfalen 製鉄所の 7 高炉（炉床径 7.5m）で、炉体の耐火レンガの損耗状況を化学的、鉱物学的に検討し、レンガの崩壊原因や崩壊機構について考察している。この高炉のシャフト下部からボッシュ上部は、シリマナイトレンガ（ SiO_2 約 33%, Al_2O_3 65%）、ボッシュ下部から炉床は、カーボンレンガ（C 約 90%）、炉床下は、シャモットレンガである。20ヵ月間の操業後、各部から炉壁側と炉内側の試料をとり、化学成分と鉱物組織の検討をした。シリマナイトレンガには、異物（特にアルカリ）が拡散によつて侵入し、アルカリアルミナシリケートの鉱物相を生成し、体積膨張を起こして剝離の原因となる。シリマナイトがムライト（ $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ）に変化するとアルカリの侵食は一層速くなる。カーボンはレンガの空隙に侵入し、破壊の原因となり、また亜鉛は Gehnit（ ZnAl_2O_4 ）や Willemite（ Zn_2SiO_4 ）を生成して侵食する。カーボンレンガも、アルカリによる侵食が著しいが、 PbO 、 ZnS 、リン化合物なども認められる。異物は、レンガの粘結剤の気孔中に侵入し、レンガを剝離させる。アルカリ化合物は、炭素粒中に侵入し、粒を破壊する。結論として、シリマナイトレンガは、シャモットレンガと比較してすぐれてはいないことや、炉底最下部に使用したシャモットレンガは、炉底冷却をしていれば不必要であること、さらに、レンガの損耗を防ぐためには、装入物やコークス中のアルカリや亜鉛の含有量をできるだけ低下させることとしている。（戸村寿孝）

高炉反応過程における指数とそのコークス比計算式への適用について

(A. H. PAMM: Stal' (1969) 4, p. 292~299)

高炉反応過程を特徴づける指数は、大きくわけて 3 グループになる。すなわち、それらの代表的なものは R_i ：間接還元率、 η_{CO} ：CO ガスの利用率、 λ ：ガス化する炭素中羽口先で燃焼する炭素の割合である。これらの指数を利用して、コークス比を計算により求めることができる。その際必要な他の変数については、熱および物質バランスから、所定の溶解条件の下であらかじめ求めておく。また、上記 3 指数間にはそれぞれ関数関係があり、1 つの指数を選択すると、他の指数は一義的に求められる。ここで炭素比を C_0 (kg/kg-p) とすると、 C_0 は熱バランスから次のように求められる。 $C_0/0.75O_R = (Q_0''/0.75O_R + q_c - q_{cd}) / (q_c + R_i(q_{ci} + q_c - q_{cd}) / (q_c) \dots$ (1)。ここで $q_{ci} = 22.4/12[q_{\text{CO}} - (1 - \alpha)(q_{\text{CO}} - q_{\text{H}_2})]$ 、 O_R ：還元で奪われる全酸素 (kg/kg-p)、 Q_0'' ：コーク

スの有効熱量 (kcal/kg-p)、 q_c , q_{cd} ：羽口先および直接還元で消費される炭素の放出熱 (kcal/kg)、 q_{CO} , q_{H_2} ：間接還元で消費される CO, H_2 の放出熱 (kcal/m³)、 α ：間接還元酸素に対する CO 還元による酸素の割合である。また、式 (1) で $x = C_0/0.75O_R$ とし、第 1 項を A、第 2 項を B とすると、 x は R_i , λ , η_{CO} に対してそれぞれ次のように表示できる。 $x = A - B \cdot R_i$, $x = (A - B)/1 - (1 - \lambda) B$, $x = (A + B \cdot \eta_{\text{CO}})/(1 + B \cdot \eta_{\text{CO}})$, m , n は装入物状態、吹込燃料の有無に依存する変数である。また、 R_i , λ , η_{CO} の x の変化に対する上限、下限値が計算でき、その範囲外の数値は理論的に不適格である。実際、高炉にこれらの式を適用して、コークス比を求める場合には、 R_i は還元反応過程を特徴づける指数であるのに反し、 η_{CO} , λ などは他のすべての要因、たとえば装入量、送風温度、鉄成分、その他に依存する複合指数であることなどの理由により、 R_i を使用した式を選択するのが目的になつていく。（菅原 実）

— 製 鋼 —

O₂-fuel バーナーからの騒音の減少

(A. W. DURRANT and D. H. BLUNT: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 4, p. 452~456)

O₂-fuel バーナーは、生産性の面で非常に大きな利益を上げるにもかかわらず、高周波数の高騒音のために、使用がかなり狭められている。この論文はその騒音についての原因の説明をし、騒音を減少させるよう、特別にデザインしたバーナーと一般に販売されているバーナーとの比較検討を行なつた。また O₂-fuel バーナー法で高騒音を減少させる手段について考えられた。

BISRA, DB シリーズバーナーは、燃焼に関する騒音を発生させたり、拡大させたりするすべての因子をできるだけ減少させるようにデザインされている。oil は約 35 kN/m² で開く非可逆バルブを通過し、圧縮ノズルのある渦巻部に入る。このノズルは oil を接線方向に加速する。そのため O₂ の流れに対して均等に、そして直角にぶつかるとなっている。中央の oil チューブの周りは静止した airギャップがあり、oil を噴霧媒体と絶縁している。

騒音レベルの測定には特別な燃焼室をつくつた。この室では自由状態のもとでバーナーが燃焼され、排ガスは煙突なしで捨てられている。またこの設備は他の建物から離れた、低い騒音レベルの所に置かれている。屋根はアスベスト造りで、壁部は移動可能なコンクリート造りで、9×10m の広さである。内部は 2 分されていて、1 方は 6×10m の広さで燃焼室になつており、他方は 3×10m の制御室になつている。燃焼室外側はバーナー使用中は開け放たれており、壁面と天井は 0.8~0.9 の吸収係数を持つグラスファイバーパネルが張られていて、床はスラグウールである。バーナースタンドの上には Bruel and Kjaer コンデンサー・マイクロフォンが置いてあり、制御室の分析器、リユードーと同調している。

試験の結果、DB バーナーが最も均一な噴霧状態を示し、O₂-fuel 間の結合を大きく改善している。また高振動数でも、他のバーナーと比べスペクトルが均一で、かなり低い。

しかしながらバーナーのデザインを工夫することによ

つて、騒音を減少することは、燃焼速度が早くなると適当でなくなる。この場合について、 O_2 の N_2 による希釈、炉操業方法の改善、耳プロテクターの使用などについて簡単に説明されている。(堀口義弘)

高炉の出鉄から酸素上吹転炉における吹精終了時までのNの挙動

(G. MAHN, P. OTTMAR and H. VOIGT: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 6, p. 262~273)

深絞り用リムド鋼中のNは時効の原因となり、できるだけ少ないのが望ましい。この報告では、高炉操業が順調な時と、不安定な時の銑鉄を用い、出鉄から混銑炉を通り酸素上吹転炉で吹精が完了するまでのNの挙動を追跡した。出鉄時の成分はその時によりかなり変動するがおよむね塩基度:1, 温度:1500°C (soluble N):0.006% (insoluble N):0.002% である。出鉄時にNが多いと最後まで十分に脱窒されない。銑鉄中のNは高炉操業が不安定な場合は特に変動が激しい。また出鉄温度が高いほど soluble N は減少し、insoluble N は増加する。しかし非 sol. N はわずかであるから T. N としては温度上昇とともに減少する。混銑炉中では出鉄時のNよりも平均 0.0012% 低くなり、さらにソーダ脱硫処理によつて 0.001~0.0015% 低くなる。この減少はほとんど sol. N の減少によるものである。特にソーダ処理の際の脱窒は処理前のNが多いほど多量に脱窒される。銑鉄中のTi量とNの間には大きな関係があり、Tiが多いほど sol. N は少なくなる。これは窒化 Ti または Ti カーボナイトライドが形成されるためである。酸素上吹転炉におけるNの変化は、吹精初期に著しく減少し、Tiも急激に減少する。しかし吹精後期にはスラグ中の Fe, および塩基度が上昇し、それとともに吸窒現象を起こす。これは各吹精時に形成されるスラグ組成と関係があり、吹精後約 6 min までは均一相のスラグで流動性もよく Ti が燃焼して脱窒に適した条件にある。7~14 min の間では不均一相スラグの組成になり、流動性も悪く吹窒条件となる。15 min~吹精終了まではスラグ中の Fe が上昇し、再び均一相になり流動性もよく脱窒条件になる。しかし、後吹を長く行なうと次第にNがふえ出す。このように脱窒にはスラグの流動性が大きく影響する。スラグの形成状況を測定するために、音響装置をランスに取り付けた。ランスの位置とスラグの状態によりその反響が異なり、それによつてスラグの状態を知ることができる。

(吉越英之)

次代の製鋼法—III

(M. W. THRING: Iron Steel (U.K.) 42 (1969) 2, p. 123~127)

10 t/hr 逆流炎、逆流スラグ精錬炉については「次代の製鋼法—II」で述べてあるが、以下は追加レポートである。原料は溶銑とスクラップであり、これを3種類の粉末スラグを用い、蒸留油と天然ガスあるいは酸素を熱源として精錬を行なう。溶銑は炉の一方の端から脱硫スラグを通じて連続的に注入される。スクラップは加熱バーナーと燃焼ガス排出口の中間にある装入口から装入される。スラグは3つの注入口から連続的に装入され排気孔直下のタップホールから排出される。鋼は連続式サイホン脱ガス装置を通して引き出される。このプラントの

特徴としては、加熱バーナーの燃料と酸素および空気、供給スラグの組成と装入量、精錬時間、精錬温度の自動制御を完全に行なうことができるため経済的な操業が可能となる。また転炉、電気炉、平炉に見られるような原料装入、精錬工程あるいは温度管理の複雑な危険性は本プラントが一連の連続設計となつているため著しく改善され、炉の寿命も長い。また燃料/酸素ランスを使用することにより煙が発生せず、熱は FeO 装入による銑鉄内の炭素の酸化とスクラップ溶解に十分利用され、燃料とガスの比率を変えることにより、スクラップ配合率を自由に変えることができる。さらに逆流スラグの使用はスラグ自体の使用量を低減し、低 P, S の良鋼を得ることを可能にする。プラントと付帯設備の建設費は LD 転炉とほぼ同じくらいであるが、連続精錬としての利点は多い。炉内反応は高温部で $FeO \rightarrow Fe + O - 64000$ kcal, 低温部で $\frac{1}{2}Fe_2O_3 \rightarrow FeO + \frac{1}{2}O - 35000$ kcal である。FeO還元に関する最低燃料消費量を考えると、燃料と還元ガスの組成を $C + CO_i + H_{2i} = 1$ とし、燃焼生成ガス組成を $CO + CO_2 + H_2O + H_2 + N_2 = 1$ とし、 $x = CO/CO_2$, $y = H_2/H_2O$ とすれば、酸素 16 kg を使用する場合の燃料使用量 n (kg) は次式であらわされる。

$$n = \frac{1}{\frac{C}{12} \frac{2+x}{1+x} + \frac{CO_i}{28} \frac{1}{1+x} + \frac{H_{2i}}{2} \frac{1}{1+y}}$$

(花田裕司)

アーク炉における SL/RN 還元ペレットの利用

(J. G. SIBAKIN: Elec. Furn. Steel Conf., 25 (1967) p. 169~175)

鉄鉱石のキルン精錬における高品位鉄鉱石の還元を主体とした S L 法と低品位鉄鉱石の還元を主体とした R N 法とを結合させた S L/RN 法によつて製造した海綿鉄を溶解中の電炉に連続的に装入し、経済的な製鋼を行なつた。

25 t 電炉に鉄源として海綿鉄を 80% 用いるとき、全体の 15~20% は炉底におく。溶け落ち温度 1566°C で残りを炉に連続的に投入する。投入方法は海綿鉄を能力 25~30 t のバンカー、計量フィーダー、送入能力 31.7 kg/min のバケットエレベーター、スプリッターボックスおよび3つの直径 10 cm の 316 系ステンレスパイプの順にそれぞれ通して炉蓋に備えられた穴より浴中に投入する。供給指数は中実電極の場合が 29.5 kg/min, 中空電極の場合が 30.9 kg/min である。投入高さは 1.2~1.5 m で投入面積は 0.8 m² である。ヒートシンク効果を生じさせるため炉のアークフレア近くに投入する。浴温は投入量によつて調節し、投入終了と同時に出鋼できるようにする。C 量が目標より高いときは酸素を吹きこんで C 量を調整する。スラグ塩基度は熱伝導度の小さい 1.0~1.5 の中性スラグがよい。耐火物消費量は 47 溶解において通常より 27% 減少した。歩留は原料中の Fe 分によつてきまる。溶解時間、電力および溶解量の関係は、溶解時間 = $(6KR + 10^{-2}/m + S/m) + (T + t + 5)$ min で表わされる。ここで R: 鋼屑の重量, t, S: 海綿鉄 + 石灰石の重量, m: 最大回路電力メガワット, K: 1566 °C で鋼屑を溶解(精錬期を除く)するのに必要なエネルギー kWh/t, T: 出鋼, 装入に要する時間 min, t:

途中で鋼屑を添加するならばそれに要する時間 min, 70: 供給指数 lb/min, 5: 浴の最終調整に必要な時間である。たとえば溶解量 180 t のとき溶解時間 90 min, 電力 60000kW となる。(上正原和典)

一 鑄 造

工作機械鑄物用ねずみ鑄鉄の直接アーク溶解

(R. DILL and H. BENCUS Jr.: Elec. Furn. Steel Cofn., 25 (1967), p. 147~154)

鑄鉄を直接アーク炉で溶解する際、原料に銑鉄の代わりに鋼屑を多量に使い、別に C, Si を添加して成分を調整するアップグレーディング (up-grading) 法を行なった。炉蓋径 2.48m の電気炉により重量 13.6 kg ~ 14 t の工作機械用鑄物を鑄造した。材質は 3.15~3.30% C, 1.80~2.10% Si, C 当量 3.80~4.00 の class 35 のねずみ鑄鉄である。

原料は炉底よりコークス+50% ferro-Si, 重量物鋼屑返り鋼屑, ねずみ鑄鉄屑, 鑄鉄切り粉および銑鉄の順に装入した。溶け落ち成分は 2.00~2.20% Si, 0.6~0.7% Mn, 0.05~0.06% P, 0.05~0.06% S とし, C は製品のサイズにより決定する。C アップグレーディング法としては溶湯の表面直下にランスを置き, それを通して黒鉛を圧搾空気とともに吹きこむ注入法と, 装入原料中にコークスを添加しておく方法とがある。注入法の C 歩留は 80~90% であり, また接種効果があるので機械的性質の優秀な製品がえられる。ただ鑄込温度が 1427°C のとき C 歩留が最良になったので浴温を上昇させておく必要がある。コークス添加法は 98.17% 固定炭素, 1.50% 揮発性炭素, 0.34% 灰分, 0.92% S の石油コークスを大きさ 6 screen 35%, 12 screen 40%, 残り 20 メッシュ以下と整えて炉の中心部に置き, 添加量を t 当たり最高 13.6 kg に制限するとき, C 歩留は 65~75% になった。この場合は接種効果がないので接種剤として 0.1% ferro-Si を用いた。0.45 kg 当たりの C 歩留をえるために注入法は 9.45 セント, コークス添加法は 3.86 セントかかる。製品 1 t 当たりの操業価格は 65.9 ドルでその内訳は装入材, 直接労働費, 間接労働費, 電力費, 部品費, 耐火物費, 電極費がそれぞれ 68.63, 12.30, 1.10, 11.27, 0.54, 1.28, 4.88% である。(上正原和典)

一 加 工

冷延鋼板の表面性状の測定と管理

(W. H. REES et al.: Iron Steel Engr., 46 (1969) 3, p. 80~87)

塗料や塗装法などの表面処理技術の進歩とともに, 自動車用鋼板として, より細かく均一な表面性状をもつものが求められてきた。このような鋼板を製造するために表面粗さだけでなく, 表面性状を効果的に, また迅速に評価できるバルジ・テストと, 表面プロファイル記録を用いて, ロール・プラスト用グリッド, プラスト方法, タンデムならびにテンパー・ミル作業法を標準化して, 表面性状の完全な管理をすることができた。バルジ・テストは, 3~6% のひずみを与えて表面粗さを強調して観察するもので, 直観的に加工後の状態が判定できるがタンデムとテンパー・ミル作業の影響を識別することは

できない。表面粗さは, 触針式粗さ計によつて, ピーク高さの平均値からの偏差を算術平均して μ in で表示し, ピーク密度は 1 in あたりの数で示している。また表面プロファイルを描くことによつて, タンデム・ミル作業の影響が推定できた。これら測定法をもとにして, 作業の標準化をはかっている。タンデム・ミル・ロール用のグリッドが劣化するのを防ぐ目的で, ロックウェル硬度を平均 63 から 66 へ増し, 粒度分布を 0.0469in 以下にそろえ, さらに粒の角を出すために, より大きなペレットから粉碎して製造した。この新しい G25 グリッドは, 7 日間使用後も劣化が少なく, 圧延板の表面も改善された。タンデム・ミル最終スタンドのロールへのプラスト標準としては, 3 スタンド・ミルでは 110~120 μ in, 5 スタンド・ミルでは 140~150 μ in に仕上げている。圧延板の表面粗さは 40~60 μ in, ピーク密度は 120/in 以上になる。テンパー・ミルでは, G50 グリッドを用い, ロールを 50~60 μ in の粗さにして, 板に 30~40 μ in の最終粗さを与えている。ロール・プラスト時には, プラスト条件, グリッド性状, ロール粗さなどを管理して, さらにロール径と同じ大きさのパイプを用いてホット・スポットを調べ, グリッドガロール面に垂直にあたるよう調整している。(岡田 毅)

連続焼鈍における時間-温度-雰囲気関係の意義

(R. J. LIGHT: Iron Steel Engr., 46 (1960) 4, p. 62~71)

各種の鋼の熱処理においては 3 つの重要な要因である時間, 温度ならびに雰囲気が実際の焼鈍サイクルを決定する。TTT 曲線や臨界温度に関する知識, 雰囲気の平衡曲線そして適切な炉を用いることによつて冶金学的な性質や機械的特性は予測することも, 再現することも可能である。ここでは棒鋼およびコイル状の鋼製品の連続焼鈍における時間-温度-雰囲気の関係の意義について述べる。焼鈍炉としては棒鋼用にはローラーハース型が用いられる。時間-温度の関係はローラーコンベアの速度と加熱帯の温度によつて決められる。大量のコイル状の製品の焼鈍にはプッシャーローラー型の炉が適している。この運搬方式はローラープッシャーで炉内の 1 つのトレイを押して, 次のトレイを進めてゆくやり方である。

実際の試験結果について次に示す。まずローラーハース型炉での丸棒の恒温連続焼鈍では加熱帯の温度と長さを調整することにより焼鈍サイクルの厳密な制限が可能であつた。次に同じ炉で丸棒の完全焼鈍を行なつたがその処理量は 2070 kg/hr で, 結晶粒の微細化とパーライト組織の調整という目的が達成された。さらに SAE 1035 をプッシャートレイ型の炉で, 実験室で開発された焼鈍サイクルに基いて部分的な球状化焼鈍を行ない, すぐれたボルト材を得た。所定の組織を得るためには温度と時間の制御が非常に重要となるが, 連続焼鈍においては炉内のコンベアの速度と各室の温度を調整することによつて多くのサイクルについてこれらの要因を容易に制御することができる。雰囲気と材料との反応があるため両者の原衡関係を把握しておかなければならない。たとえば, 0.5% C 材を 870°C で焼鈍する場合 10% H₂-5% CO に対しては CO₂ は 0.007% 以下でなければならない。また炉内雰囲気の組成の均一性は材料温度の均一

性と同様に重要なものである。これらの時間-温度-雰囲気制御にはコンピューターが導入され、さらに将来はこの連続焼鈍を圧延作業などの他の工程と結びつけて全工程の新しい操業方式が確立されうであろう。

(渡辺忠雄)

最新のリング圧延機

(Pech and Tozer: Iron Steel (U.K.), 42 (1969) 2, p. 109~111)

直方形、正方形および他の断面を有する炭素鋼および合金鋼の圧延リングを1個のロールで圧延できるリング圧延機を紹介している。リング重量 5 kg~160 kg, 最大径 1120 mm を圧延する No 1 リング圧延機および 4000 kg, 4500 mm の鉄道用タイヤ圧延機の2基で圧延機はメインロール、ローリングマンドレルおよび補助の軸ロールを組み合わせて垂直パスと水平方向のパスを同時に行なうものである。固定したメインロールは自在カップリングで継ぎ、圧下操作は D.C. 分巻電動機で行ない圧延速度は 1250 mm/sec, 出力 107.2P/80kW, タイヤ圧延機は 1250 mm/sec 以上, 540P/400kW である。マンドレルの上部は廻転逆行装置、下部はローラ軸受で支えられており、両方とも水平方向に移動する枠におさめてあり垂直方向の圧延力は 40T 以上 200T に変動できる。軸ロールは2個の円錐形ロールが互いに上下に位置して下ロールが回転する。駆動は4段階の圧下を行ない3相 A.C. 誘導電動機、出力 214.6P/160kW, 上ロールはアイドラーで圧延によつて軸心方向へのリングの拡がりに対処して自動的に移動する。

リングが最終的に円形を確保するための芯立て装置、厚みと軸方向の拡がり量の指示装置、外径はリング外周に接触したトレーサーロールによつて自動的に測定し、ロールの回転、停止を指示する。工場設備および実際操業の結果は No 1 圧延機で、リング重量 10 kg で 30 sec 160 kg のもので 4 min/個である。まず鋼片は所定の重量に切断後ツインドアー式ロータリー床炉で加熱し、トランスファータブル、プッシャーラムを経て 80 t プレスで膨径しマンドレル孔を穿孔する。このブランクは半自動ロータリーマニプレーターによつて圧延機に移送される。圧延後は3本足の掴み金具をつけた捲揚げ装置で上側より持ち外し、ローラーコンベヤーで置場に移送する。長大品にはプレス後に再熱炉を使用する。

(大森敏愛)

一 性 質

上部ベイナイト組織の低温圧延

(D. DULIEU and J. J. IRANI: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 308~318)

上部ベイナイト組織を有する鋼の衝撃抵抗はもとのオーステナイト結晶粒度で定まるが、本研究は主として加工熱処理による結晶粒の微細化で衝撃値の改善を図つたものである。材料はベイナイト鋼である 0.1C-0.7Mn-0.5Mo-0.005B 市販鋼および同成分の 50 ポンド BISRA 真空溶解鋼である。試料は 1250°C から空冷で所定の温度まで冷却し、圧延によつて加工を加えた。

まず圧延後の再結晶を利用し、等軸晶の微細なオーステナイト粒をうるために終了温度をすべて A_{c3} 以上とす

る方法が試みられた。しかしこの方法では圧延回数をましても 950°C で焼ならしした場合より微細な結晶粒をうるができなかつた。つぎに圧延開始温度を 900~600°C に下げ、再結晶させずに加工のみによつて微細化を図つた。この場合結晶粒は微細化というよりはむしろ引きのばされており、その中で変態したベイナイトは通常の組織より微細になつていようにみえた。衝撃値の改善は単に微細化から予期されるものより大きかつた。この有益な効果はおそらく高転位密度のフェライト中への受けつぎと考えられるので、ベイナイト変態途中の圧延についても実験が行なわれた。その方法としてはじめ 1100~850°C の間で圧延し、つぎに 650°C まで空冷してからさらに圧延するなどの方法がとられた。低温での変形量あるいは圧延パス間の冷却速度が増すと降伏強さをあまり下げずに衝撃特性が改善され、また焼もどしによりかなり強度が増加した。温間加工も試みられ 800°C に再加熱して圧延すると遷移温度は変形量とともに低下した。

低温加工や温間加工ではフェライト境界は大傾向をなし、これらは少なくとも部分的に強度の改善に役立っているであろう。

(渡辺 敏)

高純度鉄の機械的性質の異方性および集合組織におよぼす合金元素の影響

(P. R. V. EVANS et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 331~338)

高純度鉄の機械的性質の異方性および集同組織におよぼす添加元素 (Al, Cr, Cu, Mn, Ni, C, P, Ti) の影響を調べた。真空鑄造したインゴット、市販のリムド鋼およびキルド鋼を 1150°C で熱延し、さらに 40~90% の圧下率で冷延 (最小厚さ 0.6 mm) した。H₂ 中で 700°C, 5hr (Fe-Cu 合金は 500°C, 3hr さらに 750°C, 5hr) の焼鈍後、各試料の塑性歪比 ($\bar{R}$ 値) を引張試験よりもとめた。また同時に熱延後、冷延後および焼鈍後の極点図をもとめた。

得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 焼鈍した高純度鉄の $\bar{R}$ 値は 45~92.5% 冷延では圧下率とともに増加するが、合金元素を添加すると2つのグループに分かれる。グループ1は、 $\bar{R}$ 値が高純度鉄と同様に冷延率とともに増加するもの (Fe-0.02%C, Fe-0.1%C, Fe-0.05%P, Fe-0.5%Ti), グループ2は $\bar{R}$ 値が 70~85% の冷延率のところで最大となるもの (Fe-0.6%Al, Fe-0.5%Mn, Fe-1.0%Mn, Fe-1.0%Ni, Fe-1.0%Cr, Fe-0.25%Cu, Fe-1.0%Cu, リムド鋼, キルド鋼) である。そして一般にグループ1の $\bar{R}$ 値はグループ2のそれよりも大である。(2) $\bar{R}$ 値と集同組織との関係は理論的な傾向と一致しており、{111}<112>または {554}<225>は $\bar{R}$ 値を増加させ、{100}<001>はそれを低下させることを示していた。(3) これら各合金間にみられる $\bar{R}$ 値の差は回復および一次再結晶におよぼす合金元素の影響からきている。すなわち、C のように格子欠陥に偏析する元素および Ti のように格子間原子とかたい化合物をつくる元素は高純度鉄の $\bar{R}$ 値を高め、Mn, Al, Ni のように鉄中に固溶する元素は $\bar{R}$ 値を低くする。(4) 市販材の $\bar{R}$ 値および深絞り性を改善するために、キルド鋼でおこなわれているように炭化物あるい

は窒化物の析出を制御することは効果的な方法である。
(大久保透)

軟鋼と低炭素マンガン鋼における劈開破壊に対する温度および歪速度の影響

(G. OATES: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 353~357)

著者は最近の研究で軟鋼および低炭素マンガン鋼の劈開破壊挙動における脆性第二相粒子の分布、与えられた静水圧の度合について調べているが、この論文ではこれをさらに進めて歪速度の影響を考察した。使用した材料はマンガン鋼 (0.048% C, 1.44%Mn) と軟鋼 (0.06% C) である。試験はノッチを付けたもの (45° と 120° の角のノッチ) では曲げ試験、付けないものではクロスヘッド速度を変化させて等軸引張試験を行なった。これらはいずれも室温から -196°C までの種々の温度で実施し、破壊が普通の降伏で起こる温度 T_{GY} を決定することによって σ_F すなわち破壊時のノッチの下の大視的な応力を計算した。さらに劈開破壊を支配する現象やその際に導入される双晶などについても考察した。その結果、次の事実が確認された。(1) 劈開破壊は実験条件下でのその成長が律速で、組織観察によれば粒界を通るよりも粒内を通って成長するほうが困難である。(2) T_{GY} はノッチ角が小さいほど、また歪速度が速いほど高かったが、同一条件下では T_{GY} はマンガン鋼の方が常に軟鋼より低かった。これは粒界の脆性セメンタイト膜の厚さの相違による(3) 軟鋼の破壊はじりによるクラックの成長が原因であり、したがって σ_F は温度や歪速度の影響をあまり受けず、OROWANの臨界引張応力基準に一致する。(4) マンガン鋼では破壊過程まで双晶が起こるので、 σ_F は温度、歪速度の影響を大きく受ける。これらの事実から脆性第二相粒子中では、じり帯または双晶帯からクラックが発生すること、および劈開破壊は析出物と同じくらしいの大きさのクラックが成長して、延性をもつフェライトのマトリックスの中に入っていく現象であることがわかった。(中村皓一)

Al と Ti を含むオーステナイト鋼のクリープ中の組織変化

(M. OZEL and J. NUTTING: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 4, p. 468~473)

本研究は Fe-15Cr-25Ni 系オーステナイト鋼に Al と Ti を添加した A, B 2 鋼種のクリープ変形の様態を知るために行なったものである。A 鋼は (Al+Ti)=3wt% Al/Ti=0.5 で 1280°C×20 min 溶体化処理し、700°C×2.5hr 時効した後 650°C, 15 t/in² の条件でクリープ試験を行なった。一方 B 鋼は (Al+Ti)=5.6wt%, Al/Ti=1.1 で 1200°C×20 min 溶体化処理し、700°C×4hr(半硬化)または 700°C×100hr(完全硬化) 時効した後、650°C で前者は 10 t/in², 後者は 12 t/in² でクリープ試験を行なった。さらに 650°C での無荷重の時効や電頭組織観察を行ない、クリープ中の析出の様子、組織の変化などについて調べて以下のような結論を得た。A 鋼では前時効処理後の状態ですでに γ' を析出し TiC を含んでいるが、 γ' はクリープおよび時効中いずれにおいても同じように成長し、一方 TiC の成長は時効中のほうが速かった。また転位密度はクリープ進行とともに増

加し、多くの転位は<110>方向に伸びていたが、network や転位の集積による亜粒界がみられた。B 鋼のうち半硬化材は γ' と少量の Ni_3AlTi を含み、完全硬化材は γ' と多量の Ni_3AlTi を含むが、いずれもクリープによつて転位上への Ni_3AlTi の析出が促進され、その近くに析出物の全くない部分ができ、さらに歪が加わると空隙が形成されたが、これはマトリックスと析出物との結合力が弱いために起こる現象である。ただし空隙形成は完全硬化材では二次クリープ中に起こるのに対し、硬化材では破断時に起こる。(中村皓一)

時効硬化型オーステナイト鋼の変形に関する見解

(F. G. WILSON and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., (1969) 4, p. 490~499)

析出物と転位との相互作用は時効硬化型、分散強化型合金の降伏強さや塑性変形挙動を知る上に非常に重要な事柄であり、試料表面のじり線の観察や、さらに直接的には変形後の試料の薄膜の電顕観察によつて調べることができる。本研究は所定の時効処理を施した 25%Ni-15%Cr-4%Ti オーステナイト鋼の変形について、上述の方法によつて実施したものである。使用した鋼の成分は 0.025C, 1.10Mn, 0.41Si, 25.61Ni, 14.90Cr, 4.30Ti, 0.0045N wt% で、真空溶解し、1150°C で 1hr 溶体化処理した。時効処理は(1)700°C で 4 hr, (2)700°C で 100hr, (3)800°C で 115hr 行なった。溶体化処理のみの鋼では積層欠陥エネルギーは高く、また変形によつて明りような転位のセル構造ができていた。(1)の処理を施した場合には、微細な γ' 粒子が形成され、固溶体から Ni が移動するために積層欠陥エネルギーがさがると。また変形および加工硬化の特性は一相でしかも低積層欠陥エネルギーの材料の場合と同様で、部分転位の通過によつて γ' 粒子が剪断される。(2)の処理を行なうと γ' 粒子が成長し、そのまわりに転位のループができ、加工硬化速度も速い。(3)の処理は過時効に相当するので、セル状の Ni_3Ti とともに coherent な γ' 粒子がみられ、変形させると γ' とオーステナイトとの coherence がさがると。また転位のループが γ' 粒子間やそれらの周囲に形成されると、変形が促進される。これはじり線が大きな γ' 粒子を避けて通っていたという表面観察の結果から確かめられた。変形は主として γ' -オーステナイト領域に限定されていたが、歪が大きい場合にはセル状部分の変形や破壊が観察された。これらの結果は真応力-歪特性とも一致している。(中村皓一)

切欠き曲げ試験による鋼の脆性破壊感受性の新しい評価方法の適用

(E. SCHMIDTMANN and H. P. MALL: Stahl u. Eisen, 89 (1968) 6, p. 304~321)

鋼の脆性破壊感受性を評価するため、遷移温度などの特性値と応力状態や材質の間に物理的な関連性があり、しかも精度のよい試験法が検討されてきた。著者らは切欠き曲げ試験の荷重-曲げ曲線から、弾性三角形をなす温度 (T_N) と、荷重が最大値到達後、急激に減少する温度 (T_S) の 2 つの遷移温度を用いて、脆性破壊感受性の評価を行なった。材料として 0.10~0.19, 0.32% C の 3 種の構造用炭素鋼(結晶粒 7~200 μ)、0.20% C, 1.43% Mn, 0.036% Al の細粒構造用鋼、0.30% C, 0.26%

Mo, 1.88%Ni, 1.95% Cr の合金鋼を用いた。試験温度は $-100 \sim +100^{\circ}\text{C}$ 、衝撃速度 1m/sec で、試料の切欠き形状は断面積 30 mm²、角度 45°で、半径を 0.005 mm以下、0.1, 0.25, 0.5 mm と変えた。

2つの遷移温度の採用により、衝撃エネルギー-温度曲線は T_S 以上の剪断破壊、 T_S と T_N の間の塑性変形を伴う垂直応力破壊、 T_N 以下の垂直応力破壊だけの3つの領域に分けられ、材料の脆性感受性を詳しく評価することができる。また切欠きが鋭くなるほど、遷移温度は上昇し、剪断と垂直応力による混合破壊の温度領域が切欠き半径 0.5 mm で 60°C 、0.005 mm 以下で 5°C と小さくなり、割れの発生、伝播に対する変形速度や応力状態の影響は少なくなる。さらに H. M. SCHNADT による変形能-荷重曲線を求めると、降伏、破壊荷重は結晶粒が大きく、温度が低いほど大きくなり、これは破壊機構の仮説と一致する。 T_S と T_N を他の遷移温度（最大衝撃値の 50% の温度など）と比較すると、これらの遷移温度は T_N と T_S の間にあり、切欠きが鋭いと T_S に、鈍いと T_N に近くなる。また衝撃速度 (1~20m/sec) の対数と T_S は直線関係にあり、速度が大きいほど剪断破壊の領域は低温側へ移行する。さらに結晶粒が 200 μ から 33 μ に減少すると、 T_S が 55°C から -30°C 、 T_N は 10°C から -45°C と低下し、しかも T_S と T_N の温度差は小さくなる。（小池一幸）

市販低炭素鋼の冷間圧延における優先方位

(P. N. RICHARDS and M. K. ORMAY: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969)4, p. 715~723)

通常の方法で熱間圧延した低炭素鋼板の熱延集合組織は最終パスにおける α 鉄の量によつて基本的な2つのタイプのいずれかに属し、その集合組織は、その後の冷間圧延において圧下率を増すとともに変化し、しかも板の表面と中心面とでも異なる。冷延における集合組織は、BENNEWITZの提唱したような2つの繊維組織、すなわち圧延方向に平行な $\langle 011 \rangle$ 軸回りの繊維組織（繊維組織A）と $[011]60^{\circ}$ RD 繊維組織（繊維組織B）とで説明しうる。

ここではいずれも低炭素の、リムド鋼、1.4%Si 鋼、最終パス温度の異なる2種のキルド鋼の、熱延試料を冷間圧延し、圧下率を増加させながら、板の表面と中心面でその集合組織の変化を調べた。

最初の熱延集合組織は、リムド鋼と最終パス温度の高いキルド鋼とではほとんどランダムであり、わずかに $\{110\}\langle 110 \rangle$ の弱い方位がみられ、表面と中心面での差は小さいのに対し、1.4%Si-Feと最終パス温度の低いキルド鋼とでは、 α または $\alpha + \gamma$ 相で熱延されたもので、表面ではランダムに近いが $(211)[11\bar{1}]$ が支配的で、中心部では $\{100\}\langle 011 \rangle$ から $\{211\}\langle 011 \rangle$ にわたる強い方位をもち、繊維組織Aに属するものである。この強い繊維組織をもつ中心の領域は板厚の 40% にわたっている。

これらまったく異なる熱延集合組織をもつ試料も、冷延で圧下率 80~90% になると、ほぼ同じ集合組織となり、その主優先方位は $\{100\}\langle 011 \rangle$ から $\{322\}\langle 011 \rangle$ にわたる繊維組織Aに属するものとなる。しかし最も大きな違いは、リムド鋼では、圧下率 50~60% までは繊維組織Bの成分が比較的強く、表面と中心面がほぼ同じバ

ターンを示すのに対し、1.4%Si-Fe では、中心面は 0~80%冷延に至るまで繊維組織Bの成分の強度はきわめて低い。また表面層はリムド鋼とほぼ同じ変化を示す。そして表面と中心面との優先方位の差は圧下率が80%になつてもなお存続している。（田頭 扶）

ウラン添加低炭素鋼の高温性質に関する 2, 3 の考察

(G. P. CONTRACTOR and W. M. CRAWFORD: Iron Steel(U.K.), 42 (1969) 2, p. 93~97)

本実験は、鉄合金におけるウランの用途を検討する研究の一環として行なつたものであり、0.15~0.35% C の3種類の低炭素鋼の高温引張強さおよびクリーブ破断強さにおよぼす 0.05~0.15% U 添加の影響を検討した。試料は 230 kg アーク炉および23 kg 高周波炉で溶解し、19 mmの厚板に圧延後、 925°C と 900°C で二重焼準、 675°C で焼戻しを行ない、実験に供した。

Uは低炭素鋼の高温引張強さおよびクリーブ破断強さにほとんど影響をおよぼさない。さらに U は、 150°C ~ 340°C 間の引張強さの増加として現われる動的歪時効硬化現象（青熱脆性）に対しても、何らの影響もおよぼさない。この動的歪時効硬化現象の強化機構について、おもに文献を参照し、つぎの3つの因子が重複しつつ重要な影響を与えていると推察した。すなわち、i) Cottrell 雰囲気による転位固着理論、ii) 固着された転位は引張変形によつて容易には解放されないことを暗示する最近の転位増殖の仮説、iii) 200°C 付近の温度で引張により歪を受けた低炭素鋼の転位密度（加工硬化速度）は常温で等量の加工を受けた場合よりも数倍も多いという実験事実、以上3つの因子である。また、Uの影響とともにMoの影響をも検討し、0.3% の Mo 添加はクリーブ破断強さおよび 425°C ~ 650°C での高温引張強さを著しく改善することを明らかにした。その現象は、Mo が過時効すなわち炭化物の粗大化を抑制する作用による。（河部義邦）

—物理冶金—

T - τ^* 関係の考察にもとづく α 鉄における熱活性化変形の解析

(F. A. SMIDT, JR: Acta Met., 17 (1969) 4, p.381~392)

熱活性化変形の研究は、金属の変形に対する理解を深めるのに、大いに役立つ。変形応力は、転位の運動に要する活性化エネルギーによつてきまる実効応力 τ^* と、内部応力 τ_i とにわけられる。 τ_i は温度や歪速度に鈍感であるが、 τ^* はそれらに敏感であり、熱活性化変形は τ^* と変形温度 T との関係を求めることによつて考察することができる。本研究は、真空溶解にて溶製した純鉄を用い、インストロン型引張試験機を用いて、温度範囲を 78°K から 320°K まで変えて、 τ^* と T の関係を測定し、アルレニウスの速度式、熱力学的関係式にもとづいて解析を行なつた。

測定は、 τ_i の項や歪量による影響を除き真に τ^* と T の関係を求めるため2, 3の工夫を行なつた。 τ^* は、0°Kにおいて最大値 τ_p をとり、温度上昇にともない単調に減少して温度 T_0 において0となるので、 $T > T_0$ で変形応力を測定すれば τ_i が得られる。 $T < T_0$ で測定

した変形応力より、この τ_i を減ずれば τ^* が得られるはずであるが、実際は τ_i は歪量に依存して変わるため、各種温度ごとに等歪量で変形応力を測定するように工夫した。

$4\tau^*/\Delta T$ と T の関係は直線となつた。これより実験式を立て、熱活性化変形に関する基礎的諸関係式を用いて諸量間のくわしい実験式を誘導した。 T_0 , T_0 における活性化エンタルピー H_0 、活性化体積 V^* などについて従来の研究者の結果と比較して表示した。本研究で誘導した実験式によれば、活性化体積 V^* は実効応力 τ^* の平方根に逆比例して増加し、活性化エンタルピーは $H = H_0 [1 - \sqrt{\tau^*/\tau_p}]$ で示された。また、 $H_0 = 0.87 \text{ eV}$, $\tau_p = 59 \text{ kg/mm}^2$, $T_0 = 287^\circ \text{K}$ などであつた。これらの結果を種々のモデルによる計算結果と比較したところ、ダブルキンクの核生成に関する DORN-RAJNAK のモデル計算と多少一致したが、これも低応力領域では一致せず、どの理論もまだ、熱活性化変形の機構をうまく説明するものとはいえない。(大内啓史)

真空脱ガスの研究 I: 減圧下における気泡生長の流体力学 (J. SZEKELY and G. P. MARTINS: Trans. Met. AIME, 245 (1969) 4, p. 629~636)

減圧下における気泡の膨張について取り扱っている。このような条件においては、気泡の内圧はその気泡と同じ深さにある融体の静圧と一致しない。すなわち浮上しつつある気泡の示す体積は、同じ深さで静圧と平衡している静止気泡の占めうる体積よりはるかに小さい。物理的原因は、急速な浮上による静止の減少のため、急激に膨張しようとする気泡の外壁が融体の慣性によりその膨張をさまたげられるところにある。

この現象を気泡は常に球状であり、かつ浮上速度は一定であるとの仮定のもとに運動方程式をたて、コンピュータによる数値解析を行なつた結果、この効果は(1)外圧が低いほど、(2)融体の密度が大きいほど、(3)気泡発生時の気泡の体積が大きいほど、顕著であることがわかつた。こうした計算の正当性は水銀のうすまくと空気をを用いた2次元モデルでの実験により証明された。

溶鋼の真空脱ガスに関する実用的見地からすると、

(1) 真空脱ガス行程において、融体表面近くを浮上する気泡の体積は、静圧を用いて推定したその $1/10 \sim 1/100$ であり、物質移動に供されるこの気-固界面の面積を従来は、あまりに大きく評価しすぎていた。

(2) 外圧が 0.2 mmHg 以下においては、もはやそれ以上真空度を高くしても、浮上の最終過程における気泡体積は、 0.2 mmHg の場合より大きくはならない。このことは、真空脱ガス法において、どの程度の真空度を採用するかを指標となろう。(中野昭三郎)

2次元モデルによる液体金属中の気泡の動向の研究

(M. PANENI and W. G. DAVENPORT: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969) 4, p. 735~738)

薄板状プラスチック容器を用いて、水銀中と水中での気泡 (N_2) の浮上速度および形状を調べたものである。すでに、水銀 (20°C)、銀 ($1000 \sim 1500^\circ \text{C}$) での気泡上昇の終速度が測定されており、水溶液と液体金属の間でよい一致をみている。DAVENPORT, BRADSHAW はプローブを用いて、気泡の水平、垂直方向の最大値を測定してい

る。本研究は、水溶液系と金属系における気泡上昇の動的相似性を確認する目的で行なわれたものである。運動粘性率 50 cStk 以下の液体中を上昇する大きい気泡 (本研究では $0.01 \sim 10 \text{ cm}^3$) は上部に球面、下部に粗な平面を有し、DAVIES, TAYLOR により、3次元空間では、

$$U = \frac{2}{3} (g R_c)^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

2次元空間では、COLLINS により

$$U = \frac{1}{2} (g R_c)^{1/2} \dots \dots \dots (2)$$

U : 気泡の速度, g : 重力加速度, R_c : 気泡上部曲面の曲率半径

が提案されているが、本研究もこの条件下にあり、気泡の形状は、上述のとおりで、測定速度は(1)式と(2)式の間を示した。 R_c が大きくなるに従い、(2)式に近づく傾向にあり、水銀と水では、同じ R_c に対する U は水銀で $5 \sim 10\%$ 大きかつた。水銀の場合、気泡がナメクジ状から上部球面完成まで $20 \sim 30 \text{ cm}$ 上昇することが、 U を大きくするが、ナメクジ状になる理由は今後の研究に待たなければならない。気泡の形状は水、水銀共に似ており、プローブ実験の結果を裏付けている DAVENPORT らは、水銀中では、表面張力の影響で、気泡のはじが、水の場合より丸味を帯びているとしているが、本研究では、両者とも同様であつた。水銀中の気泡表面は水中よりも、さざ波状であり、液体金属と気泡間の物質移動の増大をもたらすであろうとされている。これらの結果より、 0.47 cm の厚さの、2次元モデルの実験では水中と水銀中の気泡上昇の動的相似性が確認されたとしている。(世良田勝彦)

—合 金—

Co を高め Mo と Ti 含有量を減らしたマルエージ鋼の研究

(S. FLOREEN: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 4, p. 484~489)

18Ni マルエージ鋼において、Mo と Ti が強化に著しく貢献していることは多くの硬化機構についての研究結果からも明らかであるが、これらの元素は凝固時に偏析しやすく、靱性に悪影響をおよぼすことがある。この点を改善するために、まず偏析しにくい Co を高め、Mo と Ti を減らした数多くの試料の機械的性質 (引張性質と V 切欠シャルピー衝撃値) を求め、Ni, Co, Mo 含有量の影響を調査した。

Fe, Ni, Co のみの三元合金でも高い降伏強さが得られたが、衝撃値は低かつた。 $1 \sim 4\% \text{ Mo}$ 添加は強さを高め、またすべての強度レベルで衝撃値を改善した。 $18\% \text{ Ni}$ ベース合金は、 10% または $25\% \text{ Ni}$ ベース合金より良好な性質であつた。Co を 12% から 20% まで増加させると、強さは連続的に増加し、靱性は低下した。以上の結果とくに $18\text{Ni}-15\text{Co}-3\text{Mo}$ 鋼の強さと靱性が良好であつたので、この成分の鋼に対する他の合金添加の効果を調べた。その結果、 $\text{Al} + \text{Ti} + \text{V} + \text{Zr}$ 添加の系列が良好であり、とくに V がおもな役割を演ずるようである。B と Mg は有効でなかつたが、Cr は効果的であつた。ただし、これらの理由についてはまだ不明である。

次に、偏析の傾向を調べるため、大気溶解後砂型に鋳込み、ホットトップを用いてゆつくり冷却したインゴットから作成した試料について、組織とマイクロアナライザの試験を実施した。18Ni-8Co-5Mo-0.4Ti鋼は時効後 γ が存在し、またTi、Moの偏析も著しかった。一方18Ni-15Co-3Mo鋼では、偏析が全くないわけではないが、その程度はかなり減少していた。(金尾正雄)

一分 析一

Leco-炭素分析装置による鉄鋼中の炭素分析：その炉制御への応用

(T. S. HARRISON and S. A. MARSHALL: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 323~330)

Leco 炭素分析装置は、Appleby-Frodingham Steel Co. が鉄鋼中の炭素を迅速かつ正確に分析することを目的として作成した。これは高周波誘導加熱炉、ガス清浄装置、分析器からなる。原理は、加熱炉で試料を1700°C以上に加熱し、炭素を酸素により燃焼させCO₂にし、CO₂の熱伝導度から炭素を定量するものである。加熱中に酸化された硫黄や金属は清浄装置に回収され、CO₂のみの熱伝導度が測定される。装置に試料を装入した後はすべて自動的に分析され、一回の分析所要時間は50~60secである。前もって含有量がわかっている0.0022~1.41% Cの試料を用いて分析したが、正確な再現性が得られた。またカントバックによる分析値と比較したが非常によい一致を見た。試料の採取は原理的には溶湯を直接シリカチューブに吸取り、水冷後所定の長さに切断して分析に供した。その重量は約1gである。試料を現場から分析室へ空気輸送管で送り、そこで分析したときの所要時間はカントバックでの分析所要時間の1/2強であつた。さらに分析器を中央分析室に取付け、3つの炉から送られてくる試料は迅速に分析できた。したがって中央からおのおのの炉を制御することが可能である。また種々のサンプリング法を用いて分析し、カントバックの分析値と比較したが、よい精度を示している。Leco 分析器を現場に取付けて使用したが、振動、温度変化のために精度が落ちるが、試料の秤量には電気天秤を用い装置にはクッションを付けることにより十分な精度が得られた。さらに U. S. Steel と共同分析を試みたが、特に0.15~0.70% Cの範囲では非常によい一致を見た。(吉越英之)

一そ の 他一

ベアリング鋼塊の超音波利用介在物測定法

(R. N. CRESSMAN and A. J. PLANTE: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 3, p. 232~235, 238, 250, 259)

従来、鋼材中の非金属介在物の測定には顕微鏡観察による方法が最も利用されているが、本報では超音波を利用した非破壊試験法について、装置、測定方法およびベアリング鋼中の介在物を計数した実例について報告している。

超音波試験法の利点としては非常に短時間で大量の鋼材が検査できること、鋼中介在物の存在が自動的に指示できること、介在物の数、位置、相対的な大きさを電氣的に記録できることにある。一方、欠点としては、現在の技術では echo signal の示すものが本当に介在物であるのか、結晶粒界のような試料内の不連続によるものなのか識別困難なことであり、これらの区別をするために数多くの試験を行ない熟練せねばならない。

供試験片は超音波エネルギーの散乱を防ぐために表面を平滑に研磨する必要がある。また熱処理を行なつて結晶粒度を均一にしなければならない。たとえば、低炭素鋼試料の場合はAc₃点以上60±30Fくらいで焼準するのがよく、高炭素鋼では二段焼準処理を行なうか、焼準後球状化焼鈍を行なうとよい。

種々試験した結果、現在の技術段階では超音波介在物検査法は他の介在物測定法の補助手段であるが、装置の改良、試験方法の改良によつて、介在物量の少ないベアリング鋼や他の鋼種についても定量的に測定が可能となると考えられる。(渡辺靖夫)

ロール速度の同時性による表面性質の改善

(R. W. YOUNG and R. A. SYLVESTER: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 4, p. 305~309)

本報告は上下作用ロールの速度差異を正確に測定することによつて、折れ込んだ酸化物欠陥をなくすることを論じている。

内包した酸化物は微細な片状の形で、仕上がった錫板において特に著しく現われ、今までは、局部的な加速度的腐食、巻き込んだ割れがひどくなったもの、ラッカーのふくらみ、十分でない表面性、などと関連していると考えられていた。1965年、ジョンズ・ラフリンの44インチホットストリップミルにおいて内包した酸化物欠陥に対するロール条件に関して調査が行なわれた。この調査は鋼塊性状、均熱時間と温度、ロール表面、スカーフィング、デスケールなどについて行なわれたがこれらの各要素は直接には内包酸化物欠陥を除去できなかった。しかしこの研究の間に時々アンバランスのモーター荷重が発見され、ミルのピニオンドライブでないことから上下ロール間の速度差異によるものと結論され、内包酸化物欠陥はロール速度に差異があつたときに現われること、またこの欠陥はロールのファイアクラックとの間で相乗作用を示すことなどがわかつた。そこで上下ロールの速度差異をいかに把握するかが問題となり、著者らは“ロール同時性警報装置”なるものを考案した。これによると±0.1%の精度を確保でき、自動的に差異を読み取りたえずロールスピードを同じく維持することが可能である。この装置の有効な使用によつて1967年前後6カ月を比較した場合、欠陥による除去が75%減少し1968年以降欠陥発生は皆無に近い報告をしている。現在この装置は、ホットストリップミル、各種冷間圧延設備のようなロール速度の同時性を必要とする鉄鋼工場の他の分野にも多く適用されている。(宮本章)